

GÉP

A GÉPIPARI TUDOMÁNYOS EGYESÜLET MŰSZAKI FOLYÓIRATA



INNOVÁCIÓS GÉPÉSZETI TERVEZÉS ÉS TECHNOLÓGIÁK

INNOVATÍV ANYAGTECHNOLÓGIÁK, SZÁMÍTÓGÉPPEL SEGÍTETT TECHNOLÓGIAI FOLYAMATTERVEZÉS
ÉS FOLYAMATMODELLEZÉS TUDOMÁNYOS MŰHELY

2012/11.



Nemzeti
Kulturális
Alap

80 oldal
LXIII. évfolyam

INNOVATÍV ANYAGTECHNOLÓGIÁK

*A tudományos műhely vezetője: Dr. Tisza Miklós, egyetemi tanár, tanszékvezető
e-mail: tisza.miklos@uni-miskolc.hu Tel.: +36-46/565-164*

A tudományos műhelyben folyó kutatások fő célkitűzései

1. HEGESZTÉS

- 1) korszerű technológiával gyártott, nagyszilárdságú acélok, különféle alakítható és hegeszthető szerkezeti fémek és ötvözetek, valamint különböző alakítási mértékkel alakított finomlemezek hegeszthetőségi vizsgálata;
- 2) szakaszos energia-bevitel technológiai jellemzőinek vizsgálata, ömlesztő hegesztési és ellenállás ponthegeztési kísérletek végzése szakaszos energia-bevitellel alakítatlan és alakított finomlemezeken, a lehetséges hegesztési munkatartományok meghatározása.

2. HŐ- ÉS FELÜLETKEZELÉS

- 1) stratégiai kutatási irányok, irányelvek kidolgozása a termokémiai felületkezelési technológiák kutatás-fejlesztésével kapcsolatban a régió érintett gazdasági szereplőivel és azok szervezeteivel (kamara, klaszterek) együttműködve;
- 2) kísérleti program kidolgozása és megvalósítása hagyományos és a korszerű, továbbfejlesztett termokémiai eljárások összehasonlító elemzésére.

3. KÉPLÉKENYALAKÍTÁS

- 1) alakíthatósági elemzések korszerű nagyszilárdságú acélok, Al-ötvözetek és nehezen alakítható fémek vonatkozásában;
- 2) új, innovatív alakító eljárások (inkrementális alakítás, HydroForm eljárás), az állapotényezők hatásán alapuló eljárások (nagy energiasebességű eljárások, szuperképlékeny alakítás, stb.) kutatása, optimális technológiai paramétereik meghatározása, valamint a gyors prototípus gyártás vizsgálata különös tekintettel az egyedi és kisorszat gyártásra.

4. SZÁMÍTÓGÉPES TERVEZÉS ÉS MODELLEZÉS AZ ANYAGTECHNOLÓGIÁKBAN

- 1) Számítógéppel segített hegesztés technológia tervezés alkalmazása különféle eljárásokhoz, különféle hegesztő eljárások végelemes modellezése, kapcsolt termikus és mechanikai folyamatok elemzése a SysWeld végelemes program rendszerrel
- 2) Számítógépes technológiai és szerszámtervezési módszerek kidolgozása és alkalmazása különféle képlékenyalakító technológiai eljárásokra, képlékenyalakító technológiák és szerszámok végelemes modellezése az AutoForm és a Deform 3D programcsomagok alkalmazásával
- 3) Számítógépes hőkezelés technológiai programok továbbfejlesztése, a végelemes modellezés alkalmazása hőkezelési technológiák kapcsolt termikus és mechanikai folyamatainak elemzésére.

A projekt keretében beszerzett új berendezések



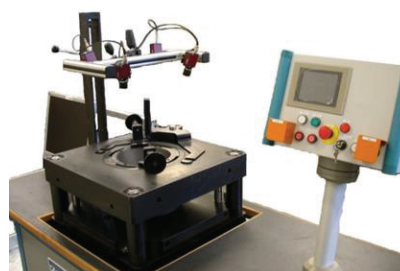
Impulzusos hegesztő berendezés



Kutató mikroszkóp



Gleeble 3500 termo-mechanikus fizikai szimulátor



Univerzális lemezvizsgáló

GÉP

A GÉPIPARI TUDOMÁNYOS EGYESÜLET

műszaki, vállalkozási, befektetési, értékesítési, kutatás-fejlesztési, piaci információs folyóirata

SZERKESZTŐBIZOTTSÁG

Dr. Döbröczöni Ádám
elnök

Vesza József
főszerkesztő

Dr. Jármái Károly
Dr. Péter József
Dr. Szabó Szilárd
főszerkesztő-helyettesek

Dr. Barkóczi István
Bányai Zoltán
Dr. Beke János
Dr. Bercsey Tibor
Dr. Bukoveczky György
Dr. Czitán Gábor
Dr. Danyi József
Dr. Dudás Illés
Dr. Gáti József
Dr. Horváth Sándor
Dr. Illés Béla
Kármán Antal
Dr. Kulcsár Béla
Dr. Kalmár Ferenc
Dr. Orbán Ferenc
Dr. Pálincás István
Dr. Patkó Gyula
Dr. Péter László
Dr. Penninger Antal
Dr. Rittinger János
Dr. Szabó István
Dr. Szántó Jenő
Dr. Tímár Imre
Dr. Tóth László
Dr. Varga Emilné Dr. Szűcs Edit

A szerkesztésben közreműködött:

Dr. Balogh András
Dr. Török Imre

KEDVES OLVASÓ!

A Miskolci Egyetem 2010-ben A felsőoktatás minőségének javítása Kiválósági Központok fejlesztésére alapozva az egyetem stratégiai kutatási területein címmel pályázati támogatást nyert el az Európai Unió által finanszírozott strukturális alapokból. A projekt célja, hogy hozzájáruljon a Miskolci Egyetem vonzerejének növeléséhez, elősegítve a régió gazdasági és társadalmi modernizálását, megújítását. Ennek érdekében a Miskolci Egyetem a hazai gazdaság és társadalom szempontjából kiemelt fontosságú, stratégiai kutatási területeken négy Kiválósági Központot hozott létre és e kutatóközpontok fejlesztésén keresztül nemzetközi színvonalú K+F+I tevékenység műveléséhez szükséges szellemi kapacitás felépítésére törekszik. A négy Kiválósági Központ között az egyik a Gépészmérnöki és Informatikai Karon létrehozott Innovációs Gépészeti Tervezés és Technológiák Kiválósági Központ. E központ keretében a Mechanikai Technológiai Tanszék az Innovatív anyagtechnológiák, számítógéppel segített technológiai folyamattervezés és folyamatmodellezés című Tudományos Műhely keretében végzi azt a széleskörű kutató-fejlesztő és innovációs tevékenységet, amelynek alapját a Tanszék meglévő infrastruktúrális és kutatási kapacitása képezi. A Tudományos Műhely fontos feladata stratégiai partnerség kiépítése a szűkebb és tágabb Régió kulcsszereplőivel a gépészeti anyagtudomány, a hegesztés, a hőkezelés és a képlékenyalakítás témaköreiben.

A Tudományos Műhely keretében végzett kutató-fejlesztő tevékenység eredményeiről rendszeresen beszámolunk hazai és nemzetközi folyóiratokban, hazai és nemzetközi konferenciákon: ebbe a sorozatba illeszkedik a GÉP című tudományos folyóirat e száma is. A folyóiratban átfogó elemzést olvashatunk a járműipari anyagfejlesztésekről, kiemelten a különféle nagyszilárdságú acélokról és alkalmazási területeikről. E témakörhöz kapcsolódik a hegesztés területéről a nagyszilárdságú acélok hegesztéstechnológiai paramétereinek megválasztásával foglalkozó cikk is. A hegesztés területén olvashatunk egy új, innovatív hegesztő eljárásról, a lineáris dörzshegesztésről. A tanszéki hőkezelési kutatásokban mindig is kiemelt szerepet játszottak a különféle felületvédő hőkezelések. E területen a nitridálás néhány új eredményét összefoglaló cikket olvashatunk, amely a hagyományos gáznitridálás mellett bemutatja a nitridálás területén tapasztalható innovációs trendeket, és rövid elemzést közöl az aktív ernyős plazmanitridálásról is. A képlékenyalakítás területén ugyancsak két korszerű irányatról olvashatunk: az egyik a lemezanyagok alakíthatóságának megítélésében kiemelkedően fontos alakítási határdiagramokkal, a másik egy új, innovatív és egyre szélesebb körben alkalmazott eljárással, az ún. Hydro-Form eljárással és annak modellezési lehetőségeivel ismerteti meg az olvasót. A folyóirat e számában áttekintést adunk a korszerű számítógépes mérnöki módszereknek az oktatásban, elsősorban a gépészmérnök képzésben való alkalmazásáról, bemutatva a számítógépes modellezés és szimuláció fontosságát is. E rövid bevezető is jól mutatja azt a sokoldalú kutató-fejlesztő munkát, amely a tanszéki tudományos műhelyben folyik.

Prof. Dr. Tisza Miklós
egyetemi tanár, Tudományos Műhely vezetője

A szerkesztésért felelős: Vesza József. A szerkesztőség címe: 3534 Miskolc, Szervezet utca 67.
Telefon/fax: +36-46/379-530, +36-30/9-450-270 • e-mail: mail@gepujsag.hu
Kiadja a Gépipari Tudományos Egyesület, 1027 Budapest, Fő u. 68. Levélcím: 1371 Bp. Pf.: 433.
Telefon: 202-0656, fax: 202-0252, e-mail: a.gaby@gteportal.eu, internet: www.gte.mtesz.hu
A GÉP folyóirat internetcíme: http://www.gepujsag.hu
Kereskedelmi és Hitelbank: 10200830-32310236-00000000

Felelős kiadó: Dr. Igaz Jenő ügyvezető igazgató.
Gazdász Nyomda Kft. 3534 Miskolc, Szervezet u. 67. Tel.: (46) 379-530, e-mail: gazdasz@chello.hu.
Előfizetésben terjeszti a Magyar Posta Rt. Hírlap Üzletága 1008 Budapest, Orczy tér 1.
Előfizethető valamennyi postán, kézbesítőknél, e-mailen: hirlapelofizetes@posta.hu, faxon: 303-3440. További információ: 06 80/444-444
Egy szám ára: 1260 Ft. Dupla szám ára: 2520 Ft.

Külföldön terjeszti a Kultúra Könyv és Hírlap Külkereskedelmi Vállalat,
H-1389 Budapest, Pf. 149. és a Magyar Média, H-1392 Budapest, Pf. 272.
Előfizethető még közvetlenül a szerkesztőségben is.

INDEX: 25 343 ISSN 0016-8572

A megjelent cikkek lektoráltak.

A kiadvány a Nemzeti Kulturális Alap támogatásával jelenik meg.

TARTALOM

1. Tisza M.:
Járműipari acélfejlesztések 3
A cikk ismerteti az autóiipar számára végzett vékonylemez fejlesztéseket, amelyek olyan ellentmondásos követelményeket kell, hogy kielégítsenek, mint a világméretű piaci verseny, a fokozódó vásárlói igények és a környezetvédelemmel kapcsolatos új törvények kielégítése.
2. Gáspár M.; Balogh A.:
Hegesztéstechnológiai paraméterablak nagyszilárdságú acélok hegesztésénél..... 11
A cikk bemutatja azokat a kísérleteket, amelyek a hegesztéstechnológiai ablak (világszerte közismert nevén welding lobe) meghatározását szolgálják. A technológiával összefüggésben a nagyszilárdságú acélok fejlesztési tendenciáiról is áttekintést ad.
3. Molnár A.; Buza G.; Balogh A.:
Termikus szórással készült, lézer sugárral újraolvasztott NiCrBSi bevonatok vizsgálata... 17
Szerzők a termikus lángszórással (FS) és a nagysebességű por-szórással (HVOF) foglalkoznak. Egy NiCrBSi ötvözzel felszört rétegre vonatkoztatva bemutatják a réteg lánggal és lézersugárral történő, a szórással egyidejű újraolvasztásával elérhető szerkezetváltozásokat.
4. Prém L.; Balogh A.:
Hidegen nyújtott acél vékonylemezek ellenállás-ponthegesztése..... 23
Az acél vékonylemezek legfontosabb tulajdonságait a rajtuk elvégzett képlékenyalakítási műveletek erőteljesen befolyásolják. Ez a jelenség nagy kihívást jelent a technológiát tervező hegesztőmérnökök számára. Szerzők kísérletekre alapozva mutatják be a hidegalakításnak az ellenállás-ponthegesztéssel készülő kötések minőségére gyakorolt hatását.
5. Meilinger Á.; Török I.:
A technológiai paraméterek hatásainak vizsgálata lineáris dörzshegesztésnél..... 29
A lineáris dörzshegesztés egy vadonatúj szilárd fázisú sajtolóhegesztő eljárás, amellyel különböző fémötvözetek esetében vonal- és pontvarratok készíthetők. A megfelelő paraméterkombináció megtalálásához kísérleteket és végelemes analízist végeztek.
6. Somoskői G.; Török I.:
A CMT PIN hegesztés villamos és hegesztéstechnológiai paramétereinek kapcsolata, hatásuk..... 33
Az autóiiparban újabban alkalmazott fémmefém kötésekhez olyan ivhegesztő eljárásváltozatokra van szükség, amelyek maximálisan stabilak, jól szabályozhatók és alacsony vonalenergiával is kielégítően működnek. A CMT PIN eljárásváltozat megfelel ezeknek a követelményeknek.
7. Kuzsella L.; Lukács J.; Szűcs K.:
Fizikai szimulációval végzett vizsgálatok S96QL jelű, nagyszilárdságú acélon 37
A cikk bemutatja a Gleeble 3500 termomechanikus szimulátort, foglalkozik a fizikai szimuláció és a hegeszthetőség kapcsolatával és leírja az első szimulációs kísérleteket, amelyek tárgya az S960QL jelű nagyszilárdságú acél volt.
8. Szilágyiné Biró A.:
Innovációs trendek a nitridálásban 43
Szerző röviden bemutatja a nitridálás hagyományos módszereit, a gáz- és plazmanitridálást, ugyanakkor a nitridálás új trendjeit (aktív ernyős plazmanitridálás és komplex bevonatok létrehozása) részletesen ismerteti.
9. Cserjésné Sutyák Á.; Szilágyiné Biró A.:
Acélok edzhetőségének becslése kémiai összetétel alapján..... 49
Az acélok edzhetőségének előrejelzésére és az edzhetőség kísérleti vizsgálatára több módszer ismert. Szerzők célja, hogy a kísérleti eredményekkel való összevetéssel vizsgálják a számító eljárások megbízhatóságát.
10. Koncsik Zs.; Molnár V.; Marosné Berkes M.; Kuzsella L.:
Az érdességmérés alkalmazhatóságának lehetőségei és korlátai műszaki kerámiák kopásvizsgálata során..... 55
A kerámiák kopási jellemzőinek vizsgálata az érdességmérés lehetőségeinek és fő nehézségeinek ismeretét igényli. A kutatás során a minták két- és háromdimenziós érdességének paramétereit és a lekopott anyagterefogatot mérték.
11. Tisza M.; Kovács P. Z.:
Új próbatestkialakítás alakítási határgörbe (FLC) meghatározásához..... 65
A cikk egy korszerű kutatási módszert mutat be, amelyet a Miskolci Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszékén dolgoztak ki és az alakítási határgörbe (FLC) meghatározásához jelenleg is alkalmaznak.
12. Kovács P. Z.; Lukács Zs.:
A HydroForm alakítás modellezése 69
A HydroForming alakítás a hagyományos alakító eljárásokhoz képest a vékonylemezek és csövek alakítása terén jelentős előnyökkel rendelkezik. Szerző bemutatja a HydroForming alakítás modellezése során felgyülemlett tapasztalatait.
13. Tisza M.; Kerekes G.:
Számítógépes mérnöki módszerek alkalmazása a Mechanikai Technológiai Tanszék oktatási gyakorlatában..... 73
Szerzők áttekintést adnak azokról a számítógéppel segített mérnöki módszerekről (CAEM) és programcsomagokról, amelyeket a Mechanikai Technológiai Tanszéken a BSc és MSc szintű mérnökoktatásban használnak.

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

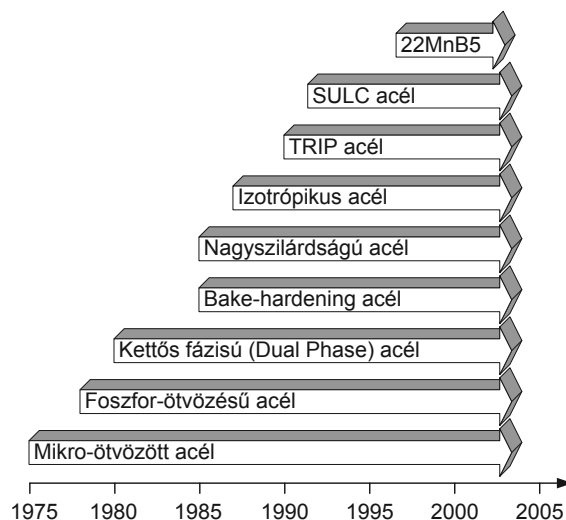
Az autóiipari fejlesztésekben meghatározó szerepet játszanak olykor egymásnak is ellentmondó követelmények. Ezen ellentmondásos követelmények között fogyasztói oldalról a minél gazdaságosabban üzemeltethető, ugyanakkor minél biztonságosabb és minél magasabb szintű kényelmi funkciókat biztosító járművek 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.



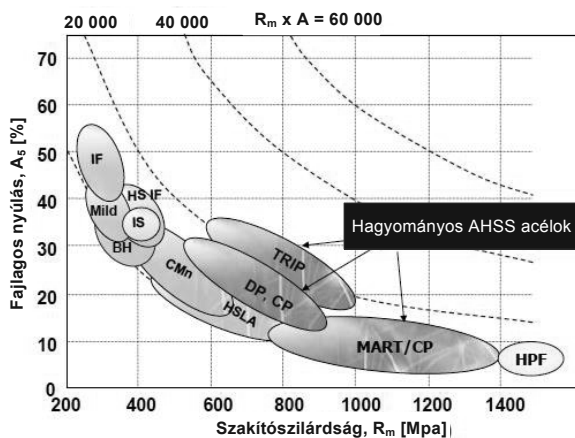
1. ábra. Acélfejlesztési eredmények az autóiipari lemezanyagok területén

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-ötvezött 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 lemezalapanyagok 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.

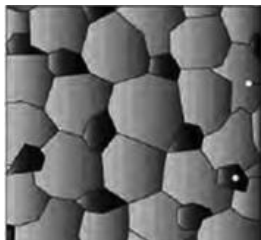
Nagyszilárdságú gyengén ötvözött acélok – HSLA steels: A HSLA acélok legfontosabb jellemzői: a nagy szilárdság ($R_m = 400-1000 \text{ N/mm}^2$), a jó alakíthatóság, jó hegeszthetőség, kis átmeneti hőmérséklet, ridegtöréssel szembeni jó ellenállóképesség. Ezeket a kiváló tulajdonságokat a HSLA-acéloknál 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, amelynek szilárdsága a *HSLA* acélokéhoz áll közel, képlékenységiük 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 sófür-

dőben), 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 krisztallitokat, amelyeknek mennyisége rendszerint 10-20%, a nagyobb mennyiségű, jól alakítható ferrit krisztallitjai zárják körül. Az austenit krisztallitok *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-szigeteből áll, amelyek mennyisége 10-20% körül van. Nagy szakítószilárdságuk mellett szokatlanul jók a képlékenységi mutatóik: szakítódijagramjuk 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

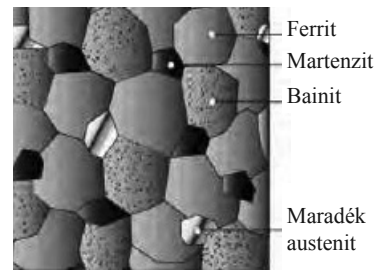
szilárdsága is a *C*-tartalomtól függ. Hátránya, hogy a hegeszthetőséget (ami karosszéria lemezként való alkalmazásánál fontos) rontja, az ütőmunkát és az átmeneti hőmérsékletet növeli, ezért a *C*-tartalmat célszerű egészen alacsony értéken tartani. A *C* mellett a *Mn* a legjelentősebb alkotója a DP 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 $Fe-Fe_3C$ 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 A_1 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 $\gamma-Fe_3C$ 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.

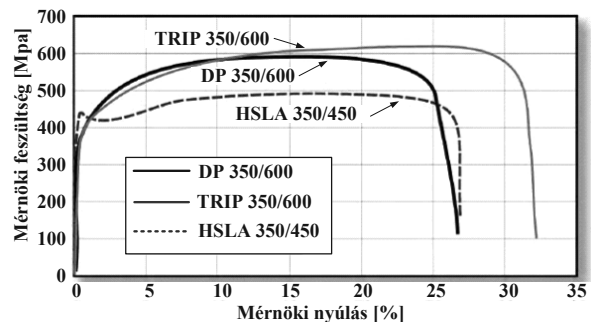
Fázisátalakulással indukált képlékenységi – TRIP acélok: A TRIP acélok a nagyszilárdságú acélok egy újabb fejlesztési állomását jelentik. A 2. ábrán feltüntetett szilárdság-alakváltozás hiperbolák között a hagyományos nagyszilárdságú acélok $C = 10,000$ állandó értékével szemben ezek az acélok a $C = 20,000$ 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 hőtartással 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 hengerson 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 (egy- 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.

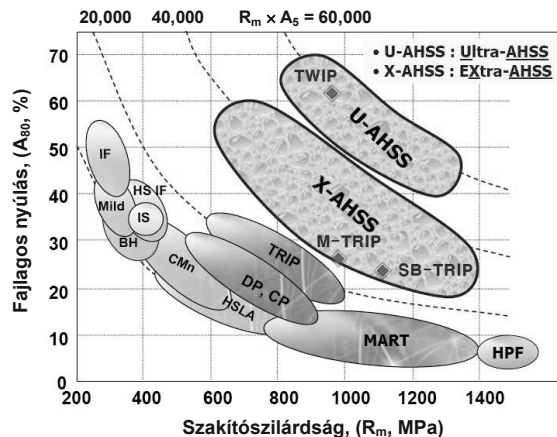
Az MS-acélok karbon tartalmának növelése növeli az edzhetőséget, valamint a keletkező martenzit szilárdságát és keménységét is. Mn, Si, Cr, Mo, B, V és Ni ötvözők különböző kombinációjú adagolása szintén szokásos az edzhetőség javítása és a szilárdság növelése érdekében. Az MS-acélok kiváló tulajdonságait 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-

ütközés 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 az 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 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

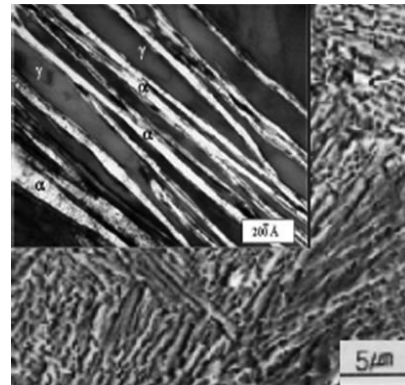
Az extra nagyszilárdságú (X-AHSS) acélok a TRIP acélok továbbfejlesztett változatai, amelyek elsőként a Távol-Keleti autóipari nagyhatalmak (Japán és Dél-Korea) autóiparában jelentek meg. Ebben a kategóriában az $R_m \times A_5$ állandót a ma már úgymond hagyományos TRIP acélokhöz képest sikerült megduplázni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

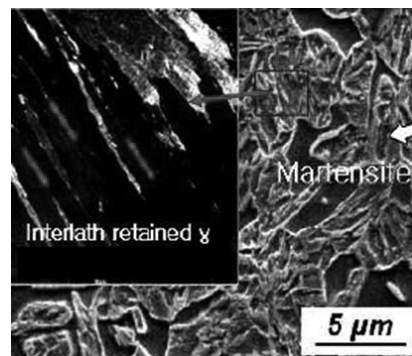
Az FB-TRIP acélok mikroszerkezete ferrit és bainit szövetelemeket tartalmaz. A ferrit biztosítja a nagy nyújthatóságot, míg a szilárdság nagy értékét egyrészt fokozott szemcsefinomítással és a bainite, mint második fázis szilárdság növelő hatásával érik el. Az FB-TRIP acélok elsődleges előnye a HSLA, 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] **Waltl, 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 Tunplatt 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.

HEGESZTÉSTECHNOLÓGIAI PARAMÉTERABLAK NAGYSZILÁRDSÁGÚ ACÉLOK HEGESZTÉSÉNÉL

WELDING LOBE FOR ADVANCED HIGH STRENGTH STEELS (AHSS)

Gáspár Marcell¹, Dr. Balogh András²

ABSTRACT

The highest strength structural steels belong to the quenched and tempered group (Q+T). By increasing the strength of structural steels, the welding lobe becomes narrow. During the planning of the welding technology for a quenched and tempered high strength steel an extremely narrow welding lobe should be defined. In this paper welding experiments is presented for the determination of a welding lobe, whilst the new development tendencies of high strength structural steels are also highlighted.

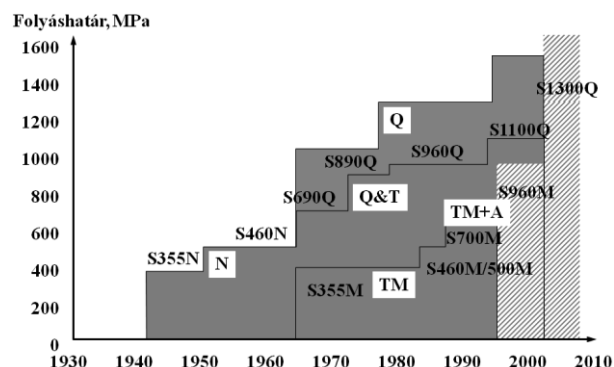
1. BEVEZETÉS

A szerkezeti acélok fejlesztésének meghatározó iránya, amelyet minden acélgyártó alapvető célként kezel, az acélok szilárdságának növelése. A hegeszthető szerkezetek tervezése során gyakran az önsúly csökkentése jelenti az optimalizálási kritériumot, különösen mozgó szerkezetek esetén, ahol az energiatakarékosság mind a költségek csökkentése, mind pedig a környezetvédelmi szempontok miatt is kiemelten kezelendő. A nagyszilárdságú acélok alkalmazásának további előnye lehet a vékonyabb szelvényátmérekkel elérhető anyagmegtakarítás, valamint a csökkenő varratmérettel járó költségcsökkentés a gyártástechnológiában. A járműipar mellett napjainkban még az alkalmazott anyagok szempontjából konzervatívnak tekintett szerkezetek, például hidak esetén is egyre szélesebb körben alkalmaznak nagyszilárdságú acélokat, amelyet gyakran az esztétikai szempontok motiválnak, mivel a nagyszilárdságú acélokkal elérhető karcsúbb szerkezet jobban megnyeri az emberek tetszését. A szerkezeti acélok szilárdságának növelésével azonban a hegesztéstechnológiai paraméter ablak (welding lobe) egyre szűkül, amelyet csak a gyártási követelmények szigorításával, a reprodukálhatóság és a minőségbiztosítás előtérbe helyezésével lehet betartani. A jelen cikkben kísérleti eredményekkel igazolva bemutatjuk ennek a technológiai paraméterablaknak a meghatározását, valamint kitekintést teszünk napjaink nagyszilárdságú acéljainak fejlődési tendenciáira.

2. NAGYSZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK FEJLŐDÉSÉNEK TENDENCIÁI

A múlt század első évtizedeiben elterjedt, mai besorolás szerinti, S235 jelölésű acéloktól napjainkra eljutottunk az 1000 MPa folyáshatárt elérő, és bizonyos esetekben ezt a szilárdságot meghaladó szerkezeti acélokig.

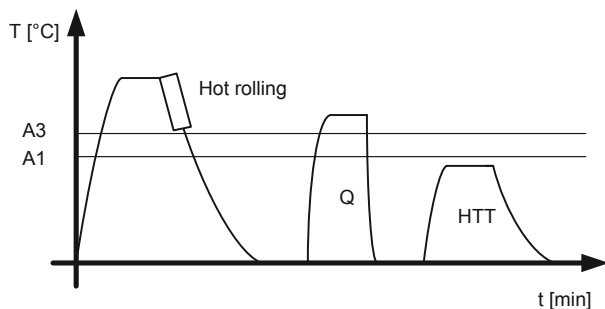
A szerkezeti acélok fejlődését az 1. ábra szemlélteti.



1. ábra. Nagyszilárdságú acélok fejlődése [6]

A hegesztett szerkezetekben alkalmazott acélok kimagasló szilárdságát ötvözással és különböző termikus és termomechanikus kezelésekkel érik el. A termikus kezelések közül sokáig a normalizálás és a nemesítés volt a lehetőség. Az utóbbi technológiával akár 1300 MPa folyáshatárú szerkezeti acélok is előállíthatók, bár ebben az esetben a szilárdsági tulajdonságok teljes mértékű kiaknázásának gátat szab a hegesztési hozaganyagok korlátozottsága. Ezért ebben az esetben a felhasználóknak csak fokozott, 15-20% „undermatching” elven van lehetőségük hozaganyagot választani. A gyakorlatban ezért inkább szélesebb körben az S960Q jelölésű acélok terjedtek el, amelyekhez napjainkban az alapanyagával lényegében azonos szilárdságú hozaganyagok is rendelkezésre állnak. Érdemes megjegyezni, hogy ennek a hegesztésére is viszonylag kevés üzem vállalkozik Magyarországon. Ezeknek az acéloknak a gyártási folyamatát a 2. ábra szemlélteti.

¹ PhD hallgató, Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék
² egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék



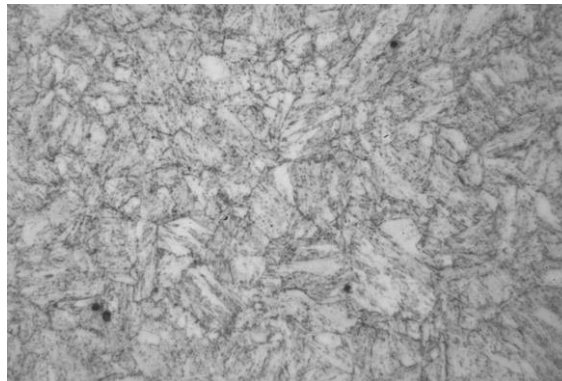
2. ábra. A nemesített nagyszilárdságú acélok gyártási folyamata

Az A3 hőmérséklet feletti meleghengerlést követően viszonylag lassú hűtési sebesség alkalmazásával szobahőmérsékletre hűtik vissza a hengerelt acéllemezt, majd ezt követően újra A3 fölé hevítik, és rövid ideig hűntartják, amíg a teljes keresztmetszet ausztenites szerkezetű lesz. Ezt követően egy edzési folyamat következik, amely során rendkívül intenzív hűtést (pl. vízhűtést) alkalmaznak. Ezért gyakran a szakirodalomban „vizedzésű” nagyszilárdságú acéloknak nevezik ezt a csoportot, valamint az alacsony karbon-tartalom miatt sokszor a „vakedzett” (helyesebben: vaknemesített) jelzővel látják el őket [9]. Az átédzhetőség növelése miatt ezekhez az acélokhöz az átalakulási diagramokat jelentősen jobbra toló ötvözőket, krómot és molibdént adagolnak, illetve az acélgártók gyakran alkalmaznak speciális mikroötvözőket, amelyek közül érdemes külön kiemelni a bórt, amely a szemcsehatáron dúsulva akadályozza a proeutektoidos ferrit kiválását [9]. A rendkívül finom szemcseméret elérése miatt általában további mikroötvözőket (Ti, Nb, V) is adagolnak az acélhoz. Az edzést követően a hőkezelés megeresztési szakaszában A1 hőmérséklet alá hevítik a lemezt, majd egy hűntartást követő lassú lehűtést követően nyeri el az acél végső szövetszerkezetét, amely a kimagasló szilárdsági jellemzők mellett megfelelő szívóssági tulajdonságokkal is rendelkezik. Egy nemesített nagyszilárdságú szerkezetű acél kvázi-nemesített, nem-egyensúlyi szövetszerkezetéről készült optikai mikroszkóppal készült képet mutatja a 3. ábra. A felvételen látható, hogy a martenzit megeresztődése nem teljesen fejeződött be, ugyanakkor megfigyelhetők a rendkívül finom eloszlású apró karbidok.

Napjainkban a szerkezetű acélok fejlesztésekor az igazi kihívás nem pusztán a szilárdság növelésében van, hiszen erre napjainkban a neves acélgártók számos megoldással rendelkeznek. A nehézséget a szívóssági tulajdonságok, és a szilárdság növelésével drasztikusan csökkenő alakváltozóképeség megőrzése jelenti. A fejlesztések gyakori iránya a hegeszthetőségi tulajdonságok javítása, a hegesztéstechnológiai paraméterablak bővítése.

Ezek a célkitűzések motiválták az acélgártókat abban, hogy a nagyszilárdságú szerkezetű acélok előállításához a 2. ábrán ismertetett gyártástechnológia mellett

más eljárásokat is kifejlesszenek. A továbbiakban két neves acélgártó, a RUUKKI és a VOESTALPINE alternatív nagyszilárdságú acéljait mutatjuk be.



3. ábra. A svéd SSAB által gyártott WELDOX960 (S960QL) nem egyensúlyi szövetszerkezete, $N=1000\times$, 2% HNO_3

Az egyik ilyen lehetséges megoldás a RUUKKI által kifejlesztett, tulajdonképpen edzett állapotú szerkezetű acélok [6], amelyeket az 1. ábra zölddel jelölt tartománya szemléltet. Ezeknek az acéloknak a gyártásakor a meleghengerlést követően közvetlenül intenzív hűtés alkalmazásával edzésnek (az edződéshez szükséges karbonkoncentráció hiánya miatt vakedzésnek) vetik alá a lemezeket, amit követően egy jóval az A1 hőmérséklet alatti alacsony hőmérsékletű megeresztés követ. Így tulajdonképpen a 2. ábrán bemutatott három helyett ezeknek az előállítására két hőciklus igényel. Ezért a hőkezelés jellegére utalóan ezeket az acélokat a gyártó gyakran ún. direkt edzett acéloknak nevezi, illetve a gyártástechnológia különbözőségére utalva QC jelöléssel látja el őket. Ezeknek az acéloknak a szövetszerkezete tisztán martenzites és bainites, a megeresztés hiánya miatt pedig kiválások alig fordulnak elő a szövetszerkezetben. A hegeszthetőség szempontjából érdemes kihangsúlyozni, hogy karbonegyenértékük az ismert többi nemesített nagyszilárdságú acélhoz képest jóval kisebb ($CEV_{max, S960QC}=0,57$; $CEV_{max, S960Q}=0,82$) mivel csekély karbon-tartalmuk mellett egyáltalán nem tartalmaznak krómot és molibdént. Ezeknek az acéloknak az előnyei között szerepel az alacsony karbon-tartalomból és karbonegyenértékből adódó kedvező hegeszthetőségi tulajdonságok, valamint az alapanyag gyártása során felmerülő kevesebb energiafelhasználásból (három hőciklus helyett kettő, HTT helyett LTT) és a csekélyebb ötvöző tartalomból eredő költségmegtakarítás, amely a forgalmazott acélok árában is megmutatkozik [6]. Az olyan előnyös tulajdonságok, mint a kisebb hidegpedési hajlam és az ebből adódó 10 mm lemezvastagság alatt akár teljesen elkerülhető (költségesnek tekintett) előmelegítés, valamint a kedvezőbb alapanyag beszerzési ár mellett, ezeknek az acéloknak a hegesztésekor több kedvezőtlen

jelenségre is számítani kell. Mivel a szövetszerkezet meghatározó része martenzit, ezért a hegesztés során a hőhatásövezet 450°C és A3 °C közé hevült zónáiban a martenzit megeresztődéséből adódó jelentős mértékű kilágyulásra kell felkészülni. Ennek mértéke a megeresztődést gátló ötvözők (pl. Mo) hiánya tovább erősíti. Ebből kifolyólag ezeknek az acéloknak a hegesztéséhez kis vonalenergiájú hegesztő eljárásokat (lézer-VFI hibrid, impulzus VFI) célszerű alkalmazni. Ezáltal érhetjük el a RUUKKI előírásaiban erre az acélokra megkövetelt 4 s $t_{8,5/5}$ hűlési időket betartását. Rövid hűlési időket eredményez, ha a maximális rétegek közötti hőmérsékletet szobahőmérsékleten korlátozzuk, viszont ez a termelékenység jelentős romlását eredményezheti. Amennyiben a tervezési előírások megengedik az „undermatching-et”, azaz hogy a varrat szilárdsága az alapanyagétól kisebb legyen, akkor ettől nagyobb hűlési idők (gyártó szerint akár 15 s) is alkalmazhatók, viszont ebben az esetben mind a varrat, mind pedig a hőhatásövezet szilárdsága jelentősen elmarad az alapanyagétól.

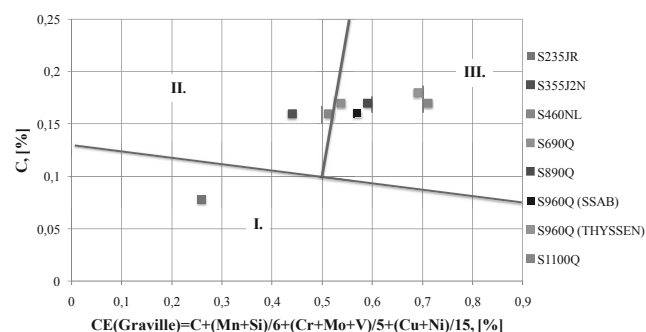
A VOEST-ALPINE által kifejlesztett korszerű nagyszilárdságú acélok az 1. ábra kék színnel jelölt részéhez sorolhatók. Perspektivikus lehet, hogy ezeknek az acéloknak a gyártásakor az ismert termomechanikus kezelést és a nemesítési technológiát ötvözik, így a termomechanikus kezelést követően egy megeresztési folyamat is része a gyártástechnológiának, amely eljárások együttesen a kimagasló szilárdsági tulajdonságot és egyúttal rendkívül jó szívósságot eredményeznek. Kedvezően hat a hegeszthetőségi tulajdonságokra a csekélyebb karbon egyenérték. A gyártó ajánlása szerint ezek az acélok sokkal szélesebb $t_{8,5/5}$ hűlési időintervallumban (akár 5-20 s) hegeszthetők, ezáltal a termelékenység a gyártás során jelentősen fokozható [7, 8]. A megfelelő hegesztési hozaganyagok kiválasztását segíti, hogy a gyártó együttesen fejleszti a korszerű nagyszilárdságú acéljai mellett a hozzájuk alkalmazható hozaganyagokat is.

3. HEGESZTÉSTECHNOLÓGIA TERVEZÉSÉNEK SZEMPONTJAI

A nagyszilárdságú acélok hegesztésekor a hagyományos szerkezeti acélokhöz képest eltérő hegesztési koncepcióra van szükség. A 4. ábrán látható Graville diagram a szerkezeti acélokat három csoportra osztja. A diagram megalkotásánál a karbon tartalom definiálásakor és a szilíciumot is tartalmazó Graville-féle karbon egyenérték meghatározásakor az ábra jobb oldalán lévő acéltípusok gyártóktól kapott műbizonylatán szereplő összetételeket vettük alapul.

Az I. övezetbe tartozó acélok gyakorlatilag problémamentesen, minden külön intézkedés nélkül hegeszthetők. Ide sorolhatók az S235 jelzésű acélok. A II. övezet acéljai (S355N, S460N) alulról korlátozott hőbevitellel, a III. övezetbe eső acélok pedig felülről és

alulról limitált hőbevitellel és egyidejű előmelegítéssel hegeszthetők. A Graville diagram alapján a nagyszilárdságú acélok (S690Q-S1100Q) hegesztéséhez előmelegítés és szabályozott vonalenergiájú (helytelenül: szabályozott hőbevitelű) technológia szükséges [1]. Az előző fejezetben ismertetett korszerű nagyszilárdságú acélok kisebb karbon egyenértéke miatt a III. tartomány irányából a II. tartomány felé orientálódnak, ezért a hegesztéstechnológia kidolgozásakor akár az előmelegítési hőmérséklet csökkentését, akár teljes elhanyagolását is mérlegelni lehet.



4. ábra. A szerkezeti acélok hegeszthetőség szerinti felosztása a Graville diagram alapján

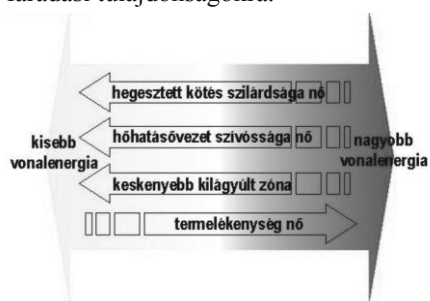
A jelentős karbon egyenértékkel rendelkező nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésekor az előmelegítés alkalmazásával a ridegedési hajlam, ezáltal pedig a hidegrepedések megjelenésének veszélye jelentősen csökkenthető. Az előmelegítési hőmérséklet meghatározásakor az EN 1011-2 szabvány CET szerinti eljárást érdemes alapul venni. Az így megállapított előmelegítési hőmérsékletet viszont érdemes a számított $t_{8,5/5}$ ismeretében korrigálni, és általában nagyobb hőmérsékletben meghatározni [11].

A nemesített nagyszilárdságú acélból készült hegesztett kötések hőhatásövezete meglehetősen inhomogén szerkezetű, ugyanis az alapanyag szilárdságát jelentősen meghaladó keménységcsúcsok (akár 400 HV feletti értékek) figyelhetők meg benne. A hőhatásövezetben kilágyult zóna is előfordul, amely keménysége akár 20 százalékkal is kisebb lehet az alapanyag keménységétől. Többsoros varratfelépítés esetén az újabb hegesztési sorok megeresztő hatása egyértelműen jelentkezik, ezért egyoldali varratok esetén jól megfigyelhető a gyökoldal koronaoldalhoz képesti kilágyulása [11].

Az említett okok miatt a technológia tervezésekor a vonalenergia meghatározását kiemelten kell kezelni. A lehetőségek szerint a vonalenergiát a hegesztési folyamat során egy állandó, alacsony értéken célszerű tartani, mivel csak így garantálható a hegesztett kötés megfelelő szilárdsága és szívóssága (5. ábra).

A technológiai paraméterek gondos meghatározása mellett a nagyszilárdságú acéloknál a megfelelő hozaganyag kiválasztása is kiemelt feladat a

hegesztőmérnök számára. Mivel a technológiai eredetű szilárdságnövelés a hegesztési folyamatban leolvadó hozaganyagok esetében nem alkalmazható, ezért a hozaganyagok szilárdságnövelése csak a mikro- és makroötvezés jól átgondolt kombinációjával lehetséges [1]. Általában a hozaganyagok gyártói jelentősnek mondható (2%) nikkel tartalmú, az alapanyaghoz képest nagyobb mangán, szilícium (esetenként króm) tartalmú huzalokat fejlesztettek ki. Az összetétel mellett a hozaganyag-választás egyik alapvető törvényét jelentő „matching” kérdéskört is kiemelten célszerű áttanulmányozni. Amennyiben a tervezési előírások megengedik, az undermatching elven kiválasztott hozaganyag helyes technológiai stratégiát jelenthet, mivel ebben az esetben kisebb lesz a hidegrepedési hajlam, valamint az undermatching kedvező hatással bírhat a fáradási tulajdonságokra.

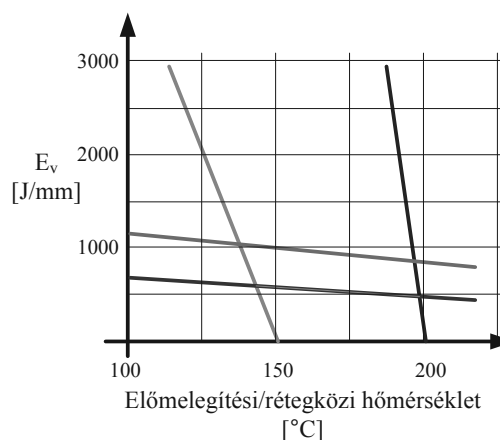


5. ábra. A vonalenergia hegesztett kötés tulajdonságaira és termelékenységre gyakorolt hatása [11]

4. HEGESZTÉSTECHNOLÓGIAI PARAMÉTER-ABLAK MEGHATÁROZÁSA

A hegesztéstechnológiai paraméterablak meghatározását az optimális $t_{8,5/5}$ hűlési idők ismeretében célszerű elvégezni. Ehhez az alapanyaggyártók ajánlásai mellett a különböző szakirodalmak is útmutatást nyújtanak. A szerkezeti acélok szilárdságának növelésével a kritikus hűlési időtartomány egyre szűkül. Míg egy S355 jelölésű acélra egyes gyártók ajánlásai szerint akár 2 és 80 s közötti $t_{8,5/5}$ hűlési idők is megengedhetők, addig a későbbi kísérletekben is alkalmazott S960Q esetén ez az intervallum 5-15 szekundumra szűkül, amelynél gyakran még szűkebb tartományt (6-10 s) ajánlanak a felhasználók [5]. Az egyik alapanyaggyártó, a svéd SSAB által kifejlesztett WELDCALC elnevezésű szoftver alkalmas a hegesztéstechnológiai paraméterablak (ISO szabvány szerinti megnevezésével: welding lobe) megrajzolására. Jelen cikkben korábbi [3,4], és jelen cikkben bemutatott kísérleteink alapján ezt a paraméterablakot fejlesztettük tovább, amelynél a CET szerinti minimális előmelegítési hőmérsékletet és a szűkebb (6-10 s) hűlési időket vettük alapul. Az S960Q nemesített nagyszilárdságú szerkezeti acél adott lemezvastagsághoz ($s=15$ mm) és kötés kialakításhoz (egyoldali tompakötés, PA hegesztési pozíció) tartozó

hegesztéstechnológiai paraméterablakát a 6. ábra szemlélteti.



6. ábra. Az S960Q nemesített szerkezeti acélhoz tartozó hegesztéstechnológiai paraméterablak ($s=15$ mm, $CET=0,37$, egyoldali tompakötés)

A diagram függőleges tengelyén a vonalenergia, vízszintes tengelyén pedig az előmelegítési, illetve a rétegekzi hőmérséklet szerepel. A narancssárgával jelzett vonal a CET szerinti minimális előmelegítési hőmérsékletet jelöli, a feketével jelzett vonal pedig a maximális rétegekzi hőmérsékletet. A pirossal és kézzel jelzett görbék a $t_{8,5/5}$ hűlési idők optimális időintervallumának alsó (6 s) és felső (10 s) határértékéhez tartozó vonalenergia, illetve előmelegítési/rétegekzi hőmérséklet értékek halmazát jelölik. A négy görbe által határolt tartomány a hegesztési munkaterület. Amennyiben a hegesztési paramétereket a tartományon kívül eső, fekete és pirossal jelölt egyeneseken túli pontok halmazából választjuk ki, akkor a hegesztett kötés szívóssági és szilárdsági tulajdonságai kedvezőtlenül alakulnak. A narancssárga egyenestől balra, illetve a kéktől lentebb eső pontok esetén pedig hidegrepedés veszélye áll fenn.

5. HEGESZTÉSI KÍSÉRLETEK A KRITIKUS $T_{8,5/5}$ HŰLÉSI IDŐTARTOMÁNY MEGHATÁROZÁSÁRA

A hegesztési munkaterület, illetve az optimális hűlési időtartomány igazolásához hegesztési kísérleteket végeztünk. Alapanyagként a svéd SSAB által gyártott WELDOX 960 nemesített nagyszilárdságú acéllemez, hozaganyagként pedig az UNION X96 márkajelzésű 1,2 mm átmérőjű huzalelektrodát választottuk. Az eljárás védőgázos fogyóelektrodás ívhegesztés (ISO 135) volt, védőgáznak pedig M21 (82% Ar + 18% CO₂) besorolású kevert gázt alkalmaztunk. A kísérletek során a korábbi fejezetekben ismertetett szempontok szerint 15 mm vastagságú lemezek egyoldali tompakötését készítettük el. A hegesztés a reprodukálhatóság és a hegesztési paraméterek konstans értéken tartása miatt

robotizált körülmények között történt. Két hegesztési próbát készítettünk, amelyek közül az egyik esetében a hegesztési paramétereket úgy határoztuk meg, hogy a számított $t_{8,5/5}$ hűlési idők minden hegesztési sor esetén az optimális tartomány alsó értékére, azaz 6 s-ra adódjanak. A másik próba esetén a hegesztési sebesség csökkentésének kivételével minden technológiai paramétert változatlanul hagytunk, így a hűlési idők pedig a töltő- és takarósorok esetén 10 s-ra adódtak. A gyöksor esetén a túlzott gyökátfolyás, a második sor esetén pedig az átrokadás elkerülése érdekében a vonalenergiát mindkét esetben alacsony értékben határoztuk meg. A kísérletek során a hegesztési paraméterek dokumentálása céljából folyamatfelügyelő rendszert alkalmaztunk. A hegesztési próbák elkészítéséhez alkalmazott hegesztési paramétereket az 1. táblázat foglalja össze.

I. próba						
Sor	$T_{elő/réteg}$ [°C]	v_{heg} [cm/min]	I [A]	U [V]	E_v [J/mm]	$t_{8,5/5}$ [s]
gyök	190	18	117	18,5	600	5,5
2.	150	41	247	24,6	700	6
3-9.	150	55	285	27,8	700	5
II. próba						
gyök	190	18	117	18,5	600	5,5
2.	150	41	247	24,6	700	6
3-7.	150	38	289	27,7	1000	10

1. táblázat. Hegesztési paraméterek

A hegesztést követően az MSZ EN ISO 15614 szerint előírt roncsolásos vizsgálatok közül, az alábbiakat végeztük el:

- szakítóvizsgálat,
- ütővizsgálat,
- keménység/makrovizsgálat.

A szakítóvizsgálat eredményeit a 2. táblázat foglalja össze.

	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]
WELDOX960	1007	1045	16
UNIONX96*	930	980	14
1. próba	-	1030	-
2. próba	-	977	-

* A szabvány által megkövetelt minimális érték.

2. táblázat. Szakítóvizsgálat eredményei

Az alapanyag szilárdsági jellemzői a gyártó által kiállított műbizonylatról származnak. A huzalelektroda műbizonylatán sajnos csak a vonatkozó szabvány által előírt minimum értékek voltak feltüntetve. Az optimális $t_{8,5/5}$ hűlési időtartomány alsó határértékét eredményező kis vonalenergiával készült első hegesztési próba teljesítette az MSZ EN 15614 szabvány követelményét, amely az alapanyagra vonatkozó szakítószilárdság tartomány alsó határát, jelen esetben a 980 MPa-t írja

elő. Ezzel szemben a második próba szakítószilárdsága kis mértékben ugyan, de elmarad a követelménytől.

A hivatkozott szabvány követelményei szerint a varratból és hőhatásövezetből kimunkált próbatestek ütőmunka átlagának teljesítenie kell az alapanyagra vonatkozó követelményt. Az elvégzett ütővizsgálat eredményeit foglalja össze a 3. táblázat. A varratból és a hőhatásövezetből kimunkált 3-3 db próbatest ütőmunkája biztonsággal teljesítette a -40 °C vizsgálati hőmérsékleten előírt 30 J követelményt. Ebből következik, hogy a vizsgált hűlési időközben készült hegesztett kötések esetén a kívánt szívóssági tulajdonságok megőrizhetők.

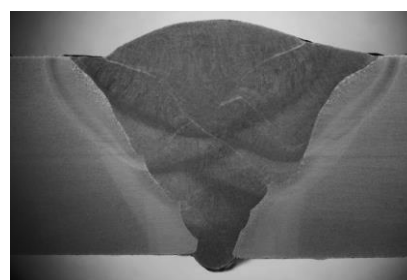
	I. próba	II. próba
VWT 1	45 J	42 J
VHT 1/1	48 J	37 J

3. táblázat. Ütővizsgálat eredményei

A hegesztett kötésről készült makrofelvételeket a 7. és 8. ábra mutatja. Az ábrákon megfigyelhető az I. próbánál előforduló kilenc- és a nagyobb vonalenergiával készült, ezáltal kiterjedtebb hőhatásövezettel rendelkező II. próba hétsoros varratfelépítése.



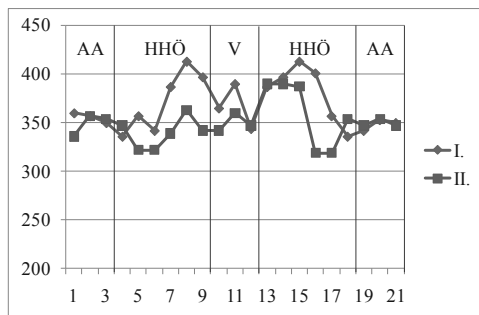
7. ábra. Az I. hegesztési próbáról készült makrofelvétel, 2% HNO₃



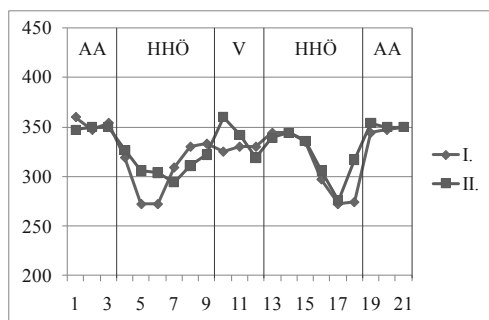
8. ábra. A II. hegesztési próbáról készült makrofelvétel, 2% HNO₃

A makrofelvételek elkészítését követően keménységmérést végeztünk a csiszolatokon, amely során HV10 eljárás szerint készítettük el a lenyomatokat. Az MSZ EN ISO 15614 követelménye szerint a 3. acélcsoportra a maximálisan megengedhető keménység 450 HV. A 9. ábrán látható, hogy még a rövidebb hűlési idővel hegesztett darabokon sem éri el a keménység ezt a határértéket. A koronaoldal hőhatásövezetében jól megfigyelhetők a nemesített nagyszilárdságú acélokra

jellemző keménységcsúcsok, illetve kilágyult zónák. Ezzel szemben a gyökoldalon a gyöksort követően elkészített hegesztési sorok megeresztő hatása miatt az alapanyagénál nagyobb keménységet nem mértünk, illetve a kilágyulás mértéke nagyobb volt, mint a koronaoldal esetén.



9. ábra. A hegesztési próbák korona oldalának keménység eloszlása



10. ábra. A hegesztési próbák gyökoldalának keménység eloszlása

6. ÖSSZEFOGLALÁS

A hegesztett szerkezetekben alkalmazott acélok közül a legnagyobb szilárdsági tulajdonságokkal továbbra is a nemesített állapotú acélok rendelkeznek. Ezeknek az acéloknak a hegesztése a hagyományos acélokhöz képest más szemléletet igényel, ugyanis egy meglehetősen szűk hegesztéstechnológiai paramétertartomány áll a hegesztőmérnökök rendelkezésére.

A hegesztéstechnológia tervezésekor a $t_{8,5/5}$ hűlési idők képezik a technológia tervezésének alapját. Az S960Q acélok hegesztésekor az optimális hűlési időintervallum jelentősen, akár 6-10 szekundumra is szűkülhet, amelyet a cikkben bemutatott kísérletek is igazolnak. Amennyire pedig a lehetőségek engedik, a kívánt szilárdsági jellemzők megőrzése miatt e hűlési időköz alsó határértékéhez célszerű közelíteni.

Napjainkban a szerkezeti acélok fejlesztői több megoldást is kidolgoztak, amelyek a hegeszthetőségi tulajdonságok javítását, a hegesztési munkaterület bővítését és bizonyos esetekben akár a költségek csökkentését is lehetővé teszik. Ezeknek az acéloknak a hegesztése még

számos kihívást tartogat, mivel egyelőre még nem állnak rendelkezésre széleskörű felhasználói ismeretek a hegesztett szerkezetekben való alkalmazhatóságukról.

7. IRODALOM

- [1] Balogh, A.; Gáspár M.: Nagyszilárdságú acélok hegesztésének standardtól eltérő koncepciója, *Hegesztéstechnika*, 2012/III., p.: 23-28.
- [2] Balogh, A.; Török, I.; Gáspár, M.; Juhász, D.: Present state and prospective developing directions of advanced high strength steels, University of Miskolc, Department of Materials Processing Technologies, *Journal of Production Processes and Systems*, Volume 5. No. 1., 2012, p.: 79-90.
- [3] Gáspár, M.; Balogh, A.: Experimental Investigation on the Effect of Controlled Linear Energy Applied to the Welding of High Strength Steels, 26th microCAD, Miskolc, 2012
- [4] Gáspár, M.; Balogh, A.: A vonalenergia optimális tartománya nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésekor, 26. Hegesztési Konferencia és Hegesztéstechnikai Kiállítás, Budapest, 2012, p.: 173-178
- [5] Sas, I.: Növelt folyáshatárú acélok hegesztésének gyakorlati tapasztalatai a RUUKKI Tisza Zrt.-ben, BMF CLOOS Szimpózium, Budapest, 2009.
- [6] <http://www.ruukki.com/optimqc>
- [7] Rauch, R.; Schnitzer, R.: The world's first system for high-strength welded structures, 1st alformR welding day, Linz, Austria, 2012.
- [8] Klein, M.; Sonnleitner, M.; Stiaszny, P.: alform x-treme innovation, 1st alformR welding day, Linz, Austria, 2012.
- [9] Szunyogh, L.: Hegesztés és rokon technológiák. Kézikönyv, Gépipari Tudományos Egyesület, Budapest, 2007, p.: 436-437.
- [10] Komócsin, M.: Nagyszilárdságú acélok és hegeszthetőségük, *Hegesztéstechnika*, 2002/III. p. 5-9.
- [11] Gáspár M.; Balogh A.: Feszítható technológiai határok nemesített nagyszilárdságú acélok ívhegesztésekor, Hegesztési Felelősök XIV. Országos Konferenciája, Hajdúszoboszló, 2012.

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. A hegesztési kísérletekhez való hozzájárulásukért köszönetet mondunk a RUUKKI Tisza Zrt.-nek és a FROWELD Kft-nek.

TERMÍKUS SZÓRÁSSAL KÉSZÜLT, LÉZER SUGÁRRAL ÚJRAOLVASZTOTT NiCrBSi BEVONATOK VIZSGÁLATA

ANALYSIS OF THERMAL SPRAYED AND LASER REMELTED NiCrBSi COATINGS

Dr. Molnár András¹, Dr. Buza Gábor², Dr. Balogh András³

ABSTRACT

Thermal spraying is already used in industry to protect mechanical parts against wear and corrosion, but results are not always satisfactory due to porosity, microstructures and mainly bond strength. In this study, flame- (FS) and high velocity spraying (HVOF) and in situ flame – and laser irradiation by laser processes were combined to modify structural characteristics of metallic NiCrBSi coatings. The microstructure evolution was studied with the chemical composition analysis by XRD and SEM coupled with EDS techniques. Results show that in situ flame and laser remelting induces the growth of a dendritic structure which strongly decreases the porosity of as-sprayed coatings, without solidification cracking (one of the major defects that can occur during the solidification of metallic alloys and composites) and improves the mechanical properties of the layer.

1. BEVEZETÉS

A termikus szórással felvitt és lézersugárral megolvasztott rétegek alkalmazása egyre nagyobb teret hódít a kopásnak ellenálló bevonatok kialakításában.

A [1] szerint három különböző módszerrel készült, acél alaptestre felszórt NiCrBSi bevonatok mechanikai tulajdonságait és szövetszerkezetét vizsgálták. A vizsgálatokat pásztázó elektronmikroszkóppal (SEM) és energia-diszperzív mikroanalízissel (EDX) végezték. Hasonló fázisokat figyeltek meg mind a három módszerrel készült bevonatnál, viszont eltérő keménységet mértek a szórt és lézersugárral megolvasztott rétegekben. Mindamellett, hogy a megolvasztott rétegek keménysége nagyobb volt a szórhoz képest, a kopásállóságuk is jelentősen megnövekedett. A Ni-alapú bevonatokat főleg növelt hőmérsékleten ható korrózióknak és koptató hatásnak kitett felületi rétegek kialakításánál használják [2, 3, 4, 5].

¹ Ph.D. hallgató, Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék

² egyetemi tanár, BAYATI Intézet

³ egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék

A Ni-alapú ötvözetek B és Si tartalma megkönnyíti a szórási és olvasztási folyamatot. A Si és B jelenléte növeli a Ni-alapú ötvözet higflyósságát és olvadási, illetve, kristályosodási hő-közét [6, 7, 8]. A B jelenléte (kb. 3,6 t. %) elősegíti a kemény fázis kialakulását.

A Si tartalom növelése a szórt réteg higflyósságának javítása érdekében nem vezetett eredményre [9]. A Cr-nak fontos szerepe van a NiCrBSi ötvözetek alkalmazásánál, mivel növeli a felvitt szórt és megolvasztott réteg keménységét és javítja annak mechanikai tulajdonságait – továbbá növeli a kopásállóságot [10].

Egyes vizsgálatok bizonyítékot szolgáltatott arra, hogy a rugalmassági modulus (E) is gyakorolhat erős befolyást a bevonat koptató hatásnak való ellenállására. Különböző NiCrBSi ötvözeteket fejlesztettek ki bevonatok készítéséhez, azért hogy a mechanikai tulajdonságokat javítsák, és annak érdekében, hogy a bevonat koptató hatással szembeni viselkedését kellő pontossággal előre meg tudják határozni. Jól ismert, hogy a H / E arány, amellyel az anyag rugalmas deformáció képességét jellemzik (H keménység) [11]. A lánggal végzett kis- és nagysebességű termikus szórást (LV FS és HVOF FS) széles körben alkalmazzák koptató hatásnak ellenálló bevonatok készítéséhez. Ezekre a bevonatokra a nagy porozitás (10...30 %) és az alapfémhez való kötődés (tapadó szilárdság) gyenge minősége a jellemző. A bevonat porozitásának csökkentése és a réteg és az alapfém közötti kötés minőségének javítása érdekében alkalmazzák a szórt réteg utólagos lézersugaras megolvasztását. Az utólagos lézersugaras megolvasztással kombinált bevonattal ellátott alkatrészek és termékek jellemzője a korrózióval és a koptató hatással szembeni ellenállás növekedése és ennek következtében a szembetűnő élettartam növekedés [12, 13, 14, 15].

A bevonatban lévő folytonossági hiányok (porozitás, nem megolvadt részecskék, oxidzárványok) miatt a szórt réteg nem tökéletes. A hibátlan, tömör réteg kialakítása érdekében alkalmazott lézersugaras megolvasztás elősegíti a porozitás teljes elkerülését, így a bevonat teljesen tömör lesz. A réteg szerkezetének finomodása miatt a bevonat mechanikai tulajdonságai jobbakké lesznek és

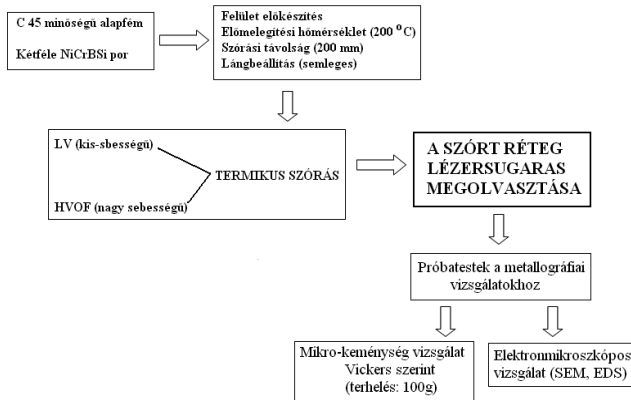
a kopásállósága is a jelentős mértékben javul [16, 17]. A lézersugaras utókezelés – mely koncentrált hő-bevitellel jár együtt – a megszilárduló fémes bevonatban repedéseket okozhat, mely a próbatest, vagy a munkadarab előmelegítésével és szabályozott visszahűtésével elkerülhető [18].

A [19] szerint plazmaszórással készült NiCrBSi anyagú bevonatokat nagyenergiájú dióda lézeres (HPDDL) hőforrás alkalmazásával olvasztották meg. Az utókezelés a réteg tulajdonságainak jelentős javulását eredményezte.

Korábban a plazmaszórással készült NiCrBSi bevonatokat CO₂ lézerral olvasztották meg. A kerámia anyagú, ún. „hő-gát” bevonatok kezelésénél alkalmazott lézersugaras megolvasztás egyenletesebb mikro-szerkezetet és nagyobb tapadó szilárdságot eredményezett, emellett a bevonat porozitása is jelentős mértékben csökkent [20].

2. KÍSÉRLETI ELJÁRÁS

Az 1. ábra szerint a próbatesteket előkészítettük (forgácsolás, korund szemcsés szórás), majd 200 °C-ra előmelegítettük és kétféle NiCrBSi ötvözet alkalmazásával két lépcsős eljárást alkalmaztunk – amikor a réteget termikus szórással (FS és HVOF FS) hoztuk létre és lézersugárral újraolvasztottuk.



1. ábra Vizsgálati terv

A LV FS és HVOF FS termikus szóró eljárással végzett kísérletnél a fúvóka és az alapfém távolsága 200 mm volt, az oxigén és acetilén térfogataráma semleges lángot eredményezett.

2.1. Felhasznált kiinduló anyagok

Az alapfém Ck 45 minőségű, 50 mm átmérőjű és 200 mm hosszú acél próbatestek voltak (1. táblázat).

A kísérleti darabok elkészítéséhez két NiCrBSi ötvözet került felhasználásra (2. táblázat).

Acél	Összetétel tömegszázalékban			Keménység HV1	
	C	Mn	Si	Norm.	Nem.
Ck 45*	0,45	0,60	0,30	200...235	480...515

* MSZEN10083/2-91-A1-2000 szerint C 45

1. táblázat. A próbatestek készítéséhez felhasznált acél alaptestek

UB 5-2560*	Összetétel tömegszázalékban					
	Ni	Cr	Si	B	C	Fe
Alapfém	16,5	4,2	3,7	0,5	2,9	
Részecske-méret	-125 - +45 µm					
Olvadási hőköz	976...1063 °C					
Réteg-keménység	55...60 HRC					
UB5-2760*	Összetétel tömegszázalékban					
	Ni	Cr	Si	B	C	Fe
Alapfém	15,0	4,4	3,2	0,75	3,5	
Részecske méret:	-125 - +45 µm					
Olvadási hőköz	964 – 1003 C°					
Réteg keménysége	60 HRC					

*Powers of Böhler-UTP GmbH., Bad Krozingen, Deutschland

2. táblázat. A felhasznált NiCrBSi porok összetétele és jellemzői

2.2. A próbatestek előkészítése

A próbatestek a forgácsolás után a szokásos szerves oldószerrel zsírtalanításra kerültek. A termikus szórásra kerülő felületéresítéssel való további előkészítése szemcseszórással (0,5 mm szemcse nagyságú korund felhasználásával) történt.

A korund szemcsés szórás érdesíti a felületet – mintegy „aktiválja” azt – így jobb tapadást biztosít a szórt réteg és alapfém között. Az érdesített felületű próbatestek 200 °C-ra való előmelegítése 1 órán belül megtörtént és a felszórási művelet kivitelezése azonnal megkezdődött.

2.3. Termikus szórás

A bevonatok felvitelét UNI-SPRAY-Jet és METCO nagy sebességű termikus szóró készülékekkel végeztük. A szórási paramétereiket a 3. táblázatban foglaltuk össze.

Beállítási jellemzők	Szórási eljárás	
	LV FS	HVOF FS
Acetilén nyomás, bar	1	2
Acetilén áram, l/min	6	8
Oxigén nyomás, bar	2	4
Oxigén áram, l/min	12	16
Sűrített levegő áram, l/min	-	36
Szórási távolság, mm	160	200
Előtolás, ford/min	5	6
Szórási sebesség, m/s	150	450

3. táblázat A termikus szórási paramétereit

2.4. Az olvasztási művelet

A termikus szórási után a bevonat porózus és a lézersugárral való megolvasztás után teljes keresztmetszetében tömörre válik. A szórt réteg megolvasztását a BAYATI-ban egy TRUMPF TLC 105 5 kW teljesítményű CO₂ lézer berendezéssel végeztük. A lézersugaras berendezést folyamatos üzemmódban használtuk argon védőgáz áramoltatása mellett (4. táblázat).

Frekvencia (f) Hz	Impulzus idő (t _p) μs	Előtolási sebesség mms ⁻¹	Folt átmérő (d) mm
1500	20	2	3

4. táblázat A CO₂ lézersugaras berendezés jellemző beállításai

A legkielégítőbb eredményeket a következő beállításoknál kaptuk: teljesítmény-sűrűség a munkadarab felületén: 38 W/mm², letapogatási sebesség 150 mm/min, és a lézersugár átmérője 3 mm. A repedések elkerülése érdekében a próbatesteket kemencében előmelegítettük és a lézersugár kezelés után duzzasztott perlitben lehűtöttük, hűtöttük le azokat.

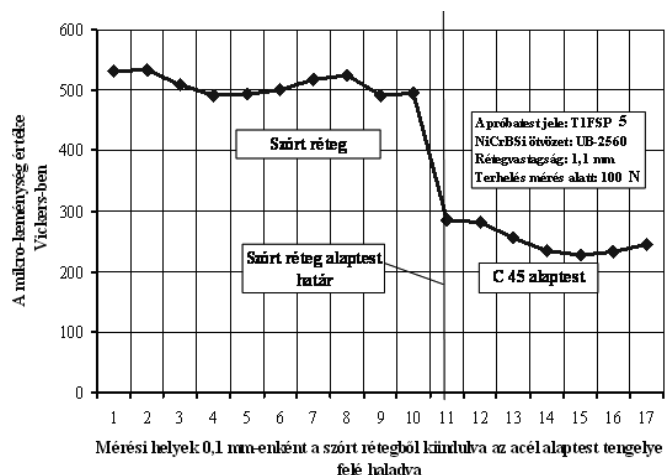
3. VIZSGÁLATOK

3.1. Mikro keménység vizsgálat

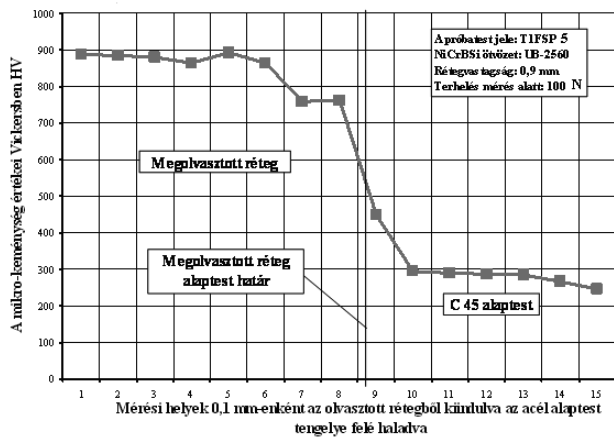
A mikro-keménységvizsgálatokat az ASTM E-384 szabvány szerint végeztük Mitutoyo MVK-H1 típusú készülékkel, Vickers szerint 100 N terhelés mellett. A Vickers mikro-keménységvizsgálati eredményeket az ASTM E 140-07 szabvány szerint át lehet számítani Knoop keménységi értékekre. A szórt és lézersugárral újraolvasztott bevonatokban mért mikro-keménységértékeket az 5. táblázatban foglaltuk össze és a 2, 3, 4. és 5. ábrán szemléltetjük.

Mérési hely (0,1 mm)	Próbatétel No. 005		Próbatétel No. 007	
	Por UB 5 - 2560		Por UB 5 - 2760	
	C ₂ H ₂ -O ₂ lánggal szórt	Lézer-sugárral olvasztott	HVOF eljárással szórt	Lézer-sugárral olvasztott
	Vickers mikro-keménység (Terhelés 100 N)			
1,0	531		725	
0,9	534		739	
0,8	509	886	721	590
0,7	492	884	715	578
0,6	493	880	705	583
0,5	500	863	695	578
0,4	517	892	690	572
0,3	525	865	697	567
0,2	491	759	693	602
0,1	495	822	689	577
0,0	285	449	284	408
-0,1	282	296	280	289
-0,2	256	289	279	268
-0,3	234	288	253	266
-0,4	227	284	250	255
-0,5	232	267	247	253
-0,6	245	247	254	255

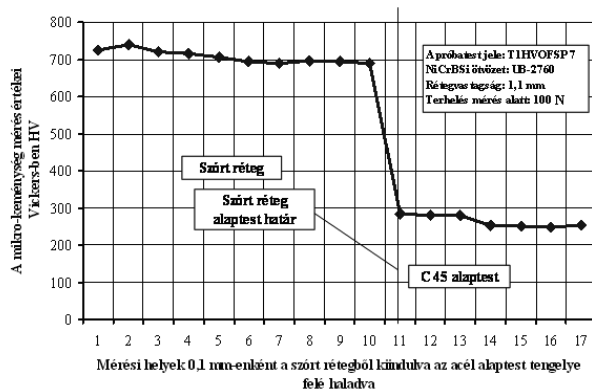
5. táblázat. Vickers mikro-keménységvizsgálati eredmények



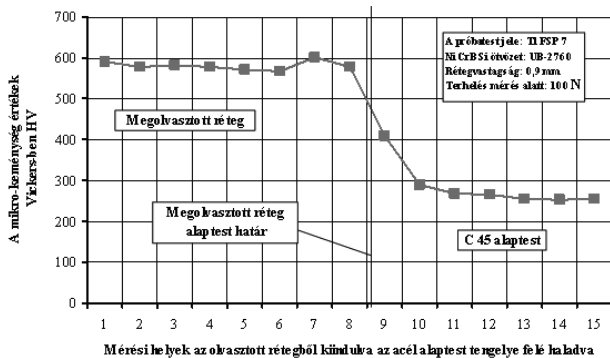
2. ábra. A mikro-keménység-mérés eredményei UB5 2560 jelű NiCrBSi ötvözettel szórt bevonatban, a felülettől az alapfém felé haladva



3. ábra. A mikro-keménység-mérés eredményei UB5 2560 jelű NiCrBSi ötvözzel lézersugárral újraolvasztott bevonatban a felülettől az alapfém felé haladva



4. ábra. A mikro-keménység-mérés eredményei UB5 2760 jelű NiCrBSi ötvözzel szórt bevonatban a felülettől az alapfém felé haladva



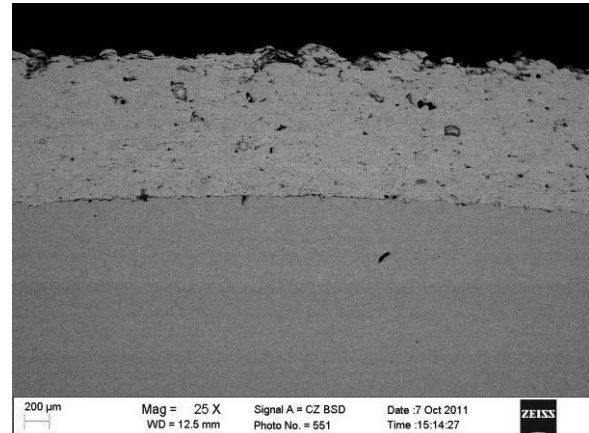
5. ábra. A mikro-keménység-mérés eredményei UB5 2760 jelű NiCrBSi ötvözzel, lézersugárral újraolvasztott bevonatban a felülettől az alapfém felé haladva

3.2. A bevonatok mikro-szerkezete

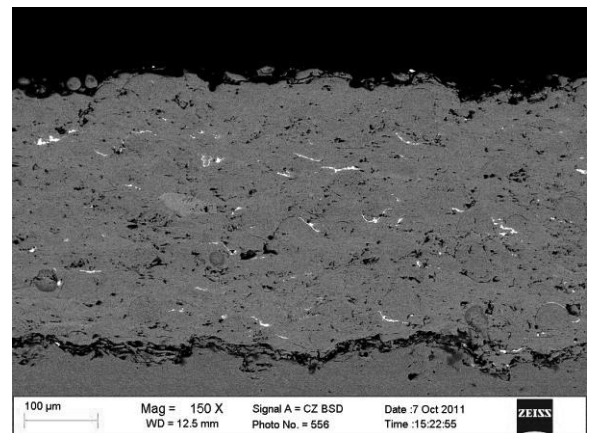
A 6. ábrán egy LV láng-szórt NiCrBSi bevonat (por UB - 2560) mikro-szerkezete látható. A réteg

vastagsága körülbelül 1,1 mm. Megfigyelhető a réteg jelentős porozitása (kb. 10 térfogat %) és a szórt rétegekre jellemző egyenetlen réteges szerkezet.

A 7. ábrán egy HVOF láng-szórt NiCrBSi bevonat (por UB - 2760) mikro-szerkezete látható. A réteg vastagsága körülbelül 1,1 mm. Megfigyelhető a réteg jóval kisebb porozitása (kb. 5 térfogat %). A nagysebességű (HVOF) lángszórással készült bevonatok egyenetlesebb és finomabb szerkezetűek és a szórt rétegekre jellemző egyenetlen réteges szerkezet.

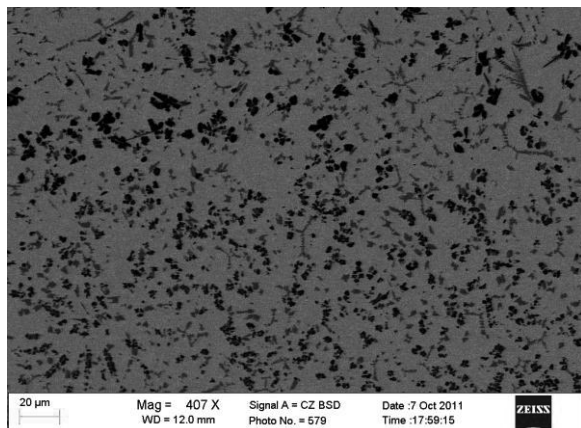


6. ábra LV lánggal szórt NiCrBSi bevonat (N = 25x)

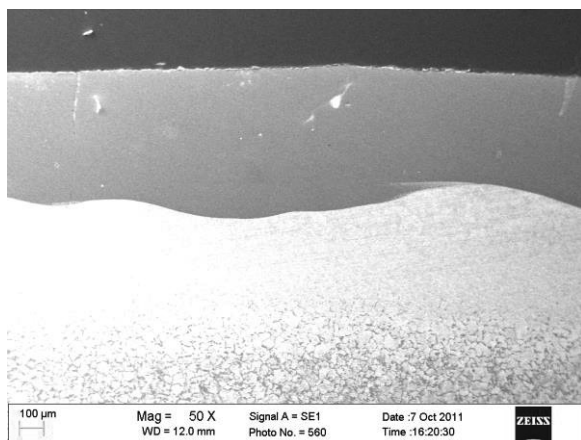


7. ábra. HVOF lánggal szórt NiCrBSi bevonat (N = 25x)

A 8. és 9. ábra lézersugárral újraolvasztott NiCrBSi bevonatok szerkezetét mutatja be. A világos rész egy dendrites szerkezetű Ni szilárd oldat; a sötétebb egyenetlesen eloszló, nagy Cr-tartalmú eutektikus keményfázis. Az EDS elemzésnél szembevető a rétegek magas Cr tartalma, amely a kemény fázisok - krómkarbidok és boridok (főleg Cr₇C₃ és CrB) - jelenlétére utal. Ez a vizsgálat megerősíti a [21-24] irodalmi hivatkozásban közölt eredményeket.



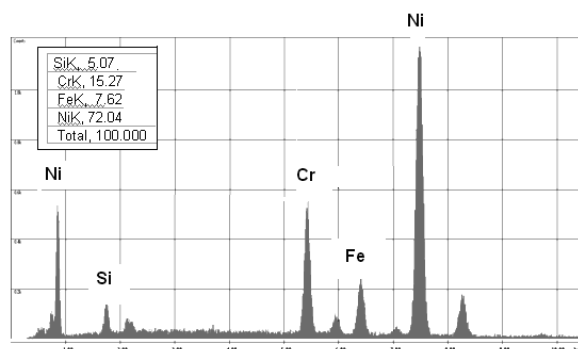
8. ábra LV FS lángszórással készült és lézersugárral megolvasztott NiCrBSi bevonat mikro-szerkezete ($N = 407x$)



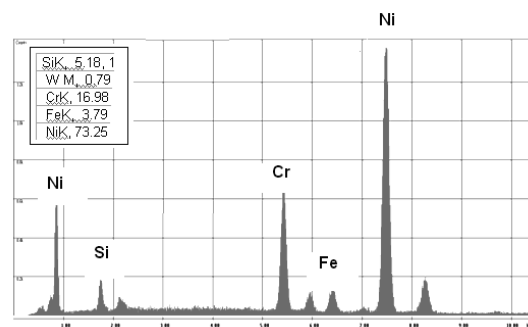
9. ábra. HVOF FS lángszórással készült és lézersugárral megolvasztott NiCrBSi bevonat mikro-szerkezete ($N = 50x$)

3.3. SEM - EDS elemzés

Az UB5 - 2560 UB5 - 2760 márkajelzésű NiCrBSi porokkal felszórta és lézersugárral újraolvasztott mintákat SEM elektronmikroszkóppal EDS módszerrel vizsgáltuk. Az EDS elemzés FS-szórta és újraolvasztott mintákban hasonló a vegyi összetétel. A 10...11. ábrán a lézersugárral újraolvasztott rétegek kémiai összetételének alakulását mutatjuk be a réteg teljes metszetében. Az EDS elemzésnél szembevetendő a rétegek magas Cr tartalma, amely a kemény fázisok jelenlétére utal.



10. ábra Az UB-2560 LV FS + lézersugárral újraolvasztott bevonat EDS elemzése



11. ábra Az UB-2760 HVOF FS + lézersugárral újraolvasztott bevonat EDS elemzése

4. KÖVETKEZTETÉSEK

Ebben a munkában két különböző eljárással termikusan szórta és lézersugárral újraolvasztott NiCrBSi (UB5 - 2560, UB5 - 2760) LV és HVOF lánggal szórta, majd utólagosan lézersugárral kezelt (LV FS + lézer és HVOF FS + lézer) bevonat került összehasonlításra.

- A lézersugárral újraolvasztott bevonatban egy finom, egyenletes eloszlású kemény fázis figyelhető meg.
- A nem-homogén eloszlású kiválások csökkentik a keménységi értékeket a FS + lézer bevonatokban.
- Mindkét vizsgált bevonatra jellemző a dendrites szerkezetű, Ni szilárd oldatú mátrix.
- A vizsgálatok azt mutatják, hogy a lézersugaras újraolvasztás elősegíti a dendrites mikro-szerkezet kialakulását és jelentős mértékben csökken a bevonat porozitása.
- A két lépcsős eljárás lehetővé teszi a tömörebb, és finomabb szerkezetű és repedésmentes bevonatok kialakítását. A bevonat kötése az alapfémvel hegesztett jellegű.

5. IRODALOM

- [1] Gómez-del Río T., Garrido M. A., Fernández J. E., Cadenas M., Rodríguez J. 2008. Influence of the deposition techniques on the mechanical properties and microstructure of NiCrBSi coatings. *Journal of materials processing technology* 204 304–312
- [2] Cordia, M., Delogu, P., Nenci, F., 1987. Microstructural aspects of wear-resistant stellite and colmonoy coatings by laser processing. *Wear* 119 (2), 137–152.
- [3] Ming, Q., Lim, L.C., Chen, Z.D., 1998. Laser cladding of nickel-based hardfacing alloys. *Surf. Coat. Technol.* 106, 174–182.
- [4] Li, Q., Zhang, D., Lei, T., Chen, C., Chen, W., 2001. Comparison of laser-clad and furnace-melted Ni-based alloy microstructures. *Surf. Coat. Technol.* 137, 122–135.
- [5] Kim, H.J., Hwang, S.Y., Lee, C.H., Juvanon, P., 2003. Assessment of wear performance of flame sprayed and fused Ni-based coatings. *Surf. Coat. Technol.* 172, 262–269.
- [6] Xin, H., Hu, C., Baker, T.N., 2000. Microstructural assessment of laser nitrided Ti–6Al–4V alloy. *J. Mater. Sci.* 35 (13), 3373–3382.
- [7] Miguel, J.M., Guilemany, J.M., Vizcaino, S., 2003. Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes. *Tribol. Int.* 36, 181–187.
- [8] Serres N. Hlawka F., S. Costil Langlade C. Machi F. Microstructures and environmental Assessment of metallic NiCrBSi coatings manufactured vya hybrid plasma spray process. *Surface and Coatings Technology* 205 (3010) 1039 – 1046.
- [9] Otsubo, F., Era, H., Kishitake, K., 2000. Structure and phases in nickel-base self-fluxing alloy coating containing high chromium and boron. *J. Therm. Spray Technol.* 9, 107–113.
- [10] Navas, C., Colaco, R., de Damborenea, J., Vilar, R., 2006. Abrasive wear behaviour of laser clad and flame sprayed-melted NiCrBSi coatings. *Surf. Coat. Technol.* 200, 6854–6862.
- [11] Leyland, A., Matthews, A., 2000. On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour. *Wear* 246, 1–11.
- [12] Molian, P.A., Rajasekbara, H.S., 1987. Laser melt injection of BN powders on tool steels. Part I. Microhardness and structure. *Wear* 114 (1), 19–27.
- [13] Atamert, S., Bhadeshia, H., 1989. Comparison of microstructures and abrasive wear properties of stellite hardfacing alloys deposited by arc welding and laser cladding. *Metall. Trans. A* 20, 1037.
- [14] Monson, P., Steen, W.M., 1990. Comparison of laser hardfacing with conventional processes. *Surf. Eng.* 6 (3), 185–193.
- [15] Oberlander, B.C., Lugscheider, E., 1992. Comparison of properties of coatings produced by laser cladding and conventional methods. *Mater. Sci. Technol.* 8, 657–665.
- [16] L. Pawlowski, *Thick Laser Coatings: A Review*, *J. Therm. Spray Technol.*, 1999, 8(2), p 279-295
- [17] J. Mateos, J.M. Cuetos, R. Vijande, and E. Fernandez, *Tribological Properties of Plasma Sprayed and Laser Remelted 75/25 Cr3C2/NiCr Coatings*, *Tribol. Int.*, 2001, 34(5), p 345-351
- [18] A. Lanin and I. Fedik, *Thermal Stress Resistance of Materials*, Springer, 2008
- [19] S. Sasaki, *Tribological Properties of Coating Films Synthesised by Laser Assisted Plasma Spraying*, *Surf. Eng.*, 1997, 13(3), p 238-242
- [20] G. Antou, G. Montavon, F. Hlawka, A. Cornet, and C. Coddet, *Microstructures of Partially Stabilized Zirconia Manufactured via Hybrid Plasma Spray Process*, *Ceram. Int.*, 2005, 31(4), p 611-619
- [21] Z. Z. Bergant and J. Grum: *Quality Improvement of Flame Sprayed, Heat treated and rRemelted NiCrBSi Coatings*, *Journal of Thermal Spray Technology* (2009) Volume 18. September Pages 380-391.
- [22] UTP Welding Consumables, *Bad Krozingen* August, 2006. p. 393-394.
- [23] Z. Y Taha-all, M. S. Hashmi, and B. S. Yilbas: *Laser treatment of HVOF coating: model study and characterization*, *Journal of Mechanical Science and Technology* (2007) 21 1439-1444
- [24] R. Gonzalez, M. Cadenas *, R. Fernandez, J. L. Cortizo, E. Rodriguez: *Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser*, *Wear* 262 (2007) 301–307

KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

A szerzők megköszönik a Böehler - UTP Magyarország Kft. műszaki támogatását.

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.

HIDEGEN NYÚJTOTT, ACÉL VÉKONYLEMEZEK ELLENÁLLÁS-PONTHEGESZTÉSE

RESISTANCE SPOT WELDING OF COLD STRETCHED STEEL SHEETS

Prém László¹, Dr. Balogh András²

ABSTRACT

The elements of passenger cars bodywork are usually produced by cold forming processes. The joining of these cold formed parts are carried out with resistance spot welding. Since the main material properties change in consequence of forming, this phenomenon makes a great challenge to the welding experts. This paper presents the effect of cold forming on the quality of spot welded joints.

1. BEVEZETÉS

A napjaink autógyártásában alkalmazott egyre nagyobb szilárdságú, illetve különböző alakítási mértékkel rendelkező szerkezeti elemek hegesztéssel történő egyesítése egyre komplexebb feladat elé állítja a hegesztéssel foglalkozó szakembereket. Az ilyen típusú és alakíthatósági állapotú acélok hegesztése a klasszikus értelemben vett lágyított állapotú, előzetes képlékeny hidegalakításnak ki nem tett alapanyagokhoz viszonyítva lényegesen nehezebb feladatnak számít. Az alábbi cikkünk különböző hidegalakítási mértékkel rendelkező, az autógyártásban is alkalmazott acél vékonylemezek ellenállás-ponthegesztési lehetőségeinek kísérleti vizsgálatát mutatja be. Célunk a képlékeny hidegalakításnak az ellenállás-ponthegesztett kötések minőségére gyakorolt hatásának feltárása.

2. A HIDEGALAKÍTÁS ÉS A HEGESZTÉS KAPCSOLATA

A személygépkocsik karosszériaelemeinek megmunkálása elsősorban valamilyen képlékeny hidegalakító eljárással történik, ezért alapvető követelmény, hogy az alkalmazott acéltípusok jól alakíthatók legyenek.

Az anyagok jó képlékeny hidegalakíthatóságának feltételei az alábbiakban foglalható össze:

- sok csúszósík és csúszási irány (felületen vagy térben középpontos kockarácsnál teljesül),
- lágy állapotú, homogén, finomszemcsés szövetszerkezet (kiválások nélkül),
- nagy fajlagos nyúlás (A) és kontrakció (Z),
- irányfüggetlen (izotróp) anyagtulajdonságok,
- kis szennyezőanyag (S, P, O, N, H) tartalom,
- acélok esetében kis karbon-tartalom [1].

A felsorolt tulajdonságok teljesülése mind az alakíthatóságra, mind pedig a hegeszthetőségre egyaránt kedvező hatással van.

Általánosságban elmondható, hogy a jó alakíthatósággal rendelkező anyagok hegesztése nem okoz különösebb nehézséget, azonban az alakítás következtében az anyagtulajdonságokkal szemben támasztott irányfüggetlenségi-kritérium többnyire nem teljesül. Ebből is következik, hogy a felsorolt, kvázi-ideális tulajdonságok együttes teljesülése a gyakorlatban alkalmazott legtöbb acéltípusnál nyilvánvalóan maradéktalanul nem állhat fenn [2].

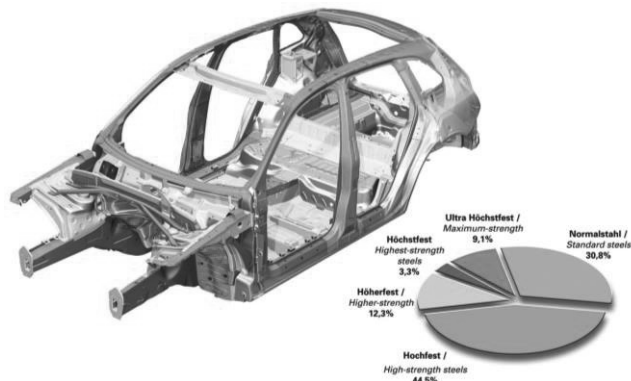
A karosszéria elemek képlékeny hidegalakításának eredményeképpen a lemezanyagok szilárdsági jellemzői növekedni, alakváltozási mérőszámai csökkenni fognak. A szilárdságnövelésből fakadó előnyök azonban csak akkor lesznek érvényesíthetők, ha az egyes anyagpárok közötti kötés létesítése során nem szűnik meg a hidegalakítás szilárdságnövelő hatása, illetve nem jön létre a kötés minőségét kedvezőtlenül befolyásoló anyagszerkezeti változás. A hidegen alakított fémeknél ugyanis a hegesztéssel együttjáró jelentős mértékű hőbevitel hatására kilágyulás, újrakristályosodás, valamint a feltételek megléte esetén öregezési jelenség léphet fel. A kilágyulás következtében megszűnik a hidegalakítás szilárdságnövelő hatása, a szekunder rekrisztallizáció, az öregezés eredményeként pedig csökken a hegesztett kötés képlékenysége, ezért is nyilvánvaló, hogy az alakíthatóság és a hegeszthetőség kapcsolata korántsem egyszerű jelenség [3].

¹ PhD hallgató, Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék

² egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék

3. AUTÓIPARI VÉKONYLEMEZ, MINT KÍSÉRLETI ALAPANYAG

Ahogy az 1. ábrán is látható, a korszerű személygépkocsik karosszériájának gyártása során az életvédelmi szempontból alárendeltebb helyeken gazdaságossági szempontokból még napjainkban is lágyacél lemezeket (standard steels) alkalmaznak. Ezen acéltípusok aránya az összes acélféleségen belül nagyságrendileg 25...30 %-ra tehető [4].



1. ábra. Korszerű autókarosszériában alkalmazott acél szilárdságcsoportok és részarányuk

Az elsődleges autóipari felhasználásból kiindulva kísérleteink során alapanyagként a DC01 jelű, hidegalakítási célra szánt, mélyhúzható lágyacél lemezt alkalmaztuk, amely anyagminőség tipikus, ezért minden szempontból alkalmas a hidegen alakított, lágyacél lemezből készülő autóipari alkatrészek ponthegeztésének kísérleti vizsgálatára. A hegesztendő lemez anyagjellemzőit az MSZ EN 10130 (Hidegen hengerelt lapos termék kis karbontartalmú acélból) szabvány tartalmazza.

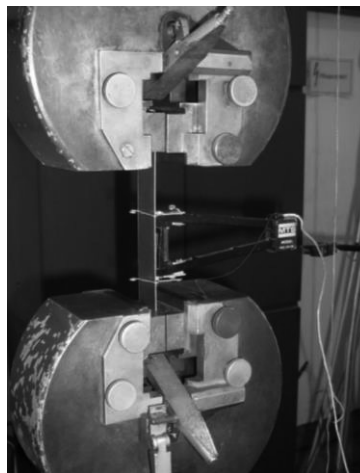
Mechanikai jellemzők		
R_e max. (MPa)	R_m (MPa)	A_{80} min. (%)
280	270...410	28

1. táblázat. A DC 01 jelű hidegen hengerelt, ötvöztelen lágyacél szabványos mechanikai jellemzői

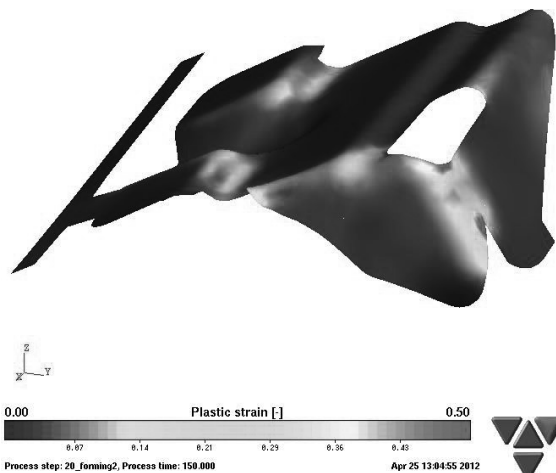
A lágyacél finomlemezek vastagsági mérete névlegesen 1,0 + 1,0 mm volt. A lemezek 2000 x 1000 mm-es táblaméretben, olajozott kivitelben álltak rendelkezésre. A lemeztáblákat számjegyzérlésű gépi lemezollón daraboltuk a kívánt méretre.

4. A DC01 JELŰ VÉKONYLEMEZ HIDEG-ALAKÍTÁSA

A különböző hidegalakítási mértékkel rendelkező autóipari karosszéria elemek nagyon gyakran tartalmaznak ponthegeztéssel kötendő nyújtott szakaszokat. Ezen részek alakítottási állapotának modellezéséhez a DC01 jelű alapanyagból kimunkált próbatesteket egy MTS típusú, számítógép-vezérelt univerzális anyagvizsgáló berendezés segítségével hidegen alakítottuk. A lemezdarabokat egytengelyű húzó igénybevétellel, egyenletes sebességgel nyújtottuk. A hidegalakítási művelet során a megfelelő és egyenletes eloszlású alakítási mérték biztosításához finomnyúlásmérőt alkalmaztunk. A próbatestek extenzométerrel végzett nyújtása a 2. ábrán látható.



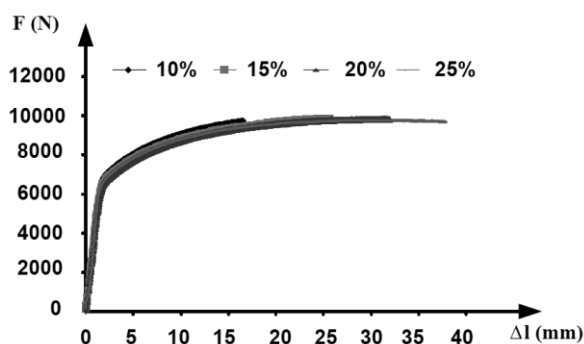
2. ábra. Az alapanyag hidegalakítása az MTS típusú anyagvizsgáló berendezésen



3. ábra. Karosszéria elem képlékeny hidegalakításának vége-selemes modellezéssel előállított nyúlás-eloszlása

A hidegen alakított autóiipari alkatrészek jellegzetes alakítási mértéke körülbelül 10 % és 25 % közé tehető. Az egyes szerkezeti elemek esetében ennél nagyobb alakítási mérték csak lokálisan fordulhat elő. Ennek igazolására szolgál a 3. ábrán bemutatott példa. Az ábrán egy autóiipari alkatrész képlékeny hidegalakításának a Miskolci Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszékén elvégzett végeselemes modellezésével kapott alakváltozás-eloszlása figyelhető meg.

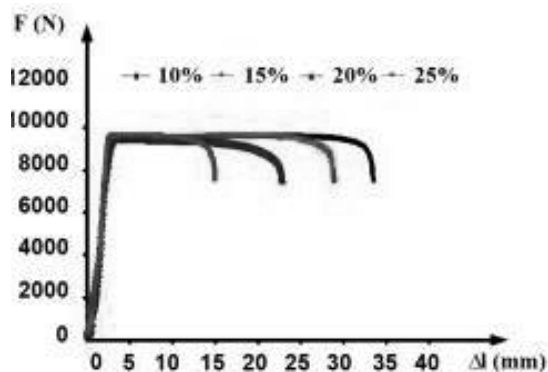
A modellezéssel kapott nyúlástartományból kiindulva a ponthegesztési kísérletekhez szükséges hidegen alakított próbatesteket a vékonylemez szállítási állapotához viszonyítva négy különböző alakítási mértékkel állítottuk elő, azaz a hegesztési kísérletekhez a szállítási állapotú alapanyagon kívül 10 %, 15 %, 20 % és 25 %-os hidegalakítási mértékű lemezsávokat készítettünk. A hidegen nyújtott próbatesteken elvégzett mikrométeres mérések eredményei alapján megállapítottuk, hogy ilyen mértékű hidegalakítás esetén a falvastagság csökkenés elhanyagolható.



4. ábra. Különböző mértékű nyújtásokhoz tartozó erő-elmozdulás diagramok

5. A HIDEGALAKÍTÁS KÖVETKEZMÉNYEINEK VIZSGÁLATA

Az előzetesen nyújtott lemezsávok mechanikai jellemzőinek változását szakítóvizsgálatokkal állapítottuk meg.



5. ábra. A nyújtott próbatestek szakítódigramjai

A szakítóvizsgálatok eredményei egyértelműen igazolják az alapanyag hidegalakítás hatására bekövetkező szilárdság és keménység növekedését és a vele párhuzamosan végbemenő, jelentős mértékű nyúláscsökkenést.

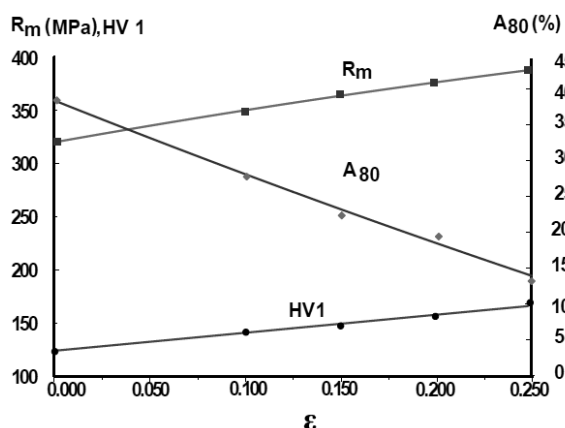
A vizsgálatokkal meghatározott anyagjellemzők a 2. táblázatban láthatóak.

Alakítási mérték $\epsilon = \frac{l-l_0}{l_0}$	Anyagjellemzők		
	A ₈₀ (%)	R _m (MPa)	HV 1
alapanyag (0 %)	37,9	323	118
0,10 (10 %)	26,7	351	134
0,15 (15 %)	21,1	368	140
0,20 (20 %)	18,9	379	149
0,25 (25 %)	11,9	391	162

2. táblázat. Az alakítási mérték és az anyagjellemzők kapcsolata

A 2. táblázat alapján az is egyértelműen megállapítható, hogy a nyújtás hatására a DC01 jelű alapanyag képlékeny alakváltozási tartaléka az alakítás mértékétől függően jelentősen csökkent. Ez a csökkenés előnytelen és mindenképpen megnehezíti a későbbi ellenállás-ponthegesztés technológiájának kidolgozását.

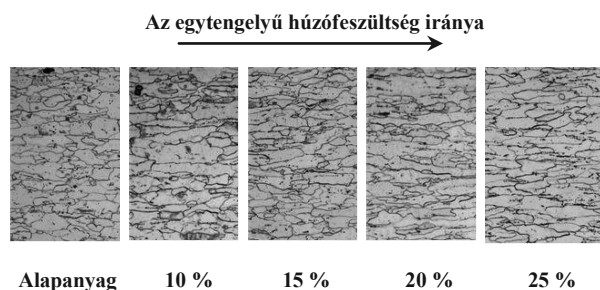
A 6. ábra a hidegalakítási mértéknek az anyagjellemzőkre gyakorolt hatását, annak irányát és mértékét szemlélteti.



6. ábra. Az alakítási mérték hatása a DC01 jelű lágyacél mechanikai jellemzőire

A nyújtás során fellépő egytengelyű húzófeszültség hatására az alapanyag csúszósíkjai a terhelő erő síkjába igyekeznek befordulni. Ezzel olyan kristálytani rendezettség, úgynevezett alakítási textúra alakul ki, melynek következménye, hogy az eredetileg kvázi-izotrop mechanikai tulajdonságok megváltoznak, az alakított fém anizotroppá válik [5].

A nyújtott szemcseszerkezet kialakulásának igazolására és szemléltetésére a különböző mértékben alakított próbatestekből mikrosziszolati próbatesteket készítettünk (7. ábra). A mikrosziszolatok képei 200 x-os nagyítással készültek, az alkalmazott marószert a lágyacélok szemcsehatárának megjelenítéséhez ajánlott 2 %-os alkoholos salétromsav oldat volt.



7. ábra. Az alakítási textúra kialakulása a próbatestek nyújtása során

A felkeményedés szempontjából rendkívül jelentős szakítószilárdság értékeket a maximális erő (F_m) és a kiinduló (A_o) keresztmetszet hányadosaként határoztuk meg, azaz a *mérnöki feszültség-mérnöki nyúlás* rendszerben dolgoztunk. Azonban a maximális erőnél (F_m) mérhető (A_m) keresztmetszet már lényegesen különbözik az eredeti (A_o) keresztmetszethez képest. Ebből következően lényegesen eltérő értékeket kapunk, ha az ún. valódi feszültségeket határozzuk meg, amelyeket definíció szerint a pillanatnyi erő és a hozzátartozó keresztmetszet hányadosaként értelmezzük [5]. Az (1) és (2) képletekben szereplő összefüggések felhasználásával áttérhetünk az általunk eddig használt mérnöki rendszerről a *valódi rendszerre*. A mérnöki (ϵ) és a valódi nyúlás (ϵ_p) kapcsolata:

$$\epsilon + 1 = \frac{l}{l_o} \Rightarrow \ln(\epsilon + 1) = \ln \frac{l}{l_o} = \epsilon_p \quad (1)$$

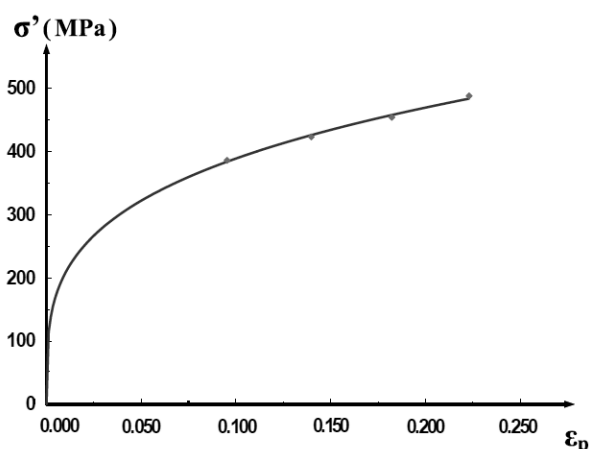
A mérnöki (σ) és a valódi feszültség (σ') kapcsolata:

$$\sigma' = \frac{F}{A} = \frac{F}{A_o} \cdot (\epsilon + 1) = \sigma \cdot (\epsilon + 1) \quad (2)$$

Mérnöki feszültség-nyúlás rendszer		Valódi feszültség-valódi nyúlás rendszer	
$\epsilon = \frac{l-l_o}{l_o}$	$\sigma = \frac{F}{A_o}$	$\epsilon_p = \ln \frac{l}{l_o}$	$\sigma' = \frac{F}{A}$
alapanyag	323 MPa	alapanyag	323 MPa
0,10	351 MPa	0,09	386 MPa
0,15	368 MPa	0,13	423 MPa
0,20	379 MPa	0,18	454 MPa
0,25	391 MPa	0,22	488 MPa

3. táblázat A mérnöki és a valódi rendszer összehasonlítása a DC01-es alapanyag esetén

A mérnökiről valódi rendszerre történő áttérés azért is indokolt, mert a valódi feszültség - valódi nyúlás kapcsolatot leíró $\sigma' - \epsilon_p$ görbék világosan mutatják azt, ami a mérnöki feszültség - mérnöki nyúlás közötti kapcsolatot leíró $\sigma - \epsilon$ görbékénél rejtve marad; nevezetesen, hogy növekvő valódi nyúlást csak növekvő valódi feszültség eredményezhet [5] (8. ábra).



8. ábra. A DC01 jelű alapanyag valódi feszültség - valódi nyúlás görbéje

A DC01 jelű lágyacél finomlemez "keményedési görbéjét" a Hollomon-féle összefüggéssel írhatjuk le:

$$\sigma' = K \cdot \epsilon_p^n = 727,30 \cdot \epsilon_p^{0,2715} \quad (3)$$

ahol:

- σ' : a valódi feszültség,
- ϵ_p : a valódi nyúlás,
- $n=0,2715$: a keményedési kitevő,
- $K=727,30$: a szilárdsági együttható.

6. A HIDEGALAKÍTÁS HATÁSA A PONTHEGESZTETT KÖTÉSEK MINŐSÉGÉRE

A képlékeny hidegalakítás ellenállás-ponthegesztett kötések minőségére gyakorolt befolyásának vizsgálata céljából a különböző alakítási mértékű próbatesteken kétoldali ellenállás-ponthegesztéssel kötések készítettünk. Az egyik vizsgált paraméter csoportosítás lágy, míg a másik kemény munkarendet biztosított. A lágy munkarendet nagy hegesztési idő és kis áramerősség jellemzi. Ennél a munkarendnél nő a hőhatásövezet szélessége, továbbá egyes részeinek hőtartási ideje és hőmérséklete, valamint az utóbbiak hatására nő a kilágyulás és a rekrisztallizáció valószínűsége. Kemény munkarend esetén, amelyet kis hegesztési idő és nagy áramerősség jellemez, a gyors hőbevitel és az azt követő gyors lehűlés eredményeként csökken a rekrisztallizáció és a kilágyulás valószínűsége, illetve mértéke [3].

A hegesztések az olasz gyártmányú TECNA 8007 típusú, állványos, programozható pont- és dudorhegesztőgépen készültek. A hegesztőgép helyhez kötött kivitelű, programozható, impulzushegesztésre is

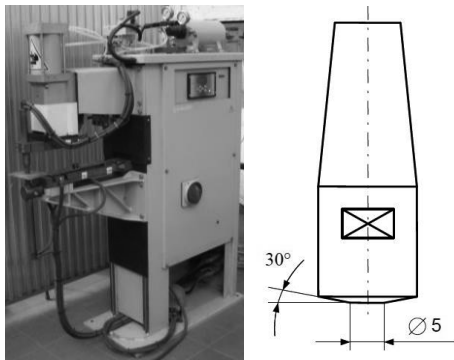
alkalmas, parallel löketű, egyfázisú, váltakozó áramú berendezés, 300 kVA névleges teljesítményhatárral.

Az 1 mm-es falvastagságú DC01 jelű lágyacél lemez ponthegeztéséhez mindkét oldalon a legelterjedtebb, MSZ EN 25184 szabvány B típusának megfelelő csonkakúp végződésű (120 °-os csúcshölygű), egyenes tengelyű, hengeres elektródokat alkalmaztuk. Az elektródok homloklap-átmérőjének meghatározására leggyakrabban a következő két összefüggést használják [6]:

$$d_e = 2,5 + 2 \cdot s = 4,5 \text{ mm} \quad (4)$$

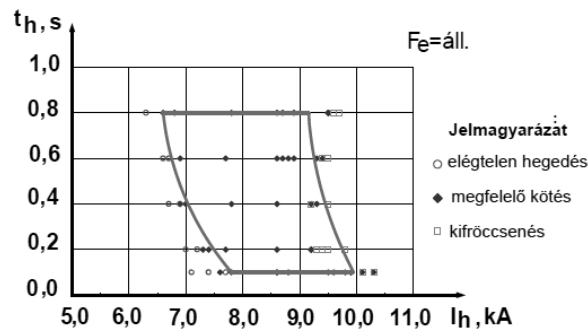
$$d_e = 5 \cdot \sqrt{s} = 5 \text{ mm} \quad (5)$$

Az esetünkben vizsgált 1 mm-es lemezvastagság környezetében a két összefüggés közel ugyanazt az eredményt adja, ezért a hegesztésekhez szükséges elektródátmérőt $d_e=5$ mm-re választottuk [6]. Az alkalmazott hegesztőgépet és az elektród geometriai kialakítását a 9. ábra szemlélteti.



9. ábra. Az alkalmazott hegesztőgép és a B típusú elektród

A kísérleti hegesztések során beállított technológiai paramétereket a Mechanikai Technológiai Tanszéken korábban folyó kutatások alkalmával meghatározott, az általunk is használt DC01 jelű lágyacél, 1,0 + 1,0 mm-es lemezkombinációjára érvényes hegesztési munkatartománya (weldability lobe) alapján választottuk meg [6].



10. ábra. Hegesztési munkatartomány DC01 jelű lágyacél esetén

A lágy munkarend során beállított hegesztési paramétereket úgy választottuk meg, hogy a hegesztési idő a 10. ábrán látható hegesztési munkatartományban található lehető legnagyobb érték legyen. A választott hegesztőáram értéke az ehhez a hegesztési időhöz tartozó, kifröccsenést okozó áram értékének közel 80 %-a.

A kemény munkarendi adatokkal végzett hegesztések paramétereit úgy választottuk meg, hogy a hegesztési idő a kemény munkarend alsó határának számító 5 periódus idő legyen, amely a hegesztési munkatartományban található lehető legkisebb érték. A választott hegesztőáram értéke szintén az ehhez a hegesztési időhöz tartozó, kifröccsenést okozó áram értékének közel 80 %-a.

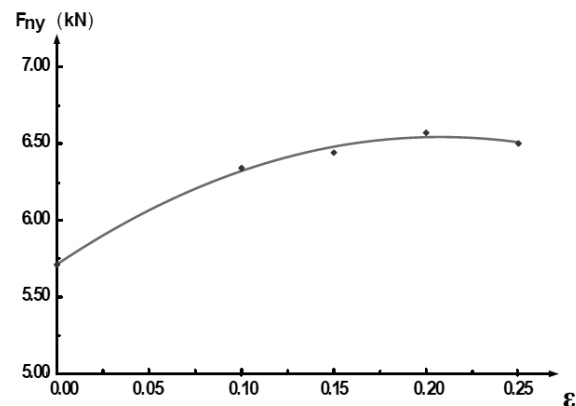
A hegesztőáramok megválasztásánál alkalmazott megfontolást a biztonságra való törekvés indokolta, mivel a ponthegeztés után a kötések terhelhetőségét nyíró-szakító vizsgálattal határoztuk meg. A nyíróerő meghatározásához alkalmazott próbadarabok hegesztésénél pedig szabványos követelmény, hogy kifröccsenés nem fordulhat elő.

Az elektróderőt az alábbi tapasztalati összefüggés alapján állapítottuk meg:

$$F_e = 2,0 \cdot s = 2,0 \cdot 1 = 2 \text{ kN} \quad (6)$$

A lágy és kemény munkarenddel végzett kísérletek során az EN ISO 14273 szabvány előírásának megfelelően minden egyes alakítási mérték esetén egyaránt 11-11 ponthegeztett kötést készítettünk, majd nyíró-szakító vizsgálatokkal meghatároztuk az alakítási mérték befolyását a pontkötések teherbíró képességére. A nyíró-szakító vizsgálatok folyamán valamennyi kötés "kigombolódott", azaz a kötések minősége megfelelő volt.

A 11. ábra a kemény munkarenddel hegesztett kötések nyíró-szakító erejét a hidegalakítás mértékének függvényében mutatja.

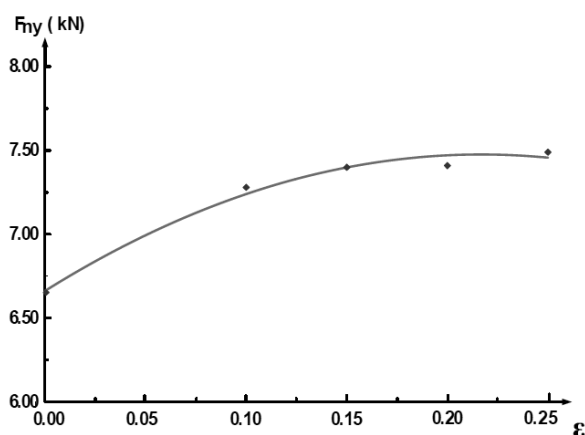


11. ábra. Kemény munkarenddel ponthegeztett kötések nyíró-szakító erejének változása az alapanyag hidegalakításának függvényében

A mérési eredményekből jól látható, hogy a nyíró-szakító erők átlagértéke az alapanyag hidegalakítási

mértékének növekedésével monoton növekszik. A 25 %-os mértékben hidegen alakított próbatestek kemény munkarenddel hegesztett kötéseinek nyíró-szakító ereje az általunk képlékenyen nem alakított alapanyagból készített kötések nyíró-szakító erejéhez viszonyítva körülbelül 15 %-al nőtt. Ez az eredmény kissé elmarad az alapanyagok a hidegalakítás hatására bekövetkező közel 21 %-os szilárdságnövekedési aránya mellett, azonban ezek az eredmények azt is jól mutatják, hogy a hidegalakítás nemcsak az alapanyag, hanem a kellően gondosan megválasztott technológiájú ellenállás-ponthegesztéssel készített kötések szilárdságát is növelik.

A 12. ábra a lágy munkarenddel hegesztett kötések nyíró-szakító erejét a hidegalakítás mértékének függvényében mutatja.



12. ábra. Lágy munkarenddel ponthegesztett kötések nyíró-szakító erejének változása az alapanyag hidegalakításának függvényében

A 25 %-os mértékben hidegen alakított próbatestek lágy munkarenddel hegesztett kötéseinek nyíró-szakító ereje az alapanyagból készített kötések nyíró-szakító erejéhez viszonyítva 12,5 %-al nőtt. Ez az eredmény már jelentősen elmarad az alapanyagok a hidegalakítás hatására bekövetkező közel 21 %-os szilárdságnövekedési arányától és elmarad a kemény munkarenddel készített kötések nyíró-szakító erejének növekedési mértékétől is. A nyíró-szakító vizsgálatok eredményei alapján tehát egyértelműen elmondható, hogy a növelt szilárdságú, hidegen alakított lemezanyagok a ponthegesztési folyamatra jellemző igen rövid hőciklus hatására is bizonyos mértékben kilágyulnak. Az előzetes várakozásoknak megfelelően az is megállapítható, hogy a lágy munkarend során tapasztalható kilágyulás mértéke nagyobb, mint kemény munkarend esetében. Az eredmények azt mutatták, hogy még ennél a lágy munkarendnél sem jött létre olyan mértékű kilágyulás, hogy az alakított próbatestek kötéseinek nyíróereje a szállítási állapotú alapanyag nyíró-szakító erejének szintjére csökkenjen.

7. ÖSSZEFOGLALÁS

Az autógyártásban jelenleg (és előre láthatóan a jövőben továbbra is) egynegyed-egyharmad arányban alkalmazott alacsony szilárdságú tipikus acél vékonylemezzel végzett vizsgálatokkal a következőket állapítottuk meg.

1. A nyújtással jelentős mértékben képlékenyen alakított acél vékonylemezek kb. 30 %-os mérnöki nyúlásig ellenállás-ponthegesztéssel a célra megfelelő minőségben hegeszthetők.

2. A hidegalakítás hatására a kötések nyíró-szakító ereje növekszik. A növekedés mértéke elmarad az alapanyag szilárdságnövekedésének mértékétől és erősen függ a hegesztési beállításoktól.

3. Annak érdekében, hogy az alakított vékonylemezekből ponthegesztett kötések teherbírás-növekedése a lehető legnagyobb legyen, az alapanyag helyi kilágyulását mérsékelni kell, ami a ponthegesztés munkarendjének keményítésével (nagyobb hegesztőáram, rövidebb hegesztési idő választásával) érhető el.

4. A kötés terhelhetőségének kedvező irányú változása az ellentétes kötéstulajdonságok (pl. a törésig rendelkezésre álló alakváltozási tartalék) csökkenésével jár együtt. Ezt a tényt a hidegen alakított vékonylemezek ellenállás-ponthegesztésének tervezésekor mindig szem előtt kell tartani.

8. IRODALOM

- [1] Gál G.; Kiss A.; Sárvári J.; Tisza M.: Képlékeny hidegalakítás, Nemzeti Tankönyvkiadó, Budapest, 12. kiadás, 2000,
- [2] Juhász D.: Nagyszilárdságú acélok ellenállás-ponthegesztése, EWE/IWE diplomatervezésvezető: Balogh András), ME, Mechanikai Technológiai Tanszék, 2011,
- [3] Bauer F.: Hidegalakítással növelt szilárdságú fémek hegesztése, GÉP, XXXIII. évf., 1. szám, p.: 34-40, 1981,
- [4] Tisza M.: Developments in Sheet Metal Forming for the Automotive Industry, Proc. of ICME, Bratislava, 29-30. November 2007. pp. 171-178,
- [5] Tisza M.: Metallográfia, ME Kiadó, 2004,
- [6] Juhász D.; Balogh A.: Az ellenállás-ponthegesztés hegesztési munkatartománya, Hegesztéstechnika, XX. évfolyam, 4. szám, 2009, p.: 21-26.

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.

A TECHNOLÓGIAI PARAMÉTEREK HATÁSAINAK VIZSGÁLATA LINEÁRIS DÖRZSHEGESZTÉS NÉL

THE INSPECTION OF EFFECT OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS AT FRICTION STIR WELDING

Meilinger Ákos*, Dr. Török Imre**

ABSTRACT

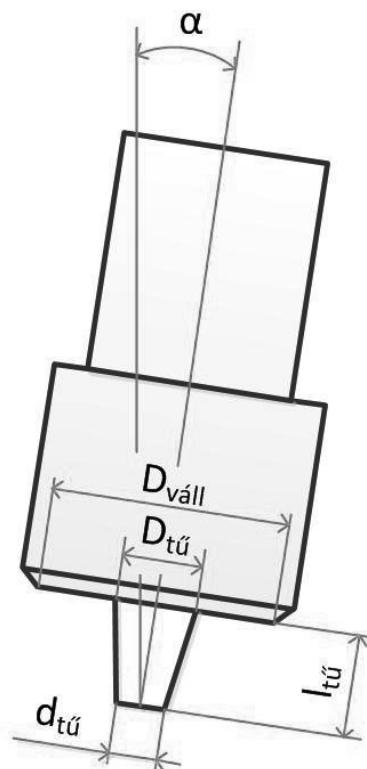
The friction stir welding (FSW) is a dynamically evolved solid-state welding process. There is more and more demand to use this process in the industry. For this reason different welding tasks mean greater challenge to the welding experts. The correct setting of technological parameters and analyzes of its effects is the key to solve these tasks. In addition the modern finite element modeling software can help in these tasks.

1. BEVEZETÉS

A lineáris dörzshegesztés (FSW) egy dinamikusan fejlődő szilárd fázisú sajtoló hegesztő eljárás. A gyors fejlődés többek között annak köszönhető, hogy egyre nagyobb igény lép fel az eljárás alkalmazására. Ebből adódóan, a különböző hegesztési feladatok egyre nagyobb kihívást jelentenek a hegesztő szakemberek számára. A technológiai paraméterek pontos beállítása, azok hatásainak vizsgálata kulcsfontosságú ezen feladatok megoldásában. Ezen kívül a mai modern végeelemes szimulációs szoftverek is jelentős segítségül szolgálhatnak.

2. AZ ELJÁRÁS TECHNOLÓGIAI PARAMÉTEREI

Az eljárás elve szerint egy speciális kialakítással rendelkező forgó szerszámot beesüllyesztünk az egyesítendő anyagok illesztési vonalába, majd adott fordulatszámmal és előtolási sebességgel mozgatjuk. Tehát látható, hogy fontos technológiai paraméter a fordulatszám, az előtolás sebessége. Nem teljesen technológiai paraméter, de szoros összefüggésben áll velük a szerszám geometriája. A szerszám fő részeit az 1. ábra szemlélteti [1]:



1. ábra. A lineáris dörzshegesztő szerszám technológiai paramétereit befolyásoló részei

Tehát a technológiai paraméterek a következők [1]:

- fordulatszám (n , 1/min),
- előtolási- vagy hegesztési sebesség (v_h , mm/min),
- szerszám geometria:
 - a szerszám váll kialakítás,
 - a szerszám váll átmérője ($D_{váll}$, mm),
 - a szerszám tű kialakítása,
 - a szerszám tű átmérője ($D_{tű}$, $d_{tű}$, mm),
 - a szerszám tű hossza ($l_{tű}$, mm),
 - a szerszám dőlési szöge (α , °).

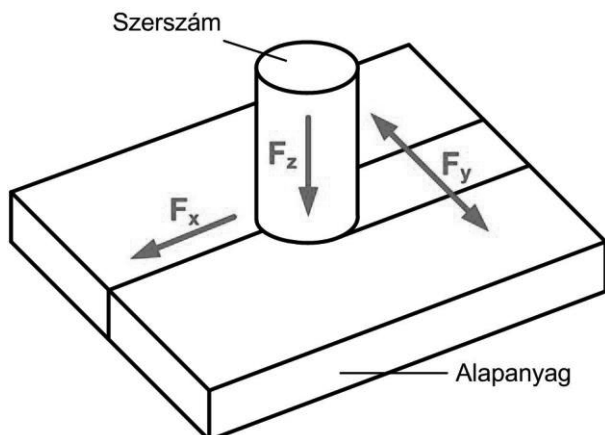
3. A TECHNOLÓGIAI PARAMÉTEREK HATÁSAINAK MÉRÉSE

A lineáris dörzshegesztés közben a beállított technológiai paramétereken kívül tudjuk mérni a fellépő erőhatásokat és a hőmérsékletet a kötés különböző

*mérnök-tanár, Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék

**egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék

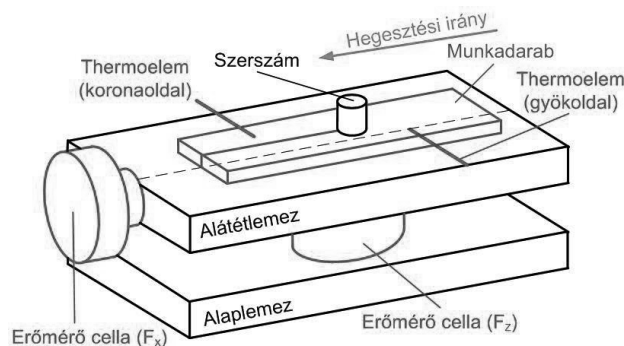
részein. Ezek a mérések jelentős mértékben hozzájárulnak a technológiai paraméterek pontos beállításához, így alapvető fontosságúak a jó minőségű kötés elkészítésénél. Mivel egy szilárd fázisú hegesztő eljárásról beszélünk, ezért jelentős erőhatásokkal számolhatunk hegesztés közben, melyek alapvetően meghatározzák a kötés minőségét, a hegesztés folytonosságát és a kötések reprodukálhatóságát. A 2. ábra mutatja a lineáris dörzshegesztés közben fellépő erőhatásokat:



2. ábra. A lineáris dörzshegesztés közben fellépő erőhatások

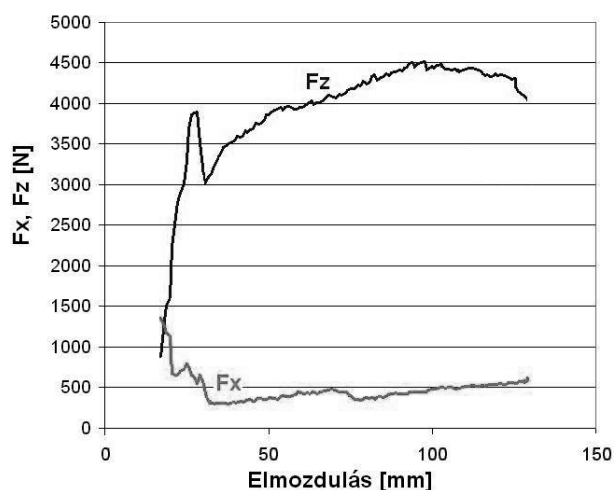
Amint az ábrán is látható, 3 fő irányban (F_x , F_y , F_z) lépnek fel erőhatások. Ezen erőhatások közül az F_z irányú a legnagyobb, ez szolgáltatja a sajtolóerőt a hegesztés során. Értéke leginkább a szerszám dőlésszögétől függ. Jólal kisebb mértékű az F_x irányú erő, amely nagyban függ a hegesztési sebességtől, a fordulatszámától és a szerszám geometriájától. Az F_y irányú erő szinte elenyésző értékű, leginkább a szerszám geometria növelheti vagy csökkentheti ezt a hatást.

A hőmérséklet mérése szintén fontos, leginkább a varrat gyök oldalán, hiszen a szerszám válla által létrehozott súrlódási hőnek egy kisebb része jut el a gyökig, így a gyök oldalán kötésihiba léphet fel [2]. A koronaoldalon is hasznos a hőmérséklet mérése hegesztés közben, hiszen jól szemlélteti a szerszám vállának hatását, esetleges módosításokról adhat adatokat. A koronaoldali hőmérsékletmérés meglehetősen nehézkes a rossz hozzáférhetőség miatt. Ezen vizsgálatokhoz egy speciális mérőberendezést készítettünk, amely összeállítása a 3. ábrán látható:



3. ábra. Az erőhatások és a hőmérséklet méréseire szolgáló mérőeszköz

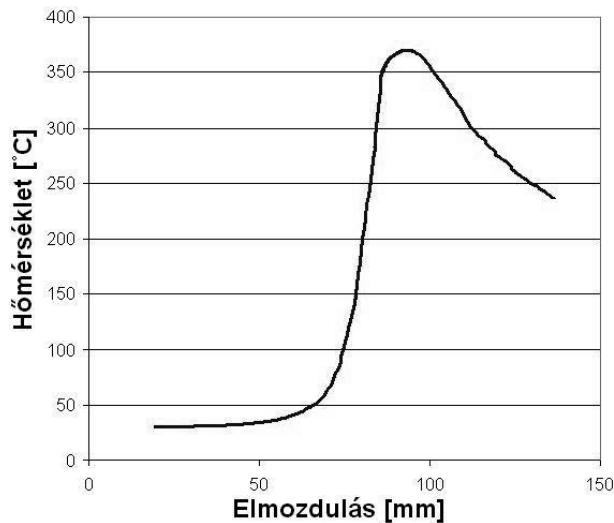
A 3. ábrán látható készülék tehát méri a korona- és gyökoldali hőmérsékletet, valamint az F_x és F_z erőket (az F_y erő méréséhez át kell szerelni az egyik erőmérő cellát, ugyanis a nagy erőhatások miatt érdemlegesen nem lehet mérni a 3 erőt egyszerre). A mérőberendezés 0,1 másodpercenként menti el az adatokat, és az idő, illetve az elmozdulás függvényében diagramon lehet ábrázolni az eredményeket. Erre mutat példát a 4. ábra:



4. ábra. A hegesztés közben fellépő erők mérésének eredménye

A 4. ábra is jól mutatja, hogy nem beszélhetünk konstans erőkről hegesztés közben, a lejátszódó hőfolyamatok változása hat az erőkre is. Nagy munkadarabnál jóval kisebb mértékű az erő változása hegesztés közben.

A hőmérsékletmérésnél felvehető diagramra mutat példát az 5. ábra:



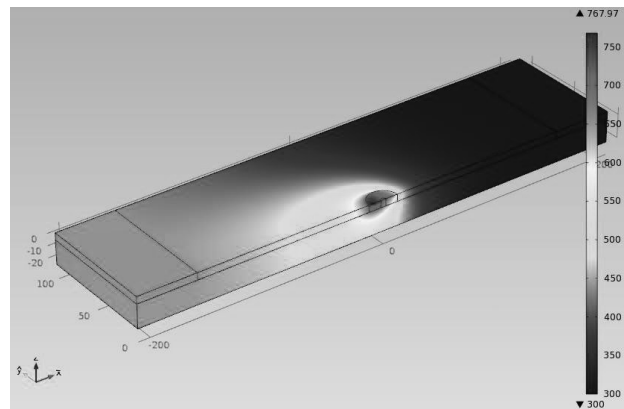
5. ábra. A hőforrás mozgásának hatása a gyökoldali hőmérsékletre

A diagramból meghatározhatjuk a maximális hőmérsékletet, melynek értékéből következtethetünk a gyökoldali hibákra (pl: kötésihiba). Ezen kívül meghatározhatjuk a hőforrás sebességét, illetve a koronaoldali hőmérséklet értékkel összevetve a hőmérsékletkülönbséget a két oldal között. Az anyag belsejében nagyon nehézkes a hőmérsékletmérés hegesztés közben, ezért ebben az esetben végeselemes szimulációt érdemes használni.

4. VÉGESELEMES MODELLEZÉS ALKALMAZÁSA LINEÁRIS DÖRZSHEGESZTÉSÉNél

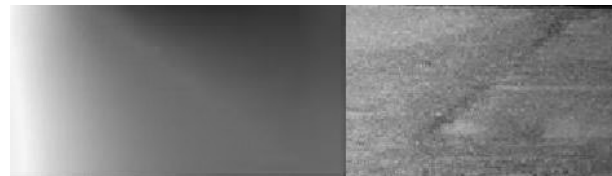
A mérések eredményeiből számtalan dologra lehet következtetni, de ahhoz, hogy lássuk a lejátszódó folyamatok összességét nagy segítségünkre lehet a végeselemes modellezés. Alapvetően a hegesztés végeselemes modellezése és szimulációja egy meglehetősen komplikált feladat. A lineáris dörzshegesztés tekintetében ez tovább bonyolódik, hiszen a hőfolyamatok mellett az anyag képlékenyen változik. Emellett jelentős hatással van az egész folyamatra a hegesztés során lejátszódó anyagáramlás is. A hőfolyamatok, a feszültségállapot és az anyagáramlás egy időben történő modellezése nagy kihívás, jelen állás szerint csak külön modulokban végezhető el egymástól függetlenül. Az elmúlt időszakban a végeselemes szimulációs szoftverek leginkább általános rendeltetésűek voltak, számtalan feladatra használhatóak, nem kifejezetten lineáris dörzshegesztésre fejlesztették ki őket. Manapság egyre gyakrabban jelennek meg olyan szoftverek, illetve a szoftvereken belül olyan modulok, amik egy speciális feladatra lettek kifejlesztve, és ez a tendencia a hegesztésnél is észrevehető. A lineáris dörzshegesztést eddig a „Deform 3D” nevű képlékenyalakítással

foglalkozó programban, az általános rendeltetésű „ANSYS” programban és a szintén általános „Abaqus” programban modellezték leginkább. Az elmúlt évben jelent meg a „COMSOL Multiphysics” program legújabb verziója, amiben egy beépített lineáris dörzshegesztő modell került kidolgozásra, jelentősen megkönnyítve ezzel az eljárás szimulációját. Leginkább a hőfolyamatok szimulációjára használható, a különböző technológiai paraméterek hatását szimulálja, ezzel jelentősen megkönnyíti az adott anyaghoz a technológiai paraméterek meghatározását, és kiváló kiindulópont a kísérletekhez. Példaként látható a 6. ábra, amely egy jól beállított technológiai paraméter kombináció szimulációját mutatja [2]:



6. ábra. A lineáris dörzshegesztés végeselemes szimulációja

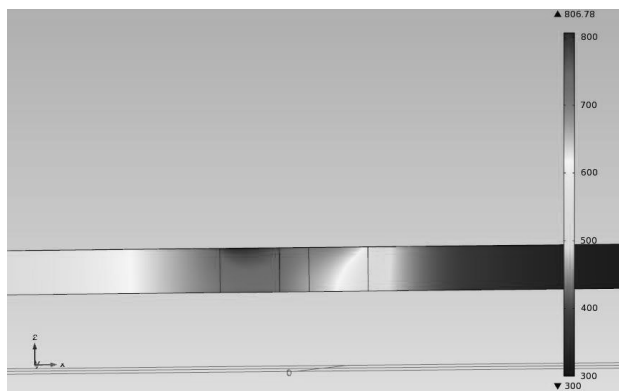
Amint az ábrán is látható, a szimuláció során a komplett hőmérsékletmezőt feltérképezhetjük, a munkadarab bármely pontjában megtudhatjuk a hőmérsékletet, sőt annak időbeli változását is, amit diagramban ábrázolni is lehet. Ez kiemelkedő fontosságú, ha a hőmérséklet szövetszerkezetre gyakorolt hatását akarjuk vizsgálni. Egy ilyen vizsgálatra mutat példát a 7. ábra, ahol az elkészült varrat makrosziszolata mellett látható a végeselemes szimuláció eredménye is:



7. ábra. A szimuláció és a kísérlet eredményének összehasonlítása

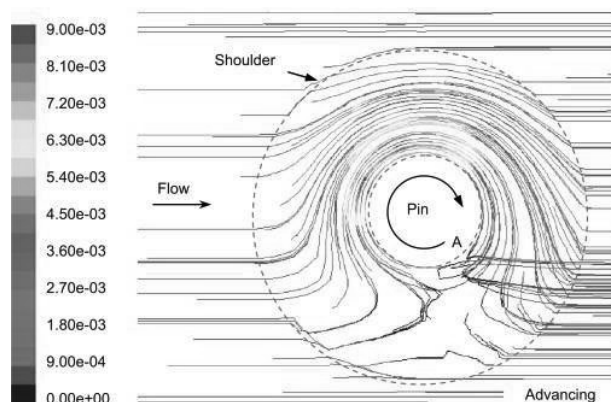
Az elkészült modell bármelyik síkjából metszetet készíthetünk. Az egyik leginkább hasznos metszet a kötés síkja, ahol jól látható a legnagyobb hőmérséklet helye, illetve mérhető a gyökoldali hőmérséklete. Ezen kívül jól látható, hogy a hőforrásunk sebessége milyen hőmérséklet mezőt eredményez a kötés síkjában, és ez összevethető az 5. ábrán bemutatott diagram

karakterisztikájával. Ilyen hosszmetzeti képet mutat a 8. ábra:



8. ábra. A kötés hosszmetzetében lévő hőmérsékletmező

A hőmérsékletmező vizsgálatán kívül fontos szimulálni az anyagáramlást lineáris dörzshegesztés során. A szerszám alakja befolyásolja döntően ezt az anyagáramlást, és számtalan szerszám kialakítás lehetséges. A szimulációval olyan speciális szerszámgeometriák által okozott anyagáramlás kísérletezhető ki, melyek kísérleti úton rendkívül hosszadalmasan határozhatók meg. A szerszámgeometria jelentősen befolyásolja a hegesztési sebességet, a fellépő erőhatásokat és a megkavart anyagterefogatot. Fontos vizsgálni a hegesztés során a horizontális és a vertikális anyagáramlást is, hiszen különböző hibák fordulhatnak elő ezek nem megfelelő mértékénél. Az anyagáramlási modell elkészítése meglehetősen nehézkes feladat, leginkább a speciális szerszámgeometria miatt, de még mindig sokkal gyorsabb, mint kísérleti úton meghatározni. Ilyen anyagáramlási modellre mutat példát a 9. ábra:



9. ábra. Az anyagáramlás modellezése lineáris dörzshegesztésnél [4]

Mind a termikus folyamatok, mind az anyagáramlás modellezése még számos kihívást rejt, de így is rendkívül hasznosan használható a technológiai paraméterek optimalizálásában és hatásaiknak elemzésében.

5. ÖSSZEFOGLALÁS

A lineáris dörzshegesztés technológiai paramétereinek optimalizálása és hatásának elemzése egy rendkívül összetett folyamat, amely még nem teljesen kiforrott, de számos hasznos adattal szolgálhat. Minden hegesztési feladat más és más, hiszen változhat a munkadarab falvastagsága, anyagminősége, illetve a szerszám geometriája. Ebből adódóan mindegyik feladatnál új mérésekre, illetve szimulációra lehet szükség a leginkább optimális paraméterek beállításához. Mivel ezen sokrétű feladatokra használható általános képletek, táblázatok még nem alakultak ki, ezért csak néhány alapelvet és a cikkben ismertetett módszereket használhatjuk a megoldásukra.

6. IRODALOM

- [1] **Meilinger Ákos:** A lineáris dörzshegesztés alkalmazása alumíniumötvözetek hegesztésénél, GÉP, 2012/1. p.: 7-10.
- [2] **Meilinger Ákos:** A lineáris dörzshegesztés technológiai paramétereinek megválasztása, Hegesztéstechnika, 2012/2. p.: 27-30.
- [3] **B.C. Liechty, B.W. Webb:** Modeling the frictional boundary condition in friction stir welding, International Journal of Machine Tools And Manufacture, 2008, p.: 1474 – 1485

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.

Külön köszönetet szeretnék mondani a Bay Zoltán Közhasznú Nonprofit Kft. BAY-LOGI Intézetének a végelemes szimulációs szoftver használatáért.

A CMT PIN HEGESZTÉS VILLAMOS ÉS HEGESZTÉSTECHNOLÓGIAI PARAMÉTEREINEK KAPCSOLATA, HATÁSUK

RELATION AND IMPACT OF ELECTRICAL AND WELDING PARAMETERS OF CMT PIN PROCESS

Somoskői Gábor¹, Dr. Török Imre²

ABSTRACT

The industrial demand drives to develop high-performance welding process, like CMT PIN. The requirement in the automotive industry for safe joining between metallic and non metallic parts, mainly in the light-gauge area, requires welding processes with maximum process stability and adjustable, reduced heat input. The spatter and the heat impact of the ground material should be decreased; the economical figures of the whole process have to be increased. The CMT, this new welding approach which incorporates the wire feeding into process control satisfies these different demands. The strength of joint between metallic and non metallic parts is based on the welded PIN shape. In the second part contains the responsible parameters to define the geometry of the welded CMT pin. Finally, the future outlook and further investigation is covered.

1. BEVEZETÉS

Az autópárhazban alkalmazott új technológiák és anyagok szükségessé teszik a kötést fémek (alumínium, horganyzott acéllemez), valamint nemfémek (gumi, műanyag) között [1]. Igaz, ívhegesztéssel csak fémek hegeszthetők, mégis, a CMT PIN technológia segítségével a fémek felületén olyan háromdimenziós struktúrák hozhatók létre, amelyek javítják, és jobban lehetővé teszik a fémek és szerves anyagok kötését, erre mutat példát az 1. ábra. Az eljárással a fémek felületén szögek, csapok felhegesztésével ecetszerű geometriát hozunk létre, amelyek a ragasztás során megtízszerezik a kötés hosszirányú szilárdságát.

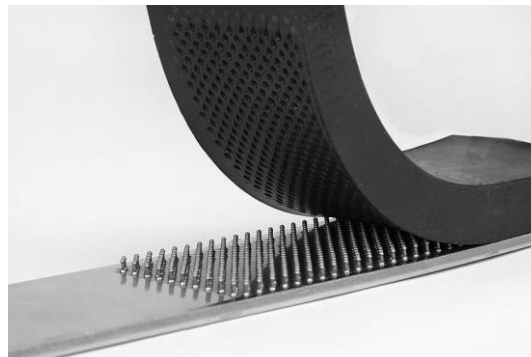
2. AZ ELJÁRÁS ELVE ÉS FOLYAMATA

A CMT hegesztő berendezés két huzal előtolóval rendelkezik. Az első feladata a folyamatos és stabil, pontos huzal előtolási

sebesség létrehozása. A második a hegesztő pisztolyba épített és alkalmas a huzal előtolás irányát megváltoztatni több tucatszor másodperc alatt. Ezáltal egy két lépés előre, egy lépés hátra mozgást kapunk. Speciális puffer szükséges a két előtoló között.

Amikor a huzal megérinti a munkadarabot, rövidzár keletkezik. A digitális szabályzás ezt érzékelve a hegesztő áramot lecsökkenti, és az ívet megszakítja. A huzal visszahúzását követően a hegfürdő felületi feszültsége a felelős a cseppelválásért. Rögtön a cseppelválás után a huzal újra előre halad, az áramerősség megnő és a folyamat újra indul [2].

A felhegesztett szögek jellemzően 3 mm hosszúak és az alkalmazott hegesztőhuzalnak megfelelően 0.8 – 1.2 mm átmérőjűek. A szög geometriai kialakítása választhatóan hengeres, hegyes, vagy gömb alakú lehet. A gömb alak esetén a ragasztott kötés a cipzár effektus miatt nagyobb szilárdsággal rendelkezik.



1. ábra. Kötés létrehozása fémek és nemfémek szerkezeti elem között

A hegesztő eljárás az alábbi lépésekből áll:

- *Előmelegítés.* A huzal megérinti a lemezt, rövidzár keletkezik és 60 A áramerősség 3 ms hosszán az érintkezés talppontját, valamint a huzalt előmelegíti.
- *Hevítés.* 58 A áramerősséggel a villamos ív ég 40 ms hosszán. A huzal a munkadarab felé halad, azt megérintve az ív kialszik, a huzal és az alaplemez között hegesztett kötés jön létre.

¹ ügyvezető, Froweld Kft, PhD hallgató,

² egyetemi docens, témavezető Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék

- *Visszahúzás, egyengetés.* A huzalt 6 ms ideig visszahúzzuk. Ezáltal a huzal kiegyenesedik.
- *Lehűlés.* 300 ms szünet teszi lehetővé a kötés lehűlését.
- *Geometria kialakítása.* A huzalra 78 A erősségű áramot adva, visszahúzzuk 30 ms ideig. Ezen áram és a huzal visszahúzás egymáshoz viszonyított időbeli lefolyása meghatározza a keletkezett szög geometriai alakját.

Irodalmi adatok szerint a kötés hő folyamatainak leírására alkalmas a háromdimenziós Goldak hőforrás [3]:

$$q = q_0 e^{-3\left(\frac{x}{x_0}\right)^2} e^{-3\left(\frac{y}{y_0}\right)^2} \quad (1)$$

$$q_0 = \eta \frac{6\sqrt{3UI}}{x_0^2 y_0 \sqrt{\pi\pi}} f \quad (2)$$

A keletkezett kötés tengelyszimmetrikus, így elegendő $x - y$ irányban modellezni a hő folyamatot, ahol az y tengely a forgástengely.

A hőforrás két részre osztották, egyik az alaplemeze, a másik a szögre hat. A (2) képletben szereplő f viszonyszám leírja, mennyi hő kerül az alaplemezbe, illetve a szögre.

$$f = f_{szög} + f_{alaplemez} \quad (3)$$

3. AZ ÁRAMÁTADÁS ÉS A SZABAD HUZHOSZ FONTOSSÁGA

Az irodalomban felmerül, hogy az áramátadó – huzal közötti áramátadás helye, voltaképpen a szabad huzalhossz meghatározó a keletkezett szög geometriai formájára és hosszára. Ezért egy speciális áramátadót, a Contec-et használják a kísérlet folyamán (ld. 2. ábra).



2. ábra. Contec áramátadó szerkezeti felépítése

Ez az áramátadó két részből áll, amelyet rugók nyomnak össze, illetve a köztük levő hegesztő huzalra. Ezáltal az áramátadó kopásától, a hegesztő huzal átmérő tűrésétől, a

tekercsben levő huzal keménységétől és hidegalakítási mértékétől függetlenül mindig azonos az áram átadás helye, vagyis a szabad huzalhossz.

További előnye a fent leírt áramátadó rendszernek, hogy az élettartama hosszabb, mint a hagyományos, így a mellékidőket csökkenteni és ez által a termelékenységet és a hatékonyságot növelni lehet [4].

4. KÍSÉRLET A SZÖG GEOMETRIÁJÁNAK MEGHATÁROZÁSÁRA

A hegesztett szög geometriai formája lehet hengeres, hegyes és gömbszerű. Mivel a későbbi - fém és nem fém anyag közötti - ragasztott kötés szilárdságára a forma a meghatározó, így nagyon fontos ennek egzakt meghatározása, valamint kézbentartása a hegesztési paraméterekkel.

Feltételezések szerint a geometriát egyértelműen a következő paraméterek határozzák meg:

- A szabad huzalhossz,
- Az ötödik fázisban (geometria kialakítása) az áramerősség és huzalvisszahúzás időbeni lefolyása

A hegesztési kísérletek során a szabad huzalhosszt három lépcsőben változtattuk, tolmérővel 0.1 mm pontossággal beállítva.

A huzalvisszahúzás időbeli lefolyására a hegesztőgép szinergikus görbéje által adott értékhez képest százalékos eltérési lehetőség volt. Ezt öt fokozatban változtattuk, -1, 0, 1, 2, 3 értékek között.

Az 1. táblázat mutatja a kísérleti mátrixot. Az itt szereplő számok az egyes kísérletekhez rendelt áram – feszültség diagram számát jelenti.

	-1	0	1	2	3
7.9 mm	11	12	13	14	15
9.6 mm	21	22	23	24	25
13.6 mm	31	32	33	34	35

1. táblázat A kísérleti mátrix

A kísérlethez használt eszközök, anyagok:

- Fronius 3200 CMT hegesztő berendezés,
- ABB IRB 1200 hegesztő robot,
- G3Si hegesztő huzal, 1.2 mm átmérő,
- S355J2 alapanyag,
- M21 védőgáz,
- Metrix OX 6062-C 2 csatornás digitális oszcilloszkóp,
- Fronius Contec áramátadó.

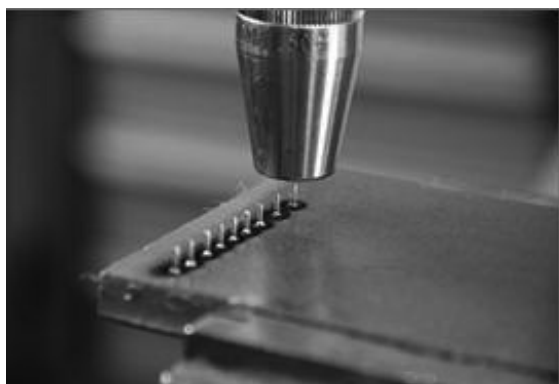
A hegesztési pozíció vízszintes, PA volt. Minden egyes hegesztésnél rögzítettük a digitális oszcilloszkóp segítségével a feszültség és az áramerősség időbeli lefolyását. A

mintavételezési idő 0.008 másodperc volt. A jellemző adatok egy részét mutatja a 2. táblázat.

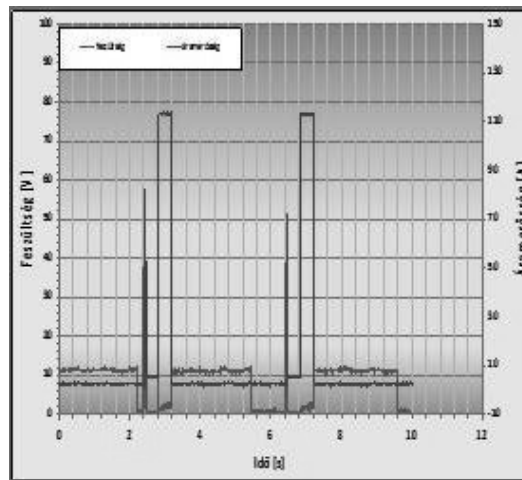
Waveform		Waveform	
m ₁		m ₂	
t (s)	Ampers	t (s)	Volts
0.000	2.285	0.000	11.541
0.008	2.285	0.008	11.541
0.016	2.773	0.016	11.053
0.024	2.285	0.024	11.053
0.032	3.261	0.032	11.541
0.040	2.285	0.040	11.053
0.048	2.285	0.048	10.564
0.056	1.797	0.056	12.029
0.064	2.773	0.064	11.541
0.072	2.285	0.072	11.541
0.080	3.261	0.080	11.541
0.088	2.285	0.088	10.564
0.096	2.773	0.096	11.541
0.104	2.773	0.104	11.541
0.112	2.285	0.112	10.564

2. táblázat Jellemző feszültség és áramerősség lefutások

A keletkezett hengeres kialakítású kötés képét a 3. ábra, az áram és feszültség lefutását a 4. ábra mutatja.



3. ábra Hengeres kialakítású hegesztett szög. Szabad huzalhossz: 7.9 mm, korrekció -1

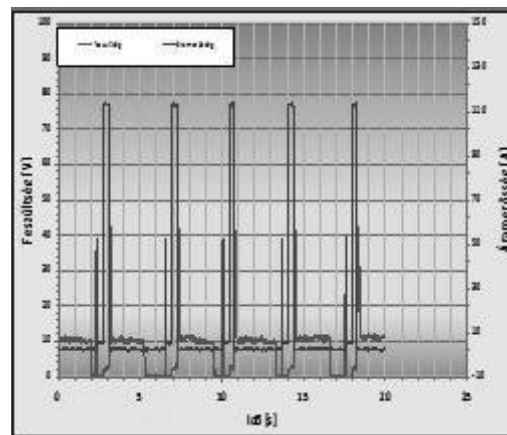


4. ábra A 3. ábrán látható kötés jellemző áramerősség feszültség diagramja

A kísérleti mátrix másik oldalán – 13.6 mm szabad huzalhosszt és 3-as korrekciót alkalmazva – a geometria gömb alakú lett. Ennek oka, hogy az utolsó fázisban a huzalra adott áramerősségnek kellő idő áll rendelkezésére a huzal visszahúzása előtt, hogy a keletkezett ellenállás hő a huzalt megolvassza, így keletkezik a gömbszerű vég. Ezt ábrázolja az 5., illetve a 6. ábra.



5. ábra Gömb kialakítású hegesztett szög. Szabad huzalhossz: 13.6 mm korrekció 3.



6. ábra A 3. ábrán látható kötés jellemző áramerősség feszültség diagramja

5. ÖSSZEFOGLALÁS

A feltételezés az, hogy a keletkezett hegesztett szög geometriáját a szabad huzalhossz és a korrekció változtatásával kézben lehet tartani. A kísérlet bebizonyította, hogy a szabad huzalhossz változásnak nincs hatása az alakra. Ennek oka, hogy a villamos folyamatok pontosan vezéreltek, a geometriai kialakítás rövidzárbán történik a Joule-hő hatására, így a szabad huzalhossz az eljárásnál nem technológiai paraméter. Ez ellentétes a fogyóelektródás hegesztésnél megszokott felfogással, ahol a huzal kinyúlásnak fontos szerepe van. A huzal elszakadása során végbemenő folyamatok hagyományos értelemben nem tekinthetők fogyóelektródás hegesztési eljárás részének [5].

Az is kiderült, hogy a geometriai forma kialakításáért egyedül az utolsó fázisban a huzal visszahúzás és a hevítő áram egymáshoz viszonyított időbeli lefutása számít. Ha a hevítő áram megkezdése után szinte azonnal elkezdjük a huzalt visszahúzni, a Joule-hőnek nincs ideje az olvadási hőmérséklet közelébe hevíteni a huzalt. Így a huzal alacsony hőmérsékleten szakad el és hengeres alakú lesz.

Amennyiben a visszahúzást később kezdjük el, és az ellenálláshő már szinte az olvadáspontig hevítette a huzal anyagát, a szakadáskor gömbforma fog kialakulni. Érdekes megjegyezni, hogy ebben az esetben villamos ív keletkezik a szakadt huzal két vége között, ami valószínűleg a nagy hőmérséklet miatti könnyebb emisszió eredménye. Ez is segít létrehozni a leolvadt huzalvégeket.

További kísérletet és vizsgálatot igényel a gömbforma alakú kötés hő technikai és mechanikai folyamatának végelelemes modellezése, a geometria kézben tartásának jobb megértése céljából.

6. IRODALOM

- [1] **W.S. Miller, L. Zhuang, J. Bottema, A.J. Wittebrood, P. De Smet, A. Haszler, A. Vieregge:** Recent development in aluminium alloys for the automotive industry, *Materials Science and Engineering A280* (2000) p. 37–49
- [2] **Somoskői G.:** A CMT eljárás elméleti alapjai és gyakorlati alkalmazási lehetőségei, 25. Jubileumi Hegesztési Konferencia, p. 271-281., 2010
- [3] **Lukas Wittwer and Norbert Enzinger:** Simulating the welding process of pin structures, *Sysweld Forum* 2011, 25.-26. October 2011, p. 45-54
- [4] **Tobias Rosado, Pedro Almeida, Inês Pires, Rosa Miranda and Luísa Quintino:** Innovations in Arc Welding, 5^o Congresso Luso-Moçambicano de Engenharia, Maputo, 2-4 Setembro 2008, p. 1.-18.
- [5] **Tetsuo Era, Tomoyuki Ueyama, Matthew Brooks:** Welding Steel Sheet with a Modified Short Circuiting Process, *AWS Detroit Section's Sheet Metal Welding Conference XIII*, Livonia, Mich., May 14–16, 2008. p. 28.-33.

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.

FIZIKAI SZIMULÁCIÓVAL VÉGZETT VIZSGÁLATOK S960QL JELŰ, NAGYSZILÁRDSÁGÚ ACÉLON

PHYSICAL SIMULATION TESTS ON S960QL HSLA STEEL

Dr. Kuzsella László*, Dr. Lukács János**, Szűcs Katalin***

ABSTRACT

Physical simulation is a novel way to explore welding processes. The paper introduces the connection between weldability and physical simulation, the Gleeble 3500 thermo – mechanical physical simulator, respectively, and first experiments performed on S960QL high strength steel. Identification of the nil strength temperature (NST), furthermore the results of the hot-tensile tests (on heating and on cooling parts of the welding simulation curve are also investigated) are being introduced. The future approaches of the research are also exposed.

1. BEVEZETÉS

A hegeszthetőség megítélése általánosan és konkrétan egyaránt összetett feladat. Félempirikus és empirikus összefüggések, technológiai vizsgálatok és próbák sokasága, valamint a számítógépes szimuláció eszköztára egyaránt rendelkezésre áll a felvetődő, komplex kérdések megválaszolására. Ez az eszköztár az utóbbi évtizedekben bővült a fizikai szimuláció adta lehetőségekkel. Jelen közleményünk célja, mindezekre tekintettel, kettős: egyrészt röviden szólni a hegeszthetőség és a fizikai szimuláció kapcsolatáról; másrészt bemutatni a tárgykörben végzett első vizsgálatainkat, illetve azok eredményeit.

2. A HEGESZTHETŐSÉG MEGÍTÉLÉSE

A hegeszthetőséggel összefüggő technológiai vizsgálatok és próbák egyidősek a különböző hegesztés-technológiákkal. Nemcsak a különböző anyagminőségek, hanem a különböző hegesztő eljárások, illetve eljárás változatok is, újabb és újabb vizsgálatok kidolgozását eredményezték [1]. Ezek jellegzetessége a sokszínűség, a korlátok közötti alkalmazhatóság, valamint a korlátozott összehasonlíthatóság.

* egyetemi adjunktus, Miskolci Egyetem (ME), Mechanikai Technológiai Tanszék (MTTsz)

** egyetemi tanár, ME, MTTsz

*** BSc hallgató, ME, Gépészmérnöki és Informatikai Kar

Tekintettel a hegeszthetőség összetett problémakörére (anyagminőség, repedésérzékenység, szerkezet stb.) [2, 3], nincs egyetlen olyan vizsgálat vagy próba, amellyel ez a problémakör megítélhető lenne, és annak nincs – nem is lenne – értelme; ebből következően a hegeszthetőség egyetlen vizsgálati mérőszámmal nem is fejezhető ki. A befolyásoló tényezőket külön-külön kell vizsgálni, meghatározott feltételek között, majd a vizsgálatok eredményei birtokában a különböző anyagok rangsorolhatók. Maga a rangsor követelményfüggő, vagyis nem állandó. A tényezők közötti a bonyolult kapcsolatok más tulajdonságokkal általában nem számszerűsíthetők.

A vizsgálatok, illetve próbák mellett, éppen azok korlátainak feloldására, egyre nagyobb hangsúlyt kaptak a félempirikus, illetve empirikus összefüggések [4]. Ezek algoritmizálására, illetve rendszerezésére számos kísérlet történt [5, 6], célozva és biztosítva azok könnyebb összehasonlíthatóságát.

A vizsgálatok, illetve próbák ellentmondásossága legalább kettős. Egyrészt, a valóságos folyamatok csak kis(ebb) darabokon, illetve térfogatokban tudnak lejátszódni, ami azt jelenti, hogy az anyagi és/vagy technológiai mérőszámok meghatározására is kisméretű próbatestek (például [7]) állnak rendelkezésre. Ez a tény a mérés okán mindenképpen csökkenti az eredmények megbízhatóságát. Másrészt, a technológiai vizsgálatok, illetve próbák csak korlátozottan képesek a valós folyamatok visszatükrözésére, átvitt értelemben fizikai szimulálására.

A vizsgálatok és próbák, valamint a különféle összefüggések hiányosságainak egyik feloldási lehetősége, illetve iránya a matematikai (számítógépes) szimuláció [5], amellyel jelen munkában nem foglalkozunk, másik iránya pedig a fizikai szimuláció.

3. A FIZIKAI SZIMULÁCIÓRÓL

A fémiparban alkalmazott fizikai szimulációról az irodalomban a XX. század közepétől találunk említést. A legelső munkák olyan kísérleti berendezésekben készültek, amelyeket a kutatók maguk építettek, saját használatra, a kereskedelmi forgalomban az első fizikai szimulátor az 1950-es évek második felében jelent meg. A hegesztési problémák központi helyet foglaltak el a komplex metallurgiában, különösen az ívhegesztési

folyamat nem volt teljes mértékben érthető. Nem véletlen tehát, hogy a kezdeti kísérletek jórészt az egykori Szovjetunióban, a mai Ukrajnában, az *E. O. Paton Hegesztési Intézetben*, Kínában a *Központi Vas és Acél Intézetben*, Nagy-Britanniában a *Hegesztési Intézetben*, valamint az Amerikai Egyesült Államokban a *Rensselaer Politechnikai Intézetben* zajlottak. Egy olyan technikára volt szükség, amelynek segítségével legalább a hegesztés hőhatásövezete reprodukálhatóvá válik, mérhető szabályozás mellett, és amely képes visszaadni a hőhatásövezet egyes részeit. Ez volt az első fizikai szimulátorok alapvető célja [8].

Az első fizikai szimulációs rendszert, amely kereskedelmi forgalomban is megjelent, az USA-ban gyártották és a *Gleeble 501* nevet kapta. A berendezés a hőhatásövezetek szimulációjára tervezték. Gyors hevítési rendszerrel bírt (8000 K/s) és egy pneumatikus működtetésű terhelő (húzó) rendszere volt, amely állandó sebességgel történő húzást tett lehetővé. Ez a rendszer képes volt húzóvizsgálat elvégzésére „bármely” hőmérsékleten. A termikus és a mechanikus rendszer programozása egy elektro-mechanikus generátor segítségével történt, amelyet ugyanaz a cég tervezett és gyártott. Két évtizeddel később a *Suzuki* és a *Nippon Steel Corporation* Japánban kifejlesztett egy technikát, amely képes volt a folyamatos öntési és megszilárdulási folyamatot szimulálni a *Gleeble* segítségével. A kezdeti munkák során egy módosított *Gleeble 510* modellen dolgoztak, majd később elkészítették a *Gleeble 1500*-as modellt, amelynek szervohidraulikus mechanikai rendszere volt.

A fizikai szimuláció nem pusztán egy fizikai vizsgálat (mérés), hanem sokkal több annál. Természetesen, a fizikai szimuláció tartalmaz fizikai vizsgálatot (mérést), a legnagyobb különbség a kettő között az, hogy a fizikai szimuláció megpróbálja a valós folyamatokat reprodukálni laboratóriumi körülmények között úgy, hogy az abból kapott eredmények később felhasználhatóak legyenek egy valós probléma megoldása során. Ismert például, hogy viszonylag könnyű egy anyagvizsgálati próbatestet egy kemencében felhevíteni egy névleges hőmérsékletre, majd összenyomni, miközben mérjük annak alakváltozását egy adott hőmérsékleten. Ez egy fizikai vizsgálat, amely, ha helyesen van kivitelezve, akkor reprodukálható eredményeket hoz létre. Azonban ha a vizsgálatot végzők arra is kíváncsiak, hogy a folyamat eredményeként milyen mikroszerkezet jön létre és milyen anyagi jellemzőket kapunk, vagy ha modellezni vagy fejleszteni szeretnék a folyamatot, akkor a folyamat fizikai szimulációjára van szükség [9].

A fizikai szimuláció egy lehetséges meghatározása a következő: a fizikai szimuláció nem más, mint a tényleges és a lehetséges ipari – esetünkben anyagtechnológiai – folyamatok megvalósítása, a valósággal egyező időléptékben és a valóságot relevánsan megközelítő geometriai (térfogati) léptékben.

A szimuláció tárgya az ipari folyamat alapanyaga, azt – mint az ipari folyamat egy térfogatelemét – a szimuláció során az ipari folyamattal egyező hatásoknak tesszük ki. Az ipari folyamatok során – általában – a mechanikai (M), a termikus (T) és a környezeti (K) igénybevételek, illetve hatások nem önállóan, hanem együttesen, de nem szükségszerűen egy időben, fordulnak elő. A fizikai szimuláció a matematikai (numerikus, számítógépes) szimuláció és az ipari folyamat között, egyértelműen az ipari folyamathoz közelebb helyezkedik el. A fizikai szimuláció, illetve a fizikai szimulátorok sajátosságai az alábbiak szerint foglalhatók össze:

- a fizikai szimulátor nem "kicsinyített" termelő berendezés;
 - a fizikai szimulátor nem (vizsgáló) célberendezés;
 - a fizikai szimuláció mindig valós idejű;
 - a fizikai szimulátorban kezelendő próbadarabokat, próbatesteket érő hatások időbeli változását a megvalósítandó ipari folyamat jellege határozza meg;
 - a fizikai szimulátorban kezelt próbadarabnak, próbatestnek további vizsgálatokra is alkalmasnak kell lennie;
 - a fizikai és a matematikai (számítógépes, numerikus) szimuláció elválaszthatatlan egységet képez [10-12].
- 1979-ben a *Dynamic Systems, Inc. (DSI)* piacra vezette a második generációs számítógépes *Gleeble 1500*-as berendezést. Ezt a berendezést korszerű elektronikával és hidraulikus egységekkel szerelték fel, illetve kiegészítették ellenállás hevítő rendszerrel. Ez az összeállítás új fizikai szimulációs alkalmazásokat tett lehetővé. A növekvő igényeknek megfelelően folyamatosan megjelentek továbbfejlesztett rendszerek, ilyen fejlesztések eredménye lett a *Gleeble 3500*-as rendszer megszületése is.

A *Gleeble 3500*-as rendszer egy teljes körűen integrált, digitálisan zártkörűen vezérelt termo-mechanikai vizsgáló rendszer. Felhasználóbarát Windows alapú számítógépes szoftver, nagy teljesítményű processzorral kiegészítve biztosítja a vizsgálatok megtervezését, futtatását, az adatok elemzését mind a termo-mechanikai vizsgálatok, mind pedig a fizikai szimuláció terén. A *Gleeble 3500* termikus egységének közvetlen ellenálláshevítő rendszere különböző sebességekkel képes a minták felhevítésére, egészen 10000 °C/s -ig, illetve képes az egyensúlyi hőmérsékletek megtartására. Nagy hővezető képességű befogók tartják a mintákat, amelyek alkalmassá teszik a rendszert nagy hűtési sebességek alkalmazására. Egy opcionálisan választható edzést megvalósító rendszer akár 10000 °C/s hűtési sebesség elérésére is képes a próbatest felületén. Hőelemek vagy opcionálisan választható infravörös pirométer biztosítja a pontos visszajelzést/ellenőrzést a próbatest hőmérsékletére vonatkozóan. Az egyedülállóan nagy sebességű hevítő módszernek köszönhetően a *Gleeble* rendszer általában 3-10-szer gyorsabban tudja elvégezni a termikus vizsgálatokat, mint egy hagyományos

kemence alapú berendezés. A *Gleeble 3500* mechanikai rendszere egy komplex, teljes körűen integrált hidraulikus szervo-rendszer, amely képes 100 kN statikus erő kifejtésére húzás vagy nyomás esetén; a maximálisan alkalmazható alakítási sebesség pedig 1000 mm/s . *LDVT* átalakítók, erőmérő cella, vagy érintkezésmentes lézer extenzométer biztosítja a mechanikai vizsgálat pontos kivitelezését és ismételhetőségét. A mechanikus rendszer lehetővé teszi az üzemeltető részére, hogy az adott vizsgálat alatt váltson az egyik vezérlési módból a másikra. Ez a képesség biztosítja azt a sokoldalúságot, amely szükséges a termo-mechanikai folyamatok szimulálásához. A rendelkezésre álló vezérlési módok magukban foglalják a következő egységeket: dugattyú elmozdulás, erő, számos extenzométer, valódi feszültség, valódi nyúlás, mérnöki feszültség, mérnöki nyúlás. A *Gleeble 3500*-as rendszer lelke a harmadik generációjú digitális vezérlő rendszer. Ez minden szükséges jelet biztosít a digitális zártkörű termikus és mechanikus szervo rendszerek segítségével, amelyek a termikus és mechanikus vizsgálatok változóinak egyidejű vezérléséhez szükségesek. A rendszer teljes mértékben vezérelhető számítógép segítségével, kézi vezérléssel, vagy bármely megosztásban a kettő között, az adott feladattól függően [9].

A Miskolci Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszékén üzembe helyezett *Gleeble 3500* szimulátor az 1. ábrán látható.



1. ábra. A *Gleeble 3500* termo-mechanikus fizikai szimulátor a Miskolci Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszékén.

4. VIZSGÁLATOK S960QL ACÉLON

A zérus szilárdsághoz tartozó hőmérséklet meghatározására, valamint a melegszikítő vizsgálatokra *S960QL* jelű, nagyszilárdságú acélon került sor. Az acél vegyi összetételét az 1. táblázat mutatja be, a legfontosabb mechanikai tulajdonságai pedig a

következők: $R_y = 1007\text{ MPa}$, $R_m = 1045\text{ MPa}$, $A_5 = 16,0\%$.

C	Si	Mn	P	S
0,20	0,80	1,70	0,020	0,010
N	B	Cr	Cu	Mo
0,015	0,0050	1,50	0,50	0,70
Nb	Ni	Ti	V	Zr
0,06	2,0	0,05	0,12	0,15

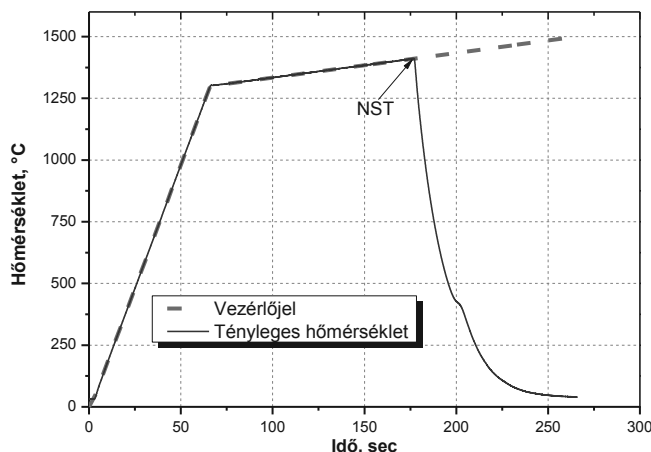
1. táblázat. Az *S960QL* jelű nagyszilárdságú acél vegyi összetétele, tömeg%.

A zérus szilárdsághoz tartozó hőmérséklet (*Nil-Strength Temperature = NST*) az a hőmérséklet amelynél a próbatest a legkisebb ráadott terhelés hatására elszakad. Az acélok *NST* hőmérsékletének pontos, reprodukálható meghatározására a legtöbb anyagvizsgáló berendezés nem alkalmas. Ennek oka kettős: egyrészt az acél olvadáspontjához közeli hőmérsékletre kell hevíteni a próbatestet, jól szabályozható módon, a vizsgálati hőmérséklet közelében kis ($1-2\text{ K/s}$) felfűtési sebességgel; másrészt a berendezésnek biztosítania kell a minimálisan előfeszített állapotot, aminek állandó értéken tartása, a hőtágulás miatt komoly szabályozástechnikai probléma. A nagy hőmérséklet miatt a vizsgálatokat védőgáz atmoszférában vagy leggyakrabban vákuumban végzik.

A *Gleeble 3500* rendkívül gyors lefolyású fémtani folyamatok fizikai szimulációjára kifejlesztett berendezés. A vizsgálatok során általában a nagyteljesítményű hidraulikus rendszer hozza létre a mechanikus feszültséget az próbatestben. A *NST* meghatározásához azonban egy speciális pneumatikus rendszert építettek be a rendszerbe, amely kis, a *NST* meghatározásához megkövetelt minimális terhelést is képes kilengések nélkül, állandó értéken tartani.

A vizsgálathoz használt sima, hengeres próbatestek átmérője 6 mm , hossza 80 mm , a vizsgálati hossz pedig 25 mm volt. A vizsgálat közbeni előfeszítés célszerű megválasztása során több tényezőt is figyelembe kell venni. A terhelésnek minél kisebbnek kell lennie, ám a túl kis előterhelés a vizsgálat reprodukálhatóságát rontja, a meghatározott *NST* érték bizonytalanságát növeli. Tekintettel ezekre és a próbatest geometriájára, a vizsgálatokhoz 80 N -os előterhelést alkalmaztunk.

A *NST* a vizsgált anyag szolidusz hőmérsékletéhez közeli érték, pontos megállapítása érdekében a szolidusz hőmérséklet előtt a felületi sebességnek minél kisebbnek kell lennie. Ezért a vizsgálat során célszerű két felfűtési sebességet alkalmazni. A vizsgálat kezdeti szakaszában, szobahőmérséklettől a szolidusz hőmérséklet alatt kb. $100-150\text{ °C}$ -ig (esetünkben 1200 °C -ig) viszonylag nagy lehet a felfűtési sebesség (20 °C/s), utána azonban le kell csökkenteni azt ($1-2\text{ °C/s}$). A 2. ábrán a vezérlő jel és a próbatesten ténylegesen mért hőmérséklet diagramja látható.



2. ábra. A vezérlő jel és a próbatesten mért tényleges hőmérséklet.

A diagramon a vezérlő jel szaggatott, míg a próbatestre erősített termoelemek által szolgáltatott adatokból meghatározott hőmérséklet folytonos vonallal került ábrázolásra. Jól megfigyelhető, hogy a két görbe tökéletesen együtt fut, a berendezés szabályozásának köszönhetően. A két görbe szétválása jelzi a próbatest elszakadását, a hozzá tartozó hőmérséklet a NST.

A vizsgálatokból meghatározott NST értékeket és a négy elemből álló minta statisztikai jellemzőit a 2. táblázatban foglaltuk össze. Annak ellenére, hogy az NST-No.2 jelű próbatesten kapott eredmény lényegesen eltér a többitől, a szórási együttható megfelelőnek nevezhető.

Jellemző	Érték
NST-No.1	1434,0 °C
NST-No.2	1358,3 °C
NST-No.3	1412,5 °C
NST-No.4	1410,4 °C
Átlag	1403,8 °C
Szórás	32,2 °C
Szórási együttható	2,29 %

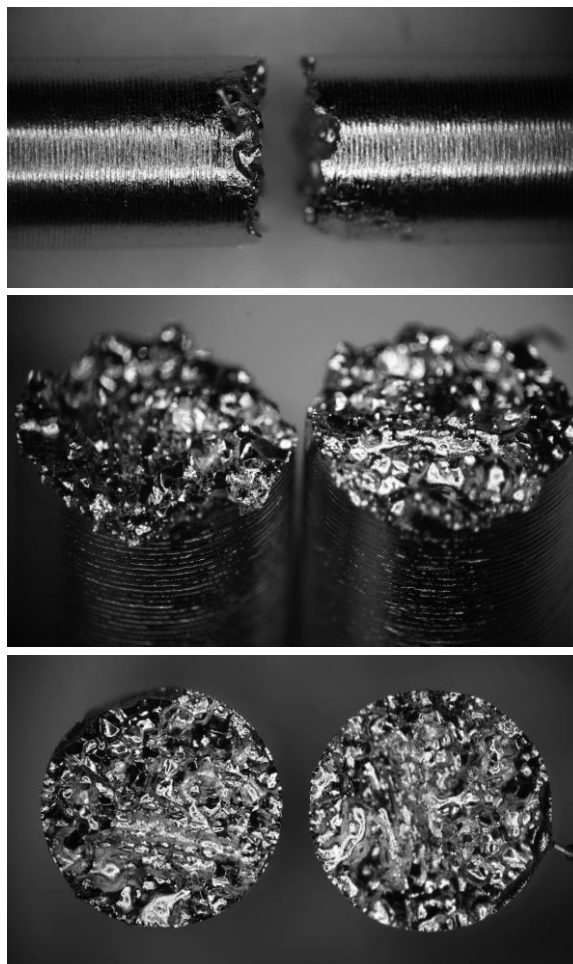
2. táblázat. A vizsgálatokból meghatározott NST értékek és a minta statisztikai jellemzői.

A töret kontrakció nélküli, felülete ezüstösen csillogó, a törés a szemcsehatárokon keresztül ment végbe. Egy próbatest törés utáni képe a 3. ábrán látható.

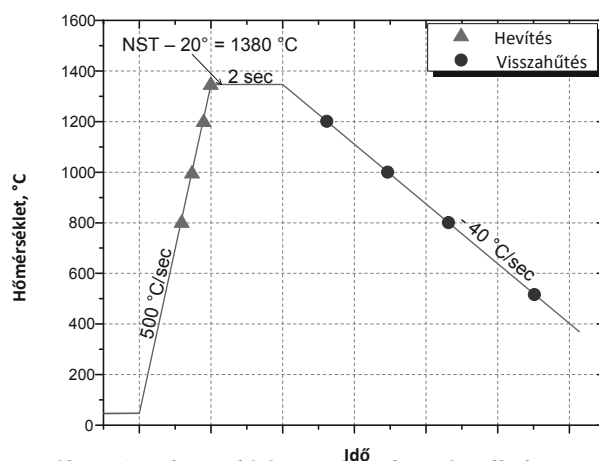
A melegsakító vizsgálatokra hevített (*on-heating*) és hevített-visszahűtött (*on-cooling*) próbatesteken került sor. A vizsgálatokhoz használt menetes végű, sima, hengeres próbatestek átmérője 10 mm, hossza 116,5 mm, a vizsgálati hossz pedig 80 mm volt.

Egy adott anyag esetében a NST meghatározása mindig megelőzi a hevítés vagy hevítés-visszahűtés közbeni szilárdság meghatározását, mivel a vizsgálatok maximális hőmérséklete a NST alatt kell hogy legyen, legalább 20-30 °C-kal. A vizsgált anyag esetében a megállapított NST, az átlag, 1403,8 °C volt, ezért

csúcshőmérsékletnek az 1380 °C-ot választottuk. Az alkalmazott hőmérséklet-idő diagramot, annak további paramétereit (hevítési sebesség, hőtartási idő a csúcshőmérsékleten, hűtési sebesség) és a konkrét vizsgálati hőmérsékleteket – felhasználva irodalmi tapasztalatokat [13-17] is – a 4. ábrán mutatjuk be.



3. ábra. Egy NST meghatározására használt próbatest a törés után.



4. ábra. A melegsakító vizsgálatok során alkalmazott hőmérséklet-idő diagram és a konkrét vizsgálati hőmérsékletek.

Az 5. ábrán egy próbatest látható a vizsgálat után. Az ábrán – a próbatest befogása mellett – jól megfigyelhető a kontrakció a szakadás helyén.



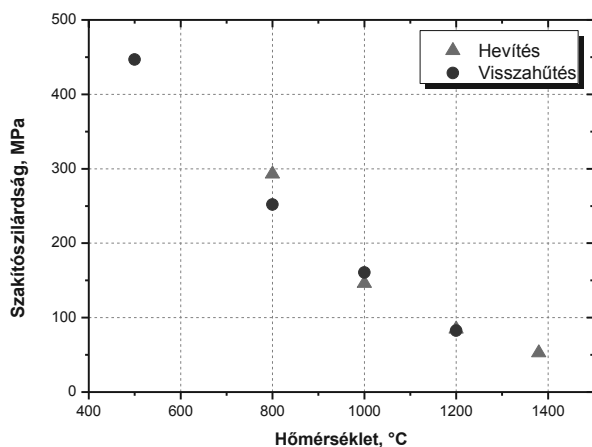
5. ábra. Egy melegsakító próbatest befogása és a próbatest a vizsgálat után.

A konkrét vizsgálati hőmérsékleteket, valamint a meghatározott szakítószilárdság és kontrakció értékeket a 3. táblázat mutatja be. A kontrakció esetében – kivételesen – olyan kerekítéseket alkalmaztunk, amelyek az eredmények közötti kis különbségeket is megmutatják.

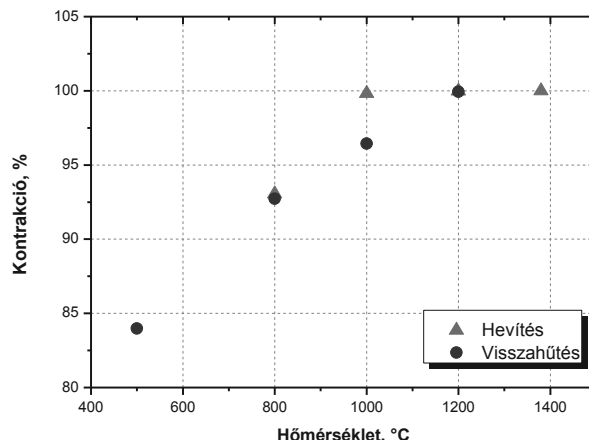
Hőciklus	T_{vizsg} , °C	R_m , MPa	Z, %
hevítés	800	292,8	93,05
	1000	146,0	99,82
	1200	84,4	99,99
	1380	52,8	100,0
hevítés-visszahűtés	1200	82,5	99,93
	1000	160,5	96,43
	800	252,0	92,73
	500	446,7	83,98

3. táblázat. A melegsakító vizsgálatok konkrét hőmérsékletei és eredményei.

A szakítószilárdság értékeket a vizsgálati hőmérséklet függvényében a 6. ábra, a kontrakció értékeit pedig a 7. ábra szemlélteti, mindkét ábrán megkülönböztetve a hevítés, illetve a hevítés-visszahűtés során kapott adatokat.



6. ábra. A melegsakító vizsgálatok eredményei: a szakítószilárdság értékek a hőmérséklet függvényében.



7. ábra. A melegsakító vizsgálatok eredményei: a kontrakció értékek a hőmérséklet függvényében.

A 6. és a 7. ábrákon látható pontsorok jellegükben és értékeikben összhangban vannak az irodalomban található adatokkal.

5. ÖSSZEFOGLALÓ MEGÁLLAPÍTÁSOK

A közleményben leírtak alapján az alábbi, összefoglaló jellegű megállapítások tehetők.

A fizikai szimuláció (Magyarországon mindenképpen) újszerű és hatékony út a hegesztési folyamatok részleteinek pontos megismerése, megértése és fejlesztése területén.

A fizikai szimuláció ugyanakkor nem lehet és nem is az egyetlen út ezen a területen. Lehetőségeit és a segítségével elérhető eredményeket a technológiai vizsgálatok és próbák, a félempirikus és empirikus összefüggések, valamint a numerikus szimuláció párhuzamos alkalmazásával lehet igazán kihasználni.

Az S960QL jelű nagyszilárdságú acélon elvégzett vizsgálatok – amelyek az új berendezésen elvégzett első vizsgálatok voltak – megbízhatósága megfelelőnek ítéltető.

A vizsgált anyagminőségre meghatározott zérus szilárdsághoz tartozó hőmérséklet (*Nil-Strength Temperature* = NST) az elvégzett négy mérés átlagértékével (1403,8 °C) adható meg.

A hevített (*on-heating*) és hevített-visszahűtött (*on-cooling*) próbatesteken elvégzett melegsakító vizsgálatok eredményei megfelelőek és igaz ez azok tendenciájára is. További következtetések megfogalmazásához a vizsgálatok folytatása szükséges, két, esetleg három irányban. Mindenképpen szükséges az alkalmazott konkrét hőmérsékletek közötti lépcsők szűkítése (egyik irány), valamint a hőciklus hevítési és hűtési sebességeinek változtatása (másik irány). A további vizsgálati eredmények ismeretében lehet dönteni arról, hogy szükséges-e az egy-egy paraméter

kombinációval végzett vizsgálatok során a próbatestek számának növelése (harmadik irány), vagy sem.

6. IRODALOMJEGYZÉK

- [1] POHLE, C.: Zerstörende Werkstoffprüfung in der Schweisstechnik. Deutscher Verlag für Schweisstechnik DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1990.
- [2] EASTERLING, K. E.: Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. Butterworths Monographs in Materials (BMM). Butterworths & Co (Publishers) Ltd., 1983.
- [3] BOESE, U.; WERNER, D.; WIRTZ, H.: Das Verhalten der Stähle beim Schweißen. Teil II: Anwendung. Deutscher Verlag für Schweisstechnik (DVS) GmbH, Düsseldorf, 1984.
- [4] BUCHMAYR, B.: Computer in der Werstoff- und Schweisstechnik: Anwendung von mathematischen Modellen. Deutscher Verlag für Schweisstechnik DVS-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1991.
- [5] BUCHMAYR, B.: WEZ-Kalkulator – ein Softwarepaket zum Berechnen schweisstechnischer Kennwerte. Schweißen und Schneiden 41, 1989 (2), p. 69-75.
- [6] LUKÁCS, J.; TÖRÖK, I.: A hegesztéstechnológia számítógéppel segített tervezése I. rész. Oktatási segédlet (AMT-OS/32), készült az OKKFT G/6-V. oktatási alprogram keretében. Nehézipari Műszaki Egyetem, Miskolc, 1989. p. 1-89.
- [7] YUAN, B.; SHARPE, W. N. Jr.: Fatigue testing of microspecimens. Proceedings of the Sixth International Fatigue Congress (FATIGUE'96). Eds.: LÜTJERING, G.; NOWACK, H. Pergamon, 1996. Vol. III. p. 1943-1948.
- [8] FERGUSON, D.; CHEN, W.; BONESTEEL, T.; VOSBURGH, J.: A look at physical simulation of metallurgical processes, past, present and future; Materials Science and Engineering A 499 (2009) 329-332.
- [9] <http://www.bleeble.com/>
- [10] VERŐ, B.: A fizikai szimuláció helye és szerepe a műszaki anyagtudományban. ISD DUNAFERR Műszaki Gazdasági Közlemények, XLVII. Évfolyam 4. szám (148.), 2007. p. 167-172.
- [11] VERŐ, B.: A fizikai és matematikai szimuláció helye és szerepe a vaskohászati kutatás-fejlesztésben. ISD DUNAFERR Műszaki Gazdasági Közlemények, XLVIII. évfolyam 3. szám (151.), 2008. p. 114-116.
- [12] VERŐ, B.: A fizikai és matematikai szimuláció helye és szerepe a műszaki anyagtudományban. Bányászati és Kohászati Lapok, (145) 2012/1. szám, p. 2-6.
- [13] CHEN, Y.T. et al.: Microstructure and Mechanical Property Development in the Simulated Heat Affected Zone of V Treated HSLA Steels. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), Vol. 19, No. 1, p. 57-67, February 2006.
- [14] XU, W. W. et al.: Effect of Welding Heat Input on Simulated HAZ Microstructure and Toughness of a V-N Microalloyed Steel. Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium 2007. p. 234-239.
- [15] GÁSPÁR, M.; BALOGH, A.: Nagyszilárdságú acélok hegesztéstechnológiájának fejlesztése a hűlési idő elemzésével, Doktoranduszok fóruma: Gépészmérnöki és Informatikai Kar Szekciókiadványa, Miskolci Egyetem, Miskolc, Magyarország, 2011. november 8, p. 54-59.
- [16] GÁSPÁR, M.; BALOGH, A.: Experimental investigation on the effect of controlled linear energy applied to the welding of high strength steels. The Publications of the XXVI. microCAD International Scientific Conference, University of Miskolc, Miskolc. CD-ROM, p. 1-6.
- [17] GÁSPÁR, M.; BALOGH, A.: A vonalenergia optimális tartománya nemesített nagyszilárdságú acélok hegesztésekor, 26. Hegesztési Konferencia és Hegesztéstechnikai Kiállítás Kiadványa, Óbudai Egyetem, Budapest, 2012, p. 173-178.

KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

A Gleeble 3500 termo-mechanikus fizikai szimulátor beszerzésére *A Miskolci Egyetem hazai és nemzetközi versenyképességének komplex megújítása* című, TIOP 1.3.1-07/1-2F-2008-0005 számú projekt keretében, 2012. nyarán került sor.

A közleményben 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 valósult meg, illetve folytatódik.

INNOVÁCIÓS TRENDEK A NITRIDÁLÁSBAN

INNOVATION TRENDS IN NITRIDING

Szilágyiné Biró Andrea*

ABSTRACT

Nitriding is a well established process among the so-called thermo-chemical surface engineering technologies, and has many successful applications in the areas of wear, corrosion and improved fatigue performance. This overview shortly discusses two conventional methods of nitriding (gas nitriding and plasma nitriding). The novel trends of nitriding, i.e. active screen plasma nitriding and complex treatments are discussed in details.

1. BEVEZETÉS

E cikk célja a nitridálás technológiájának rövid bemutatása mellett áttekintést adni a nitridálás kutatásának legfőbb irányairól.

1.1. Termokémiai kezelések helye a gépgyártásban

A nitridálás a felülettechnológiák, azon belül a termokémiai hőkezelések közé sorolható. A felülettechnológiák célja, olyan komplex igénybevételeknek is megfelelő alkatrészek előállítása, amelyek egyaránt ellenállnak az alkatrész egészére ható statikus igénybevételnek, valamint a felületen ható koptató, fárasztó igénybevételnek.

A termokémiai eljárások a felülettechnológiáknál megfogalmazott célt ötvözőelem (karbon, nitrogén, bór) felületbe való diffúziójával érik el. Míg a karbon-diffúzióval járó betétedzés csak a kis (<0,2%) karbontartalmú acélok esetében alkalmazható, addig a nitrogén bejuttatásával járó nitridálás (és a boridálás) gyakorlatilag bármilyen acélon alkalmazható.

Ezek a technológiák az alkatrész műveleti sorrendjében a lehető legkésőbb kell, hogy elhelyezkedjenek, mivel a kialakított kopásálló réteg megmunkálása igen nagy költséggel jár.

1.2. A nitridálás jelentősége

A nitridálás széles körben elterjedt termokémiai eljárás. Alkalmazásának legfontosabb indokai:

- nagy felületi keménység,
- a kopásállóság növekedése,
- a fáradási élettartam és a korróziós ellenállás növelése,
- az alkatrész felületi rétege magasabb hőmérsékleten stabil (mint betétedzésnél).

1.3. A nitridált réteg szerkezete

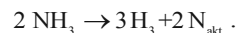
A nitridált réteg többrétegű. A legkülső felület ϵ és γ' fázisokból áll és vegyületi, vagy fehér rétegeknek nevezik. Nagy a hajlam a porozításra a fázisok között, és emellett jelentős különbség van a hőtágulási tényezőjük között, ami maradó feszültségekhez vezethet, ez pedig mikro-repedésekhez. A vegyületi zóna alatt van a felkeményedett szilárd oldat (a nitrogén interstíciósan helyezkedik el), amelyet diffúziós zónának neveznek. A nitridált réteg mélysége az idő, a hőmérséklet, és az alapanyag valamint a gáz összetételének függvénye. A vegyületi zóna vastagsága a teljes nitridálási mélységnek mintegy 10%-a.

2. A NITRIDÁLÁS HAGYOMÁNYOS TECH- NOLÓGIÁI

A nitridálás ma már széles körben elterjedt az iparban is. Technológiaváltozatai közül ebben a cikkben a gáz és plazmanitridálást ismertetem röviden.

2.1. Gáznitridálás

Az alkatrészeket kemencébe helyezik, amelyből eltávolították a levegőt a kamra felfűtés előtt. Fontos, hogy az oxigént eltávolítsák, mert az a kezelt alkatrészek oxidációját okozná. A N_2 forrása a kemencében az ammónia gázból származik, amelyet a kemencébe vezetnek. A forró alkatrészekkel való érintkezéskor, ez a gáz termodinamikailag instabil állapotba kerül és disszociál az alábbi egyenlet szerint:



A gáznitridálás egyik alternatív módja a többlépcsős eljárás, amely során először 'aktiválják' a felületet nagyobb nitridálási potenciállal (hogy vasnitrideket képezzenek a felületen), aztán pedig alacsonyabb

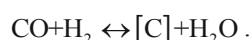
* tanársegéd, Miskolci Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszék

nitridálási potenciál mellett biztosítják a rétegnövekedést. Ily módon nagyobb rétegmélység érhető el csökkentett vegyületi réteg vastagsággal, vagy egyes esetekben annak kialakulása nélkül.

2.2. Gáz karbonitridálás

Karbo-nitridálás során a nitrogén mellett karbon is diffundál a felületbe és növeli az ε rétegben a karbon tartalmat [2][6]. Gáz közegű eljárás során például az ammónia-nitrogén keverékhez valamilyen karbon tartalmú gázt, általában széndioxidot adagolnak, azonban csak igen kis mennyiségben (5-10%). Egyes esetekben a bevezetett gázkeverék ammónia és endoterm gáz 50-50%-os keveréke, amely nagyobb karbon kínálatot biztosít a magasabb CO-tartalom miatt.

A gáztérben diffúzióképes karbon atom képződik az alábbi egyenlet szerint:

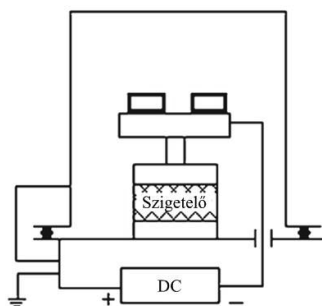


A karbo-nitridálásnál problémát jelent, hogy a réteg karbon és nitrogéntartalma nem szabályozható egymástól függetlenül: a karbon diffúzió megnő a hidrogéntartalom növekedésével, viszont a nitridálási potenciál ekkor csökken.

2.3. Plazma nitridálás

A plazmanitridálást (direct current plasma nitriding - DCPN) az 1920-as években vezették be, mint a hagyományos gáznitridálás alternatíváját: első ipari alkalmazásai az 1970-es években jelentek meg [8]. A plazmanitridálás lényege, hogy a munkadarab és a munkatér között elektromos feszültség van: a kezelendő darabot katódként, a kemence falát anódként kapcsolják. A kemencetérben lévő vákuumba bevezetett nitrogén molekulák ionizálódnak, majd a próbadarab felületébe becsapódva vas atomokat választanak le, azokkal vasnitridet képeznek. Az így képződött molekula megtapad a munkadarab felületén, és a nitrogén a felületről a munkadarab belseje felé diffundál.

A technológiának többféle változata van. Egyes esetekben a kemencetérrel külső hőforrással hevítik – ez az úgynevezett melegfalú technológiaváltozat. A hidegfalú technológia lényege, hogy a becsapódó ionok biztosítják a munkadarabok felmelegedését.



1. ábra A plazmanitridálás sematikus ábrája [4]

A plazmanitridálás legfontosabb előnyei, hogy a folyamat könnyen vezérelhető és ellenőrizhető. A technológia pontosabb szabályozhatósága miatt egyszerűbb vegyületi réteg nélküli felületet előállítani, vagy ha szükséges egyfázisú vegyületi réteget létrehozni. A kezelési hőmérséklet egyrészt alacsonyabb, valamint, ha hidegfalú technológiát alkalmazunk, akkor nincs is szükség külső hőforrásra, ami jelentősen lecsökkenti a technológia költségeit. A technológia reprodukálhatósága nagyon jó, ami igen fontos szempont, valamint nem elhanyagolható az sem, hogy az eljárás rendkívül környezetbarát [4].

Az azonban vannak nehézségek is a technológia alkalmazásánál [1][2][3], amelyek felismerése némi csökkenést eredményezett a múlt század 70-es, 80-as éveiben tapasztalt rendkívül dinamikus növekedéshez képest [8]. Ezek között a legjelentősebbek a következők:

- ívképződés,
- üreg-katód hatás (Hollow Catode Effect – HCE),
- katódporlasztás,
- élhatás (edge effect),
- nem egyenletes hőmérséklet-eloszlás a darabon.

Az ívképződés, amely például szerves lerakódást okoz lokálisan az alkatrész felületén, okozhat extrém nagy helyi hőmérsékletet. Emiatt bekövetkezhet helyi olvadás és/vagy anyagkifröccsenés. Egy jelentősebb ívképződés az alkatrészen azt is jelentheti, hogy le kell selejtezni. Az olyan alkatrész esetében, amely egészen csekély mértékben szenvedte ezt el, is szükség lehet időigényes és költséges utómunkálatokra. Az ívképződést okozhatja nemfém zárványok jelenléte is.

Üreg-katód hatás akkor következik be, amikor bonyolult alakú tárgyakat plazmanitridálnak mély furatokkal, különösen zsákfuratokkal, amelyek megakadályozzák az átmenő gázáramlást. Ez túl-ionizációhoz, és emiatt ellenőrizetlen hevüléshez vezethet a furaton belül. Az elért hőmérséklet rendszerint nem elég magas, hogy megolvassa az anyagot, de okozhat lokalizált szerkezet- és/vagy tulajdonság változást, ami hatással van az alkatrész teljesítményére az alkalmazás során. Ezért az üregkatód hatások reprodukálhatósági kérdéseket vetnek fel és az ipari alkalmazásokban nagy gondot jelentenek. A furat mérete, a nyomás és a plazma áramsűrűsége mind befolyással vannak az üregkatód hatásra.

A katódporlasztás a plazmanitridálás első fázisában hasznos jelenség, mivel ezáltal megtisztul a felület. Azonban a nitridálás folyamatában már nemkívánatos.

Bonyolult alkatrészek esetén problémát okoz, hogy a réteg növekedési sebessége nem egyforma az alkatrész felületén és annak szélein. A széleken az alkatrész több irányból is vesz fel nitrogént, amelyek összeadódnak és az alkatrész helyi deformációjához vezetnek. Ez helyi keménység-növekedéshez, a sarkok, élek letöréséhez vezethet.

Az általánosan használt plazmanitridáló kemencékben, az alkatrészeket körülvevő plazmát használják közvetlenül azok felmelegítésre. Azonban, a

nagy ipari méretű kemencékben, főleg ha teljesen meg vannak töltve, majdnem lehetetlen biztosítani azt, hogy a hőmérséklet ugyanaz legyen a betétben kívül és annak közepén. Ez azért probléma, mivel az eljárás hőmérsékletének precíz felügyelete kell ahhoz, hogy biztosítsák az eljárás megbízhatóságát és megismételhetőségét. E hatás csökkentésére, számos segédhőforrással rendelkező kemencét fejlesztettek ki és használnak.

2.4. Utóoxidálás

A nitridált felületek oxidációjának eljárását a gépjárműiparban néhány éve alkalmazzák, s ily módon növelik a felület korrózióállóságát. Az eljárás során a szabad vas és vasnitrid átalakul stabil vasoxid réteggé, úgy hogy egy megközelítőleg 1 μm vastagságú kémiaiilag ellenálló védőréteg adódik a fehér felületi réteghöz. Az utóoxidáció a nitridáló eljárás részeként is kivitelezhető. Az eredményül kapott felületnek esztétikus fekete színe van és jó kopási ellenállása [8].

Ez a kezelés közvetlenül a nitridálás után is alkalmazható, vízgőz vagy hidrogén és oxigéngáz keverékének bevezetésével, függetlenül attól, hogy gáz vagy plazmanitridálásról van szó.

3. A NITRIDÁLÁS FEJLESZTÉSI IRÁNYZATAI

3.1. Aktív ernyős plazmanitridálás

A plazmanitridálásnál említett problémák megoldására többféle fejlesztés is történt a plazmatechnológiában [8]. A plazmagenerálásban számos fejlesztés valósult meg:

- impulzus áram (microsecundumnyi rövid impulzusok)
- változó frekvencia a néhány Hertz-től a néhány kiloHertz-ig
- a kieső idők rövidítése
- ívképződés esetére vészleállás

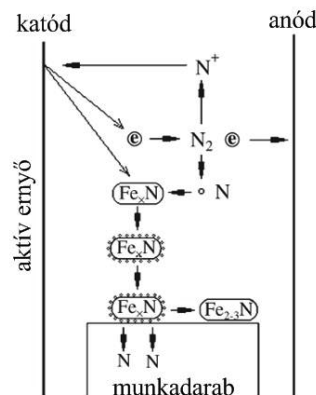
A reaktorok is fejlesztéseken estek át:

- konvektív fűtésű kemencék
- további sugárzásos hevítés
- melegfalú eljárás

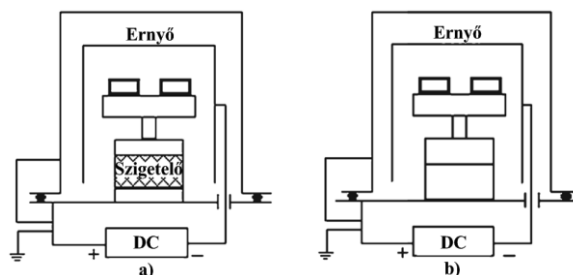
Az igazi áttörést az aktív ernyős plazmanitridálás kidolgozása hozta meg, (active screen plasma nitriding – ASPN), amelynek megjelenése a kilencvenes évek végére tehető. Az eljárás lényege, hogy a munkadarabok köré egy ernyőt/hálót helyeznek, és erre kapcsolják a plazmát kiváltó katód feszültséget (a kemence fala továbbra is anódként van kapcsolva). Az ernyőn furatok vannak, amelyekben helyileg kialakul az üregkátód jelenség. Ennek köszönhetően az ernyő hőmérséklete gyorsan emelkedik, biztosítva a darabok felmelegedését.

Egyes esetekben a kezelendő darabokra egyáltalán nincs feszültség kapcsolva, más esetekben azonban kisebb értékű negatív feszültséget (BIAS power) kapcsolnak a darabokra. A darabokra azért szükséges

feszültséget kapcsolni, amely biztosítja a darab felmelegedését – mivel a hálóról sugárzással átadódó hő önmagában nem képes erre (különösen, ha nagy a távolság a háló és a munkadarabok között vagy nagyon különböző méretűek és geometriájúak) [8]. A munkadarabokra kapcsolt feszültség nem olyan nagy, hogy a plazmaképződés a darabokon jöjjön létre, azonban a rájuk kapcsolt feszültségnek köszönhetően a darabok gyorsabban és egyenletesebben hevülnek, mint ha „lebegő” potenciálban lennének. Ipari méretekben a munkadarabokra kapcsolt feszültség alkalmazása elengedhetetlen [12][13].



2. ábra Az aktív ernyő nitridálási mechanizmusának modellje [4]



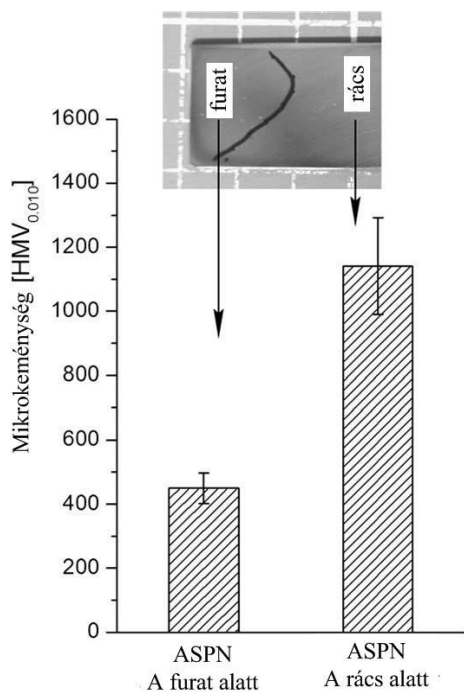
3. ábra Az aktív ernyős plazmanitridálás elvi vázlatja [4] a) lebegő potenciál, b) BIAS feszültség

Az előzők értelmében az aktív ernyőnek kettős szerepe van [4][8]. Egyrészt biztosítja a munkadarab felmelegedését sugárzás révén. Az alkalmazott feszültséggel szabályozható a munkadarabok hőmérséklete. Ily módon a munkadarabok felmelegedése egyenletes. Ez abban az esetben is igaz, ha a kemencetérben lévő töltet nem hasonló geometriájú alkatrészekből áll. A plazmaképződés ernyőre való áthelyezésének köszönhetően nem lép fel üregkátód hatás, élhatás [9], helyi ívképződés vagy túlhevülés. Az ernyő másik fontos szerepe, hogy biztosítja a nitrogénionokat a munkadarab nitridálásához.

Az aktív ernyős nitridálásnál több, az ernyőhöz kötődő befolyásoló tényező is megnevezhető [11]:

- az ernyőn lévő furatok mérete,
- az ernyő geometriája,

- a távolság az ernyő és a darabok között,
- az ernyő anyaga,
- a kemenceméret,
- a kemencetér nyomása,
- a munkadarabra kapcsolt feszültség nagysága,
- a kezelendő felület helyzete az ernyőhöz képest.



4. ábra Keménység a furatok alatt és között [9]

Ha az ernyőn lévő furatok túl nagyméretűek, akkor a munkadarabok felületén nem lesz egyenletes a réteg. Ahol a háló fedi a munkadarabot, ott szignifikánsan nagyobb lesz a keménység.

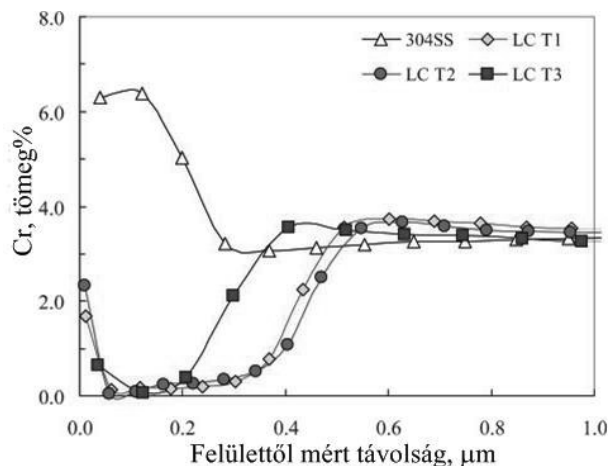
Általánosan elterjedt, hogy a háló hengeres geometriájú, azonban folytak kísérletek félgömb alakú ernyő alkalmazásával is. Az eredmények azt mutatják, hogy a félgömb geometriájú ernyő alkalmazásával nagyobb keménység érhető el [10].



5. ábra Félgömb alakú (a) és hengeres (b) aktív ernyő [10]

Az ernyő töltettől mért távolsága jelentős szerepet tölt be a réteg kialakulásában. Ha a darabokra nincs feszültség kapcsolva, akkor a távolság növekedésének hatása fokozottabb [12].

Fontos azt is figyelembe venni a technológia alkalmazásánál, hogy a kemence méretének hatása (amely valamelyest összekapcsolódik az ernyő-töltet távolsággal is) sem hanyagolható el. Ipari alkalmazásokban a munkadarabokra kapcsolt feszültség alkalmazása szükséges.



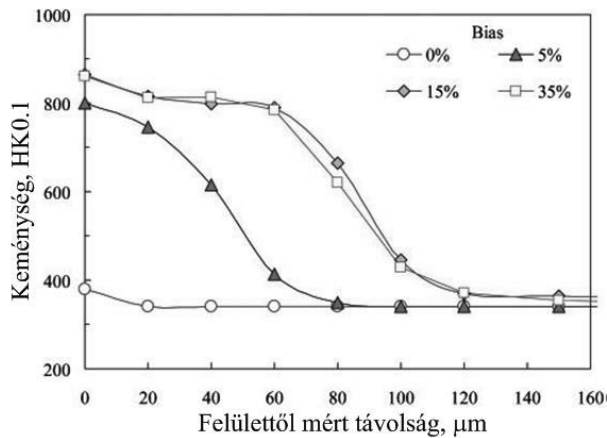
6. ábra Króm-eloszlás 3%-os Cr-Mo acélban korrózióálló (304SS) és alacsony karbontartalmú ötvözten acél ernyővel végzett plazmanitridálás után

Az aktív ernyő anyagának megválasztása nagyon fontos. Alapvetően meghatározza a nitridálás hatását, mivel ott játszódik le a plazmaképződés, a munkadarab felületén adszorbeálódott molekulák ott képződnek. Ha az ernyő anyaga nem acél, hanem réz vagy titán nem érhető el keménységnövekedés az acél felületén [12]. Egyes esetekben az ernyőről nemcsak vasatom válik le, hanem más ötvöző is. Például magas króm tartalmú ernyővel végzett aktív ernyős nitridálás után a munkadarab felületén a nitrogén mellett megnő a króm koncentrációja is (6. ábra). Ez a jelenség igen hasznos lehet gyengén ötvözött acéloknál, hiszen javulnak a felületi réteg tulajdonságai. Azonban krómmal erősen ötvözött munkadarab esetében krómot nem tartalmazó háló alkalmazásakor a felületi króm tartalom csökkenésével kell számolni (6. ábra).

A kemencetérben lévő nyomás növelésével nő az elérhető keménység.

Ha az ernyő mellett a munkadarabra is kapcsolunk feszültséget, nagyon fontos, hogy annak nagyságát helyesen válasszuk meg. Kutatások alapján ennek optimális nagysága az ernyőre kapcsolt feszültség 10-15%-a [12]. A darabokra kapcsolt feszültség hatására (a már korábban említett gyorsabb hevítés mellett) több nitrogén jut el a darabok felszínére. Ez a hatás különösen fontos, ha nagy a távolság a darabok és a háló között.

A munkadarab ernyő felé eső és azzal ellentétes oldalon lévő felülete nem egy formán nitridálódik. Egyes tapasztalatok szerint a különbség csökkenthető a kemencetér nyomásának növelésével.



7. ábra Mélységirányú keménységprofil 722M24, aktív ernyő, 500°C, 5 óra [12]

Az aktív ernyő esetében azonban egyes esetekben nem megfelelő az adhézió a felületi rétegben a hagyományos plazmanitridálással készült réteghez képest [10].

Az aktív ernyős technológia nemcsak nitridálásra, hanem karbonitridálásra, és cementálásra, nitrocementálásra is alkalmas.

Az aktív ernyős nitridálás elsősorban kiküszöböli a hagyományos plazmanitridálás során fellépő nehézségeket, azonban van még egy eddig nem említett előnye is: a feszültség ernyőre való áthelyezése lehetővé teszi a valamilyen okból nem vezető munkadarabok kezelését is. A felületi oxidréteg az acélokon megakadályozta, hogy ezeket az alkatrészeket plazmanitridálni lehessen, azonban az aktív ernyő megteremti ennek lehetőségét. Oxidréteg képződhet a különféle gyártás közben alkalmazott technológiák (öntés, kovácsolás, hőkezelés) során is. Hagományos plazmanitridálás előtt ezt a réteget le kell munkálni, amely növeli a gyártás költségeit és időszükségletét, valamint bonyolultabb geometriánál nem mindig egyszerűen megoldható feladat. Ezen kívül a felületi szennyeződések (olajok, zsírok jelenléte, festék) tartalmazó acélokon a szennyeződések megakadályozták a nitridálást. Aktív ernyő alkalmazásával ezek az elektromosan nem vezető felületi rétegek nem okoznak problémát a hőkezelés során, sőt egyes esetekben a vasoxidból vasnitrid képződik, és a felületi réteg hasonló lesz, mintha az oxidréteg lemunkálásra került volna. Egy erősen oxidálódott felületű fogaskerék esetében például a felületen vörösesbarna oxidréteg volt megfigyelhető, míg nitridálás után a felület a nitridálásnál szokásos sötétszürkére változott [12].

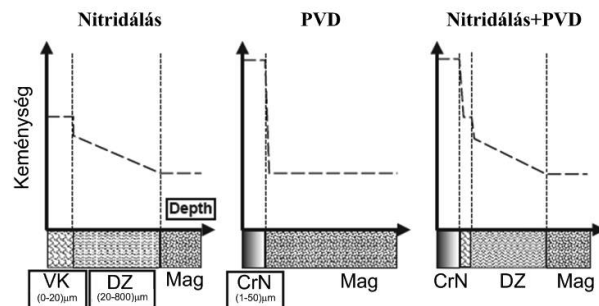
Az aktív ernyő alkalmazása egy teljesen új alkalmazási lehetőséget is megnyit a technológia számára, úgy mint a műanyagok nitridálása. Kísérletek folytak UHMWPE (ultra nagy molekula súlyú polietilén), PP (polipropilén) és POM (polioximetilén) felületkezelésére is. Az ily módon kezelt polimereknek megnő a felületi keménysége, rugalmassági modulusa, kúszási, karc és kopási ellenállása [12].

3.2. Komplex kezelések

A nitridálás technológiájának egy további fejlesztési iránya túlmutat a technológia határain. Fejlesztés alatt állnak olyan technológiák, amelyek során a nitridálás után még valamilyen bevonatot visznek fel az alkatrész felületére.

E technológiák alkalmazásának fő előnye, hogy olyan anyagminőségek alkalmazása válik lehetővé, amelyeket csak az egyik technológia alkalmazásával nem lehetne az adott terhelési körülmények között használni. Ennek oka lehet az alapanyag nem megfelelő szilárdsági, korróziós, vagy fáradási tulajdonságkombinációja. A bevonat technológiák önmagukban nem javítják a fáradási tulajdonságokat, míg a termokémiai kezelések nem minden esetben biztosítanak megfelelő felületi keménységet, vagy korrózióállóságot [14].

A nitridálás vagy karbonitridálás után felvitt bevonat többféle lehet. Egyik változata, amikor a plazmanitridálással készült felületi rétegre PVD bevonatot visznek fel [5][15]. Bár a plazmanitridálás önmagában is kopásálló felületet eredményez, a PVD bevonatnak jobb az ellenállása az adhéziós és az oxidációs kopással szemben. Az ilyen esetekben a kopásálló bevonat és nitridált kéreg alatt egy viszonylag nagy keménységű diffúziós zóna helyezkedik el, amely megfelelő alátámasztást biztosít a kéregnek.



8. ábra Keménység alakulása plazmanitridáláskor (a), PVD bevonatoláskor (b), komplex kezeléskor (c) [5]

Ha a nitridálás után TiN, CrN vagy TiN/CrN bevonatot viszünk fel a felületre, akkor egy nagyon kemény kopás-, hő- és korrózióálló réteget kapunk [6][7][16].

Az így képzett komplex felületi rétegek elsősorban a felületre közvetlenül ható igénybevételeknek való megfelelést biztosítják. A felület kifáradással szembeni ellenállást a nitridálással növelni lehet. Ha a nitridált réteg 0,4-0,5 mm mélységet elér, akkor az már megfelelő [7][17].

Minden esetben nagyon fontos a bevonat megfelelő tapadása. Ezért lényeges, hogy a bevonat felvitele előtt a felületről el kell távolítani a porózus réteget, amennyiben képződött ilyen. A nitridált réteg szerkezete nagymértékben meghatározza az adhéziót. Ma már egyes esetekben megoldott a nitridálás és a bevonat egy

térben való felvitele, amely nemcsak költségcsökkenést, de megfelelő tervezés mellett jobb bevonat tulajdonságokat is biztosít [14].

4. ÖSSZEFOGLALÁS

A hőkezelés napról napra fejlődik. Ennek oka egyrészt az alkalmazott anyagminőségek fejlődése, másrészt az ipari igények változása. A nitridálás jelentősége elsősorban a kopásnak kitett alkatrészek kezelésében van. Ma már hagyományosnak mondható a gáz és a plazmanitridálás. Azonban a plazmanitridálás során olyan nehézségek merülnek fel, amelyek szükségessé tették a technológia továbbfejlesztését. A felmerülő problémák megoldására fejlesztették ki az aktív ernyős plazma nitridálást, amellyel kiküszöbölhetők a hagyományos eljárás során fellépő nehézségek. Az aktív ernyős plazmanitridálás technológiája a legmodernebb nitridáló eljárás, és így kutatása is még a kezdeteknél tart.

A nitridálási technológia egy további, jelentős fejlesztési lehetősége a komplex bevonatok alkalmazásában van. Ekkor a nitridált felületre valamilyen bevonatot visznek fel. Az ily módon kialakított réteg kopási ellenállása javul. Ennek egyik oka, hogy a bevonat jóval keményebb, mint a nitridált réteg. Azonban a nitridált réteg alátámasztást nyújt a bevonatnak a lepattogzás ellen, így a kettős réteg együttesen növeli az alkatrész élettartamát.

5. IRODALOM

- [1] David Pye: Practical Nitriding and Ferritic Nitrocarburizing, ASM International, December 1, 2003., ISBN: 978-0871707918
- [2] G. Krauss: Steels: Heat Treatment and Processing Principles, ASM International, 1997. ISBN: 0-87170-370-X, p. 305-315
- [3] Dr. Kolozsváry Zoltán: Plazmanitridálás aktív ernyő alkalmazásával, XXII. Hőkezelő és Anyagtudomány a Gépgyártásban Országos Konferencia és Szakkiállítás 2008.
- [4] C. Zhao, C.X. Li, H. Dong, T. Bell: Study on the active screen plasma nitriding and its nitriding mechanism, Surface & Coatings Technology 201 (2006) 2320–2325
- [5] J. Vetter, G. Barbezat, J. Crummenauer, J. Avissar: Surface treatment selections for automotive applications, Surface & Coatings Technology 200 (2005) 1962–1968
- [6] Winfried Gräfen, Bernd Edenhofer, New developments in thermo-chemical diffusion processes, Surface & Coatings Technology 200 (2005) 1830–1836
- [7] H.-J. Spies, B. Larisch, K. Höck, E. Broszeit, H.-J. Schröder: Adhesion and wear resistance of

- nitrided and TiN coated low alloy steels, Surface and Coatings Technology 74 75 (1995) 178-182
- [8] Jean Georges, Jules Georges, Jean-Paul Lebrun: Plasma-nitriding and postoxidising: An innovative and eco-friendly solution with strong reduced consumption of gas and energy, Conference Proceedings, Nitriding an Nitrocarburising, 29 – 30 April 2010, Aachen, Germany
- [9] Santiago Corujeira Gallo, Hanshan Dong: On the fundamental mechanisms of active screen plasma nitriding, Vacuum 84 (2010) 321–325
- [10] Luiz F. R. Venturini, Flávia B. Artuso, Inácio da F. Limberger, Cristiane de S. C. X. Li: Differences on the Nitrided Layer Between Classic Active Screen Plasma Nitriding and Active Screen Plasma Nitriding with a Semispherical Cathodic Cage, International Federation of Heat Treating and Surface Engineering 19th Congress, 17-20 October 2011
- [11] Igor Burlacov, Heinz-Joachim Spies, Horst Biermann, Stephan Köhler, Hoang Le Thien, Investigation on the active screen plasma nitriding, Conference Proceedings, Nitriding an Nitrocarburising, 29 – 30 April 2010, Aachen, Germany
- [12] C. X. Li : Active screen plasma nitriding – an overview, Surface Engineering 2010 VOL 26 NO 1–2 135-141
- [13] E.D. Doyle, P. Hubbard: Innovation in nitriding, 1st Mediterranean Conference on Heat Treatment and Surface Engineering, Dec. 1-3, 2009; Sharm El-Sheikh; EGYPT
- [14] Helmut Kaufmann: Industrial applications of plasma and ion surface engineering, Surface and Coatings Technology 74-75 (1995) 23-28
- [15] Jerzy Smolik, Jan Walkowicz, Jan Tacikowski: Influence of the structure of the composite: 'nitrided layer/PVD coating' on the durability of tools for hot working, Surface and Coatings Technology 125 (2000) 134–140
- [16] SangYul Lee: Mechanical properties of TiN_x/Cr_{1-x}N thin films on plasma nitriding-assisted AISI H13 steel, Surface & Coatings Technology 193 (2005) 55– 59
- [17] M. Bader, H.-J. Spies, K. Höck, E. Broszeit, H.-J. Schröder: Properties of duplex treated (gas-nitriding and PVD -TiN, -Cr₂N) low alloy steel, Surface and Coatings Technology 98 (1998) 891-896.

KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

„Az ismertetett kutató munka a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 jelű projekt részeként az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.”

ACÉLOK EDZHETŐSÉGÉNEK BECSLÉSE KÉMIAI ÖSSZETÉTEL ALAPJÁN

ESTIMATING HARDENABILITY OF STEELS THROUGH CHEMICAL COMPOSITION

Cserjésné Sutyák Ágnes*, Szilágyiné Biró Andrea**

ABSTRACT

Hardenability (which is defined as the ability of a ferrous material to acquire hardness after being austenized and quenched) has important rule in the industry. There are several methods of testing and calculating hardenability. The aim of this work to examine the reliability of calculation methods by comparison with experimental results.

1. BEVEZETÉS

E kutatás célja, hogy képet alkossunk az edzhetőség meghatározásának kísérleti és számítási módszereinek pontosságáról, és ezzel felfedjük alkalmazhatóságuk előnyeit és korlátait. Az elvégzett kísérletek bemutatása előtt röviden ismertetjük az általunk alkalmazott módszereket, majd az eredmények bemutatása mellett értékeljük azok eredményességét a kétféle módszer alkalmazásával kapott eredmények összehasonlításával.

1.1. Acélok edzhetőségének fogalma

Az edzés és az edzhetőség a mai mérnöki gyakorlatban alapfogalomnak tekinthető. Az edzés, mint az acélok keménységnövelésének legegyszerűbb módja a mai hőkezelési gyakorlatban napi rutinfeladatnak számít.

Az edzhetőség komplex fogalom, amelynek legfőbb tényezője az acél martenzites átalakulásra való hajlama (anyagtulajdonság), valamint az alkalmazott hűtési mód (technológia oldal) [2][1].

Míg a martenzit keménysége csak az acél karbon tartalmától függ, addig az edzett acél (amely legalább 50% martenzitet tartalmaz) keménysége emellett a martenzit mennyiségétől és a maradék austenitből kialakuló szövetelem minőségétől is függ. Az oldott ötvözőelemek csak minimálisan változtatják meg a martenzit keménységét, mert az ötvözőelemek által okozott rácstorzulás, a karbonatomok által eredményezett rácstorzuláshoz képest jelentéktelenül kicsi. Azonban az acél ötvözőinek nagy szerepe van az átédzhetőség növelésében.

Az edzhetőség fogalma nemcsak az elérhető keménységnövelés mértéke miatt jelentős. Hiszen ha az edzést magas hőmérsékletű megeresztés követi, akkor az acél szivósságnöveléséről (nemesítésről) beszélünk, amelynek elérhető eredményére az edzés közvetlen hatással van.

Ezért is fontos, hogy egy adott anyagminőség kiválasztásánál ismerjük annak edzhetőségét. A szabványban na-

gyon sok esetben megtaláljuk az adott anyagminőség edzhetőségére vonatkozó adatokat. Azonban a szabvány ismerete mellett több kísérleti és empirikus képletet felhasználó módszer áll rendelkezésünkre az edzhetőség, az átédződő átmérő becslésére. Egy döntés meghozatala előtt szükségünk lehet e módszerek használatára. Az alapvető különbség, hogy míg a kísérleti módszerek bizonyos mértékű költséggel járnak; addig a kifejlesztett képletek használata nem igényel lényegi anyagi ráfordítást. Ez utóbbi módszerek kevésbé pontosak, azonban vitathatatlannal kevés pénzt és időt igényelnek.

1.2. Kísérleti módszer: a Jominy vizsgálat

Az edzhetőség meghatározásának legelterjedtebb kísérleti módszere a Jominy vizsgálat, amelynek vizsgálati körülményeit a MSZ EN ISO 642:2000 szabvány rögzíti. A módszer legnagyobb előnye, hogy adott acélból készült egyetlen mintadarabból tudjuk meghatározni az átédzhetőséget. A vizsgálat során a vizsgálandó acélból szabványos méretű, hengeres próbatestet munkálunk ki, amelyet az austenitesítési hőmérsékletre hevítjük. Az austenitesített próba véglapját meghatározott körülmények között vízszaggárral hűtjük. A próbatest felületén a középvonallal párhuzamosan síkfelületet készörülünk, és a véglapedezett próbatest keménységét a hűtött véglaptól távolodva adott távolságokban megmérjük.

1.3. A kritikus átmérő számítása

Az edzhetőség becslésére többféle módszer létezik, de alapvetően mindegyik a kémiai összetételt veszi alapul.

Grossman módszer

A Grossman módszerrel közvetlenül a kritikus átmérő határozható meg. Először ötvözetlen C-acélra számítva meghatározzuk az ideális kritikus átmérőt (C az adott acél karbontartalma):

$$D_{IC,8} = 8\sqrt{C\%}, \quad [\text{mm}] \quad (1.1)$$

A következő lépésben korrekciót alkalmazunk, figyelembe vesszük az austenit szemcseméretét (n az austenit szemcseméretének mérőszáma):

$$D_{IC} = 1,08^{8-n} D_{IC,8} \quad [\text{mm}] \quad (1.2)$$

*mérnök tanár, **tanársegéd,
Miskolci Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszék

1. táblázat A szemcsemérettől függő állandó Moser és Legat szerint

Szemcseméret (ASTM)	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
k értéke	32,5	31	29,5	28,2	26,8	25,5	24,3	23,1	22	21

2. táblázat A Just képlet változó szorzótényezős alakjának együtthatói

l, mm	Konstans	C	Si	Mn	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	N
1,5	29,96	57,91	2,29	3,77						-2,65	83,33
3	26,75	58,66	3,76	2,16		2,86				-2,59	59,87
5	15,24	64,04	10,86		-41,85	12,29					-115,5
7	-7,82	81,1	19,27	4,87	-73,79	21,02				4,56	-176,82
9	-27,29	94,7	22,01	10,24	-37,76	24,82			38,31	8,58	-144,07
11	-39,34	100,78	21,25	14,7		25,39		6,66	52,63	7,97	
13	-42,61	95,85	20,54	16,06		26,46	30,41		54,91	9	
15	-42,49	88,69	20,82	17,75		25,33	38,97		47,16	8,89	
20	-41,72	78,34	17,57	20,18		23,85	26,95	7,51		9,96	
25	-41,94	72,29	18,62	20,73	-65,81	24,08	35,99	7,69		9,64	
30	-44,63	72,74	19,12	21,42	-81,41	24,39	27,57	10,75		9,71	

3. táblázat A Just képlet változó szorzótényezős alakjának alkalmazhatóság határai, kémiai összetétel, tömeg%

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	N
Min.	0,22	0,02	0,59	0,005	0,003	0,8	0,01	0,01	0,012	0,02	0,006
Max.	0,47	0,36	0,97	0,037	0,038	1,24	0,09	0,28	0,062	0,32	0,015
Átlag	0,35	0,22	0,76	0,013	0,023	1,04	0,04	0,13	0,031	0,16	0,009

A harmadik lépésben szorzótényezőket alkalmazunk az ötvözők hatásának figyelembevételére:

$$D_i = D_{ic} \cdot (1 + 4,1 \cdot \text{Mn}\%) \cdot (1 + 2,33 \cdot \text{Cr}\%) \cdot (1 + 2,83 \cdot \text{P}\%) \cdot (1 + 0,64 \cdot \text{Si}\%) \cdot (1 + 0,52 \cdot \text{Ni}\%) \cdot (1 + 3,14 \cdot \text{Mo}\%) \cdot (1 + 0,27 \cdot \text{Cu}\%) \cdot (1 - 0,62 \cdot \text{S}\%) \quad [mm] \quad (1.3)$$

Moser-Legat módszer

Moser és Legat tovább finomította a Grossman által kifejlesztett módszert. Első lépésben egyszerre veszi figyelembe a karbon-tartalmat és a szemcseméretet egy másik összefüggés alkalmazásával:

$$D_{ic} = k \cdot \sqrt{C\%} \quad [mm] \quad (1.4)$$

ahol a k szemcsemérettől függő állandó, lehetséges értékei az 1. táblázatban olvashatóak. Az ötvözők figyelembevételére Moser és Legat a következő összefüggést javasolja:

$$D_i = D_{ic} \cdot 2,21^{\text{Mn}\%} \cdot 1,4^{\text{Si}\%} \cdot 2,13^{\text{Cr}\%} \cdot 3,275^{\text{Mo}\%} \cdot 1,47^{\text{Ni}\%} \quad [mm] \quad (1.5)$$

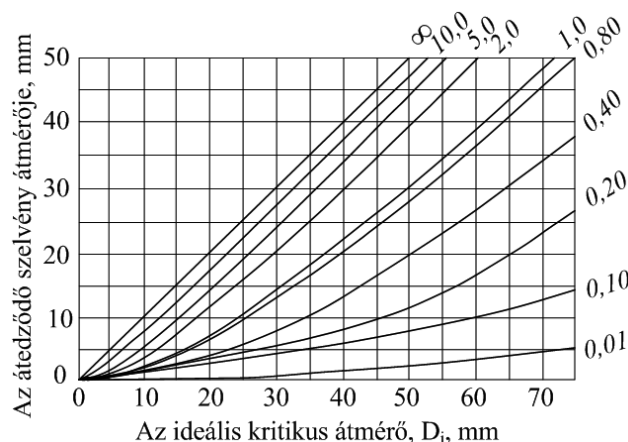
A Grossman és a Moser-Legat módszer eredményeképpen kiszámított ideális kritikus átmérő jelenti az adott anyag esetében ideális hűtési körülmények között az átédzhető (a tengelyvonalában legalább 50% martenzitet tartalmazó) átmérőt. Az adott hűtési viszonyok mellett nomogram segítségével lehet meghatározni (1. ábra), használatához ismerni kell az adott hűtőközeg hűtési erélyességét (pl. nyugvó levegő 0,02; nyugvó víz 1,0 mm⁻¹).

1.4. A Jominy görbe számítása, Just módszer

Nemcsak a kritikus átmérő meghatározására van lehetőség, hanem a kémiai összetétel alapján számítható a Jominy görbe és így meghatározható az átédzhető szel-

vényméret. Just többféle képletet dolgozott ki a Jominy görbe számítására:

- általánosan acélokra (J₆₋₈₀)
- acélsoportokra
 - o betétben edzhető (J₆₋₄₀)
 - o nemesíthető
- 1% körüli Cr tartalmú acélokra (J_{változó szorzók})



1. ábra Nomogram az átédzhető szelvény méret meghatározásához

A felsorolt módszerek közül az első két esetben egy konkrét összefüggést ad meg Just, míg az utolsó esetben a véglaptól való távolság függvényében más az egyes ötvözők szorzótényezője (2. táblázat).

2. AZ ELVÉGZETT KÍSÉRLETEK ÉS SZÁMÍTÁSOK

A fent bemutatott számítási módszereket ismerve úgy gondoltuk, hogy érdemes ellenőrizni azok pontosságát. Egy adott helyzetben szükség lehet arra, hogy még anyagválasztás előtt képet kapjunk egy bizonyos anyagminőség edzhetőségéről. Ilyen helyzetekben még a pontos vegyelemzés eredményei sem állnak rendelkezésünkre, csak az adott anyag szabványos kémiai összetétele vagy annak tartománya.

Az adagelemzés eredményét nem ismerve a számításainkat minden esetben háromféleképpen végeztük el. A szabványos összetétel-tartományból kiindulva meghatároztuk minden módszer esetében az átedződő szelvényméretet három kémiai összetétel használatával, ezek voltak:

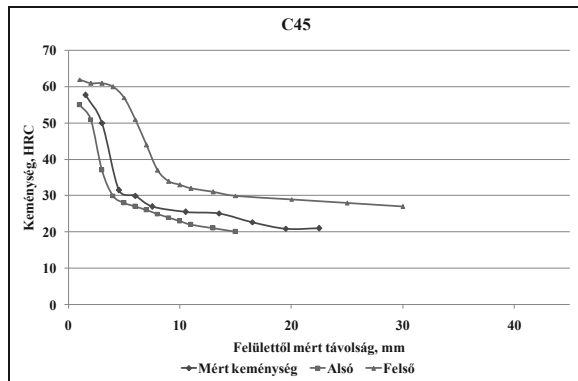
- a szabványos összetétel alsó határértéke,
- a szabványos összetétel középtéke,
- a szabványos összetétel felső határértéke.

2.1. Kísérleti eredmények - Jominy vizsgálat

A kutatás célja az előzőekben leírtak alapján az volt, hogy három anyagminőség esetében végrehajtsuk a Jominy vizsgálatot, valamint a szabványos kémiai összetételt alapul véve alkalmazzuk a számítási módszereket. A kapott eredmények alapján megállapítható az egyes módszerek közelítési pontossága.

A kísérletek során használt anyagok kémiai összetétele a 5. táblázatban található. A Jominy görbét mindhárom esetben megrajzoltuk és összehasonlítottuk az adott anyag szabványos Jominy sávjával (2.-4. ábra). Jól látható, hogy a mért értékek a Jominy sávba estek, így az anyagminőségek megfeleltek a szabványnak.

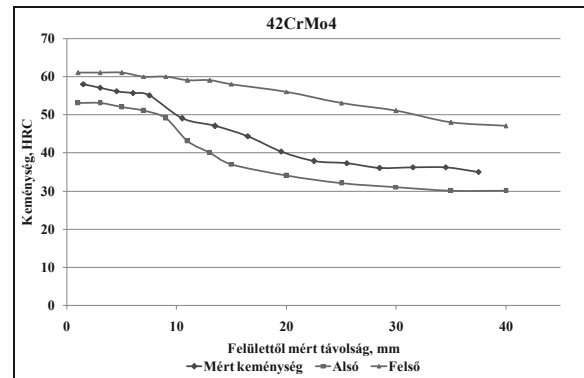
Az is megállapítható, hogy a mért eredmények inkább az alsó határértékhez vannak közelebb.



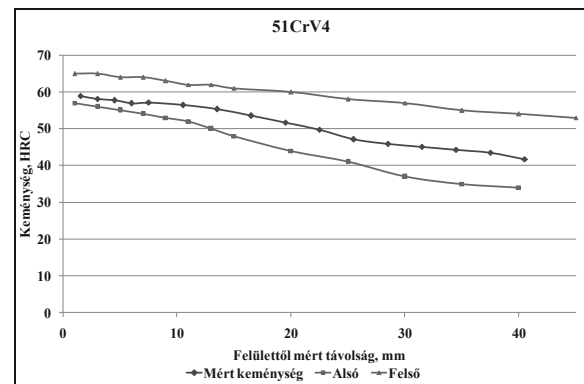
2. ábra C45 Jominy eredmények

5. táblázat A kísérletek során használt anyagok szabványos kémiai összetétele, tömeg%

	C	Si	Mn	P, S	Cr	Mo	Ni	V
C45	0,42-0,50	≤0,4	0,50-0,80	≤0,035	≤0,40	≤0,10	≤0,4	-
42CrMO4	0,38-0,45	≤0,4	0,60-0,90	≤0,035	0,90-1,20	0,15-0,30	-	-
51CrV4	0,47-0,55	≤0,4	0,70-1,10	≤0,035	0,90-1,20	-	-	0,10-0,25



3. ábra 42CrMo4 Jominy eredmények



4. ábra 51CrV4 Jominy eredmények

Kritikus átmérő számítás a Jominy eredményekből

A Jominy vizsgálat után kiszámítottuk az eredmények alapján a kritikus átmérőt. Ennek meghatározásához először az 50% martenzithez tartozó kritikus keménységre van szükség (4. táblázat).

4. táblázat A kritikus keménység értékei

	C, %	HRC	HV
C45	0,42	44,5	440
	0,46	46,4	465
	0,5	48	485
42CrMo4	0,38	42,6	418
	0,415	44,3	438
51CrV4	0,45	46	460
	0,47	46,9	470
	0,51	48,5	492
	0,55	50	512

Ennek ismeretében meghatározható a kritikus távolság értéke a Jominy görbén, majd ezután a kritikus átmérő (6. táblázat). Az ily módon meghatározott értékek voltak a számítások során a viszonyítási pontok.

6. táblázat A kritikus távolság és átmérő értékei

	C, %	l_{krit} , mm	D_{krit} , mm		
			Víz	Olaj	Levegő
C45	0,42	3,45	16,90	9,20	-
	0,46	3,28	15,90	8,70	-
	0,5	3,13	15,20	8,30	-
42CrMo4	0,38	17,15	63,00	46,00	5,50
	0,415	15,83	60,00	42,00	5,00
	0,45	14,55	52,00	37,00	4,30
51CrV4	0,47	25,20	83,00	68,00	8,60
	0,51	23,18	76,00	62,00	7,60
	0,55	21,30	72,00	58,00	6,90

2.2. Számítási eredmények

A kísérletek elvégzése után kiszámítottuk a fent ismertetett módszerekkel a kritikus átmérőt. A számítási módszerek során további változó az austenit szemcseméret, amelynek két lehetséges értékével végeztük el a számításokat: $n=6$ és $n=7$.

Grossman módszer

A Grossman módszerrel meghatározott kritikus átmérők értékeit tartalmazza a 7-9. táblázat.

7. táblázat Grossman módszer, C45

Kémiai összetétel	n	D_i , mm	D_{krit} , mm		
			Víz	Olaj	Levegő
Alsó határérték	6	18,4443	10,17	5,05	2,29
	7	17,0780	9,11	5,00	2,05
Középső határérték	6	50,8617	40,00	28,82	8,00
	7	47,0942	36,79	26,17	7,35
Felső határérték	6	116,9539	106	86	35
	7	108,2907	99	79	33

8. táblázat Grossman módszer, 42CrMo4

Kémiai összetétel	n	D_i , mm	D_{krit} , mm		
			Víz	Olaj	Levegő
Alsó határérték	6	90,6691	81	64	25
	7	83,9529	76	58	22
Középső határérték	6	168,7088	156	136	65
	7	156,2119	143	125	57
Felső határérték	6	292,2612	-	-	-
	7	270,6122	-	-	-

9. táblázat Grossman módszer, 51CrV4

Kémiai összetétel	n	D_i , mm	D_{krit} , mm		
			Víz	Olaj	Levegő
Alsó határérték	6	76,6723	68	51	17
	7	70,9929	64	47	15
Középső határérték	6	126,1356	122	103	45
	7	116,7922	107	88	37
Felső határérték	6	195,4681	-	-	-
	7	180,9889	-	-	-

Moser-Legat módszer

A Moser-Legat módszer eredményei a 10-12. táblázatban találhatóak.

10. táblázat Moser-Legat módszer, C45

Kémiai összetétel	n	D_i , mm	D_{krit} , mm		
			Víz	Olaj	Levegő
Alsó határérték	6	24,5675	15,8	9,5	3,5
	7	23,4114	15,0	8,9	3,2
Középső határérték	6	41,2952	31,1	21,2	7,2
	7	39,3519	29,0	19,7	5,9
Felső határérték	6	69,1497	61	45	15
	7	65,8956	58	43	14

11. táblázat Moser-Legat módszer, 42CrMo4

Kémiai összetétel	n	D_i , mm	D_{krit} , mm		
			Víz	Olaj	Levegő
Alsó határérték	6	59,6885	52	37	11
	7	56,8796	48	35	10
Középső határérték	6	92,0037	83	64	25
	7	87,6741	79	61	24
Felső határérték	6	141,3089	131	111	49
	7	134,6591	124	105	45

12. táblázat Moser-Legat módszer, 51CrV4

Kémiai összetétel	n	D_i , mm	D_{krit} , mm		
			Víz	Olaj	Levegő
Alsó határérték	6	60,1458	53	38	12
	7	57,3154	49	36	10
Középső határérték	6	87,9635	79	62	24
	7	83,8240	76	58	23
Felső határérték	6	128,2507	117	98	42
	7	122,2154	112	93	39

Just módszer

A Just által megadott összefüggések mellett mindig szerepel egy alkalmazhatósági határérték a kémiai összetételre vonatkozóan (3. táblázat). Az általunk használt anyagminőségek közül a C45 nem felel meg az alkalmazhatósági határoknak, így ezt a módszert a 42CrMo4 és az 51CrV4 anyagminőségre alkalmaztuk. Mindkét anyag nemesíthető. Ezek figyelembevételével az alábbi számításokat végeztük el:

- az általános, acélokra vonatkozó képletet használtuk, kétféle ($n=6, 7$) szemcsemérettel (J_{6-40})
- a nemesíthető acélokra vonatkozó képletet (J_{6-80})
- az 1% Cr tartalmú acélokra vonatkozó változó szorzótényezőket tartalmazó táblázatot (továbbiakban: változó szorzók).

13. táblázat Just módszer, 42CrMo4

C, %	D _{krit} , mm			
	J6-80, n=6			
	l _{krit} , mm	Víz	Olaj	Levegő
0,38	36,15	115,00	97,00	12,80
0,415	32,50	103,00	86,00	11,30
0,45	25,55	86,00	68,50	8,60
J6-80, n=7				
0,38	33,15	108,00	90,00	11,80
0,415	27,90	92,00	74,00	9,60
0,45	23,75	75,00	60,80	7,30
J6-40				
0,38	37,30	118,00	99,50	13,20
0,415	30,10	99,00	79,50	10,50
0,45	25,50	81,50	67,50	8,50
Változó szorzók				
0,38	18,45	65,50	48,00	6,00
0,415	17,20	63,00	46,00	5,50
0,45	15,90	59,50	42,00	4,90

2.3. A mérési és számítási eredmények összehasonlítása

A számítások után a munka legfontosabb része a kísérleti és a számítási eredménye összehasonlítása.

Az összehasonlításkor figyelembe kell venni, hogy kétféle módszercsoporttal próbáltuk megközelíteni a kísérleti eredményeket. Az egyik csoportba tartoztak a közvetlenül a kritikus átmérő meghatározására szolgáló módszerek: a Grossman valamint a Moser-Legat. Az elméleti módszerek másik csoportját a Just képlet különböző változatai alkotják. Ahol lehetséges volt, igyekeztünk kijelölni mindkét csoportból a kísérleti eredményeket legjobban megközelítő módszert.

14. táblázat Just módszer, 51CrV4

C, %	D _{krit} , mm			
	J6-80, n=6			
	l _{krit} , mm	Víz	Olaj	Levegő
0,47	23,70	78,00	65,00	7,90
0,51	20,50	70,00	55,00	6,80
0,55	17,94	64,50	47,50	5,90
J6-80, n=7				
0,47	22,00	73,00	59,00	7,10
0,51	19,05	68,00	51,00	6,20
0,55	16,64	61,00	48,00	5,20
J6-40				
0,47	31,00	99,90	81,00	10,80
0,51	26,35	87,00	70,00	9,00
0,55	23,06	77,00	62,00	7,60
Változó szorzók				
0,47	17,85	68,00	51,00	5,70
0,51	16,10	60,00	42,50	5,10
0,55	14,50	53,00	37,50	4,40

Abban az esetben, ha két módszer is megközelítette a módszercsoportból a kísérleti eredményeket úgy, hogy az egyik kisebb volt a másik pedig nagyobb, akkor a kettő közül a kisebbet választottuk. Ennek oka az volt, hogy ha egy adott felhasználó csak a számítási eredmények alapján dönti el, hogy melyik anyagminőséget válassza, ha az adott anyag esetében a ténylegesnél kisebb érték alapján hoz döntést, akkor a tényleges használat esetén nem fordulhat az elő, hogy az edzés során a számítás pontatlansága miatt nem edződik be a kiszámított keresztmetszet.

Először nézzük meg a C45 anyagminőség eredményeit. Bár a számításokat víz, olaj és levegő esetére is elvégeztük, azonban csak a víz és olaj eredmények használhatók fel, mivel a C45 acél nem edzhető levegőn. Az összehasonlítás eredményeként megállapítható, hogy a Moser-Legat módszer ebben az esetben jobban alkalmazható, mivel azok az eredmények állnak a legközelebb a vizsgálat eredményeihez. A két eredmény közül is a kisebb szemcsemérettel kapott eredmények közelebb állnak a mért értékekhez. Fontos azonban azt is megfigyelni, hogy a legközelebb az eredmények az ötvözetartalom alsó határértékének használatával állnak. Ha összehasonlítjuk a különböző módszerek eredményeit olajhűtés esetén, akkor ebben az esetben is a Moser-Legat összefüggés bizonyul jobban alkalmazhatónak. Nem lehet azonban eldönteni egyértelműen, hogy melyik szemcseméret a megfelelőbb. A 42CrMo4 esetében mindhárom hűtési módnál a kapott értékeket a mért értékkel összehasonlítva elmondható,

hogy a Moser-Legat módszer ebben az esetben is jobbnak bizonyul, mint a Grossman módszer. A Just képletek közül egyértelműen a változó szorzók módszere a legjobb.

51CrV4 anyagminőség esetében a víz és olajhűtésre vonatkozó eredmények összehasonlításakor elmondható, hogy a Grossman módszer, és a Just képlet általános acélokra vonatkozó változata a két legmegfelelőbb. Mindkét esetben a 6-os szemcseméret számítási eredményei állnak legközelebb a vizsgálati eredményekhez. 51CrV4 anyagminőség levegőhűtésre vonatkozó eredményeit összehasonlítva elmondható, hogy ebben az esetben a Moser-Legat módszer valamint a Just képlet általános alakja adja a legjobb közelítést.

3. ÖSSZEFOGLALÁS

Az eredmények hasznosíthatóságának összefoglalásaként elmondható, hogy C45 anyagminőség esetében a Grossman módszer a legmegfelelőbb, míg 42CrMo4 esetében a Just képlet változó szorzótényezőket alkalmazó változata. 51CrV4 anyagminőség esetében pedig a Just képlet általános, acélokra vonatkozó alakja.

Meg kell jegyezni, hogy míg a Moser-Legat módszer csak az alsó határérték alkalmazása esetén közelítette meg a vizsgálati eredményeket, addig a Just képlet mindhárom esetben jó közelítést adott. Ez az eredmény azért is indokolt, mert a kohászatban általában az acélokat az alsó összetételi határnak megfelelően törekednek gyártani, hogy az esetleges eltérések esetében biztosan megfeleljen a szabványban előírt értékhatároknak. Ez abból adódik, hogy utólag ötvözöt még lehet hozzáadni, de kivenni már nem.

Fontos itt elmondani, hogy a számítási eredmények nagy intervallumban történő elhelyezkedésének legfőbb oka a pontos kémiai összetétel ismeretének hiánya. Az acél gyártásakor adagelemzéssel mért vagy utólagos anyagvizsgálati módszerekkel meghatározott kémiai összetétel ismeretében pontosabb eredményeket lehetett volna kapni. Tapasztalati tény, hogy egy empirikus módszer egy adott üzemben megfelelő pontosságú becslést nyújt, amennyiben az alkalmazott összefüggések a saját kísérleti, gyártási adatokra épülnek.

Az empirikus módszerek segítségével akár már az acél gyártási folyamatának során lehetőség van a beavatkozás-

ra, az átédzhetőség befolyásolására megfelelő ötvözőelemek adagolásával.

A fentiek alapján elmondható, hogy az anyagminőségek pontos kémiai összetételének ismeretében a számítási módszerek megfelelő közelítő információt adhatnak az anyag átédzhetőségéről. Az anyag kiválasztás után szükség lehet az acél átédzhetőségének pontos ismeretére. Ennek megállapításához a legpontosabb a kísérleti módszer, a Jominy vizsgálat.

4. IRODALOM

- [1] Dr Verő József - Dr Káldor Mihály: Vasötvözetek Fémtena, Műszaki Könyvkiadó, Budapest, (1971), p113-123.
- [2] Lizák József: Hőkezelés Gyakorlati segédlet, Nemzeti Tankönyvkiadó, Budapest, (1996), p95-106.
- [3] Dr. Bagyinszki Gyula: Anyagtechnológia alapjai II., Budapest, (2010)
- [4] Dr Zorkóczy Béla: Metallográfia és Anyagvizsgálat, Hőkezelés, Anyagvizsgálat, Tankönyvkiadó, Budapest, (1965)
- [5] Dr Szombatfalvy Árpád: Az Acélok Edzhetősége (Műszaki Könyvkiadó, Budapest, (1967), p17-23.
- [6] University of Cambridge: The Jominy End Quench Test, April 2004
- [7] George Krauss: Principles of Heat Treatment of Steel, American Society for Metals, Metal Park, Ohio 44073, p136-160.
- [8] George E. Totten, Maurice H. Howes: Steel Heat Treatment Hand-book, 1997, Bozidar Liscic: Hardenability, publisher: Marsher Dekker, p93-156.
- [9] E. Just: Formel der Hartbarkeit, Härtereitechnische Mitteilungen 23(2), 1968, p85-100. 70
- [10] A. Moser, A. Legat: Die Berechnung der Härtebarkeit aus der chemischen Zusammensetzung, Härtereitechnische Mitteilungen 24 (2), 1969. p100-105.

KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

„A bemutatott kutató munka a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 jelű projekt részeként az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósult meg.”

AZ ÉRDESSÉGMÉRÉS ALKALMAZHATÓSÁGÁNAK LEHETŐSÉGEI ÉS KORLÁTAI MŰSZAKI KERÁMIÁK KOPÁSVIZSGÁLATA SORÁN

THE POSSIBILITIES AND PROBLEMS OF ROUGHNESS MEASUREMENTS IN CASE OF CERAMICS WEAR TESTING

Koncsik Zsuzsanna¹, Molnár Viktor², Marosné Berkes Mária³, Kuzsella László⁴

ABSTRACT

Roughness and tribological tests of silicon-nitride composites with different amount of C-nanotubes were carried out. The basic aim of the investigation was to determine what are the possibilities and problems in the roughness measurement in case of ceramic wear. For this reason the initial two- and three dimensional roughness parameters of the samples ($R_a - S_a$, $R_z - S_z$, $P - S_{mc}$ at a given bearing ratio or material ratio), and the worn volume was measured using roughness measurement technics.

1. BEVEZETÉS

A műszaki kerámiák kedvező mechanikai tulajdonságaiknak köszönhetően – nagy keménység, hőszokkállóság, hőállóság, kis sűrűség – nagy hőmérsékletű, kopásnak kitett alkalmazásokban képesek leginkább a fémes alkatrészek helyettesítésére. Napjaink anyagtechnológiai fejlesztései a kerámiák terén is a kompozit anyagok létrehozása irányában bővül, biztosítva ezzel egy-egy alkalmazásban nélkülözhetetlen tulajdonságot, különleges tulajdonság-kombinációt. Ilyen például a szilárd fázisú önkenés lehetősége kopási alkalmazásokban, elektromosan vezető kerámia anyag létrehozása különösen nagy hőmérsékletű igénybevételeknél, repedésterjedést akadályozó fázis adagolása a kedvezőbb törési szívósság elérése érdekében.

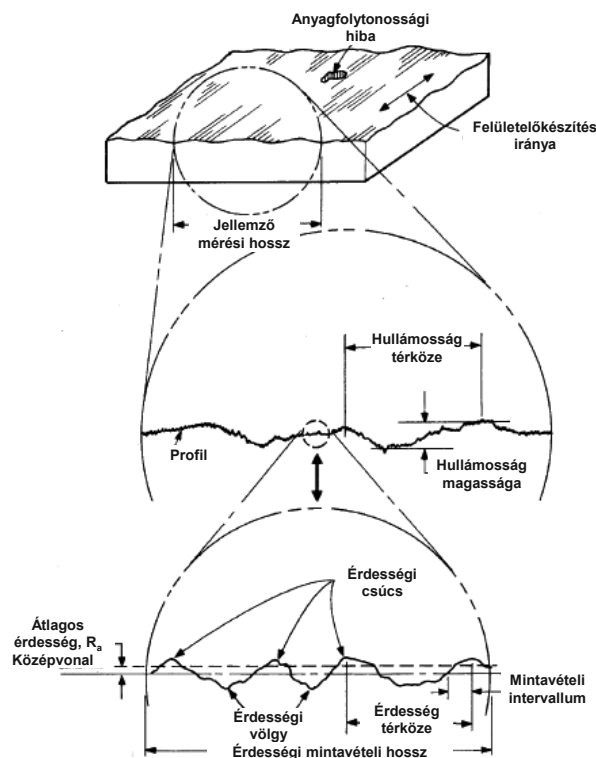
Az új anyagtechnológiai fejlesztések eredményeként létrejövő kerámia kompozitok tribológiai viselkedésének vizsgálata éppen ezért napjaink egyik fontos, meghatározó kutatási területe.

Minden tribológiai rendszer egy összetett rendszer, amelyben több befolyásoló tényező egyidejűleg határozza meg egy adott anyag és a kopási ellenpárja közötti kopási viselkedést. A számos befolyásoló tényező közül a kopással szembeni ellenállás szempontjából az egyik legmeghatározóbb szerepet az érintkező felületek érdessége játssza.

A cikk fő témája a háromdimenziós konfokális érdességmérés alkalmazási lehetőségeinek és korlátainak bemutatása, egy új anyagtechnológiai fejlesztésű, többfalú karbon-nanocsővel adalékolt szilícium-nitrid mintákon végzett, pin-on-disc elvű kopásvizsgálat során.

2. ELMÉLETI MEGFONTOLÁSOK

A tribológiai alkalmazások és kísérletek során felületek kerülnek egymással kapcsolatba, amely felületek fizikai és kémiai tulajdonságainak ismerete kulcsfontosságú. A számos fizikai tulajdonság közül jelen cikk a felületek geometriai megjelenésével foglalkozik, azon belül is a felületi textúra – 1. ábra – hullámossági és érdességi paraméterei közül bővebben a felületi érdességi paraméterek változásával, mérési lehetőségeivel és nehézségeivel.



1. ábra. A felületek textúrája [1]

¹ tanársegéd, Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék

² egyetemi adjunktus, Miskolci Egyetem, Gépgyártástechnológiai Tanszék

³ egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék

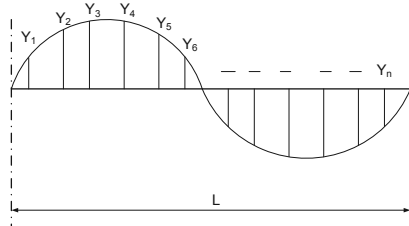
⁴ egyetemi adjunktus, Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék

A felületek jellemzése egyrészt a vizsgálatok megkezdése előtt, a kiinduló érdességi paraméterek megadásával lehetséges, mindkét érintkező párra vonatkozóan, másrészt ez a kiinduló érdesség fog változni a kopásvizsgálat során, az uralkodó kopási mechanizmustól függően az érdességi csúcsok letöredezésével, vagy éppen képlékeny alakváltozásával [2].

Ebben a cikkben kizárólag pin-on-disc jellegű kopásvizsgálatra korlátozódnak a vizsgálati eredmények. A kopásvizsgálat során keletkező kopásnyom, illetve a kopásnyomból kikopott anyag térfogata több módszerrel jellemezhető. Amennyiben a kikopott térfogat kellően nagy, úgy a tömegmérés a vizsgálat előtt és a vizsgálatot követően megfelelő mérési módszerrel lehet. Műszaki kerámiáknál azonban az a tapasztalat, hogy hosszabb távú, és nagyobb terhelőerővel végzett vizsgálatok esetén sem jön létre akkora anyagvesztés, amely legalább 10-100 mg tömegű anyag kikopását eredményezné, így a tömegmérés pontatlan módszernek bizonyul. Ilyen esetekben a felületen keletkező kopásnyom térfogatát szintén érdességméréssel határozhatjuk meg.

2.1. A kiinduló felületek érdességének jellemzése

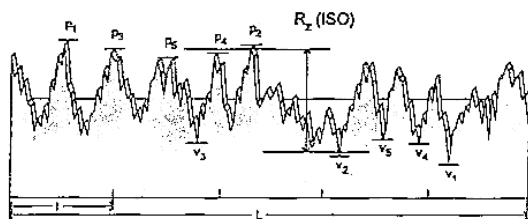
A mérnöki gyakorlatban anyagminőségtől függetlenül a felületek érdességének meghatározásakor a kétdimenziós mérőszámok közül két jellemző paramétert, az R_a és az R_z értékét adják meg. Az R_a , átlagos érdesség matematikailag egy átlagértéket jelent – 2. ábra –, a teljes mért kétdimenziós profil hosszán.



2. ábra. Az R_a érték matematikai származtatása [3]

$$R_a = \frac{|y_1| + |y_2| + \dots + |y_n|}{n} \quad (1)$$

Az R_z értéket más néven "10 pont magasság"-nak is nevezik, amelynek számítása során a vizsgált profilhosszon az 5 legmagasabb és az 5 legmélyebb pont középvonalától mért átlagát értjük (ld. 3. ábra).



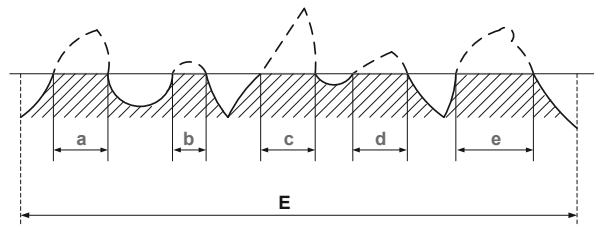
3. ábra. Az R_z érték matematikai származtatása [3]

Ezt a paramétert különösen nagyon rövid profilhosszak mérése esetén célszerű alkalmazni [4].

Az R_z számítására szolgáló összefüggés:

$$R_z = \frac{p_1 + p_2 + p_3 + p_4 + p_5 + v_1 + v_2 + v_3 + v_4 + v_5}{10} \quad (2)$$

Ezen két általános érdességi paraméteren túl, a műszaki kerámiákon végzett megelőző kopásvizsgálataink során bebizonyítottuk [2], hogy egy további érdességi paraméter, a hordozóhossz szorosabb kapcsolatba hozható a kopási tényező várható értékével. A hordozóhossz az a tényleges hossz a lemért profilon, amelyen az érintkező ellentest ténylegesen elmozdul, tehát az anyag kopása szempontjából mérhető felülete. Az érdességi csúcsok kopásának előrehaladtával a hordozóhosszat jelölő vonal egyre mélyebbre húzódik a profilon, illetve hossza egyre növekszik. Ez az R_{mr} – vagy más irodalmak jelölése szerint t_p –, úgynevezett anyaghányad, amelynek értékét %-ban fejezzük ki, a hordozó felület hosszának aránya a profil hosszához képest, egy adott mélységben a profil legmagasabb csúcsától mérve.



4. ábra. Az R_{mr} érték származtatása [3]

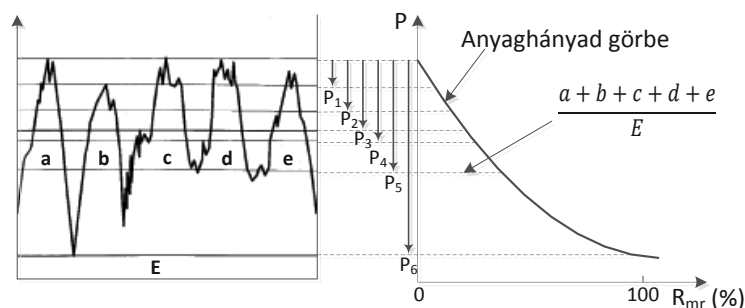
Az R_{mr} értéket matematikailag az alábbi összefüggés segítségével határozzuk meg:

$$R_{mr} = \frac{a + b + c + d + e}{E} \cdot 100\% \quad (3)$$

Az R_{mr} érték alkalmazásának korlátai a kopásvizsgálatok során a következők [4]:

- A hordozóhossz értéke egy hosszra vonatkoztatott hányadot jelent, nem a felület egy területére.
- Az R_{mr} értéke egy viszonylag rövid profil alapján határozható meg, nem veszi figyelembe a hullámosságból és egyéb geometriai adottságból eredő sajátosságokat.
- A gyakorlatban két érintkező felületről van szó, mindkettő hordozóhossza szerepet játszik a kopási folyamatban.

Az 5. ábrán feltüntetett R_{mr} érték, illetve a függőleges tengelyen feltüntetett mélység érték, P, amely például megadja, hogy a legmagasabb csúcstól mérve milyen mélységben érjük el az 50, illetve a 100 %-os hordozóhossz értéket szintén hasznos információkat hordoz a kopási folyamat szempontjából.

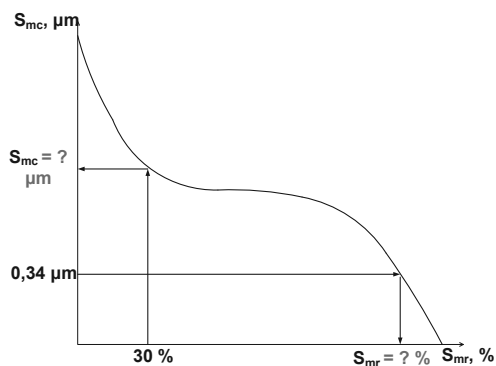


5. ábra. Az anyag-hányad görbe és az R_{mr} értékek [5]

Napjainkban a kétdimenziós letapogató tüvel ellátott profilométerek mellett egyre inkább teret hódítanak a háromdimenziós érdességmérő berendezések, amelyek akár érintkezéssel, akár érintkezés nélkül képesek egy választott nagyságú felület térbeli érdességi paramétereinek meghatározására. A kétdimenziós érdességi paraméterekkel analóg módon itt is beszélhetünk felületi átlagos érdességről, S_a [6]:

$$S_a = \frac{1}{A} \iint_A |z(x, y)| dx dy \quad (4)$$

illetve a kétdimenziós R_z értéknek megfelelő S_z értékről, amely nem csupán 5 csúcs és 5 völgy adatait használja fel, hanem a teljes felület csúcsait és völgyeit figyelembe veszi. A teljes vizsgált felületre vonatkoztatott hordozóhossz értékét – 6. ábra – S_{mr} , vagy S_{mc} jelekkel jelöljük, attól függően, hogy a legmagasabb csúcstól mérve adott mélységben adjuk meg az anyaghányadot (S_{mr}), vagy egy adott anyaghányadhoz tartozóan vizsgáljuk, hogy azt az értéket milyen mélységben éri el (S_{mc}).

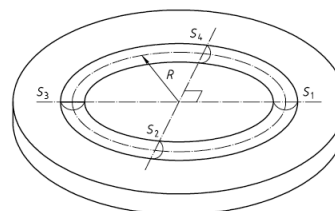


6. ábra. A térbeli hordozóhossz értékek [6]

2.2. A kikopott felületek érdességének jellemzése

A [7] szabvány kerámiákra vonatkozó pin-on-disc vagy ball-on-disc vizsgálatok esetén érvényes kopási tényező meghatározási módszere szerint a vizsgálat során a kikopott kopásnyom térfogatát kell meghatározni érdességmérő berendezés segítségével. A szabvány elsősorban a kétdimenziós érdességmérési módszerre vonatkozóan tartalmaz információt.

Kétdimenziós érdességmérés segítségével a kopásnyom 4 különböző sugárirányú metszetében – lehetőleg egymással 90° -os szöget bezáró, a vizsgált felületre merőleges síkmetszetekben kell lemérni a kopási kráter jellemzőit a 7. ábrán feltüntetett módon:



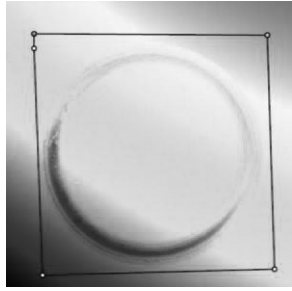
7. ábra. A kopásnyom jellemzése kétdimenziós profilométer segítségével [7]

Az S_1 - S_4 mért felület értékeit behelyettesítve a következő egyenletbe, a tárcsa alakú próbatest kikopott térfogatát kapjuk:

$$V_W = \frac{\pi \cdot R \cdot (S_1 + S_2 + S_3 + S_4)}{2}, [mm^3] \quad (5)$$

Az ellentest, vagyis jelen esetben a golyó kopásának meghatározásához nem szükséges a kikopott felület érdességének meghatározása, elegendő egy mikroszkópi méretvétel a keletkezett ellipszis két átlója hosszának meghatározásához.

A szabvány ajánlásain túlmenően a háromdimenziós érdességmérő berendezés kiértékelő szoftvere alkalmas a teljes kikopott felület egyidejű kiértékelésére, megadva ezzel az adott felületen belül található, a felbontásnak megfelelő összes érdességi völgy térfogatát. Ez egyrészt pontosabb mérést tesz lehetővé, hiszen míg a kétdimenziós profilok segítségével mindössze 4 helyen mérjük meg a kopási kráter jellemzőit, addig a teljes felület elemzésével a kopási kráter teljes egészére vonatkozóan kapunk információt. A mérés pontatlansága is ebből az előnyből ered, hiszen a kiértékelés során nem tudjuk pontosan a kopásnyomot megadni, hanem egy négyzetes felületet jelölünk ki – 8. ábra –, amelyen belül található összes mélyedés térfogatát számítja a szoftver, nemcsak a kopásnyom mélyedését.

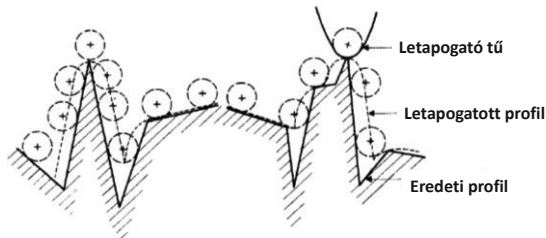


8. ábra. A kopásnyom jellemzése háromdimenziós érdességmérő segítségével

Ezen túlmenően, míg a kétdimenziós mérés esetén meg tudjuk adni azt a referencia vonalat, amely a kiinduló felületet reprezentálja, addig a háromdimenziós mérés során a szoftver automatikusan választja ki az eredeti felszín referenciasíkját.

A módszer előnye továbbá, hogy a szoftveres mérés megadja a vizsgált felületen található legmélyebb pont adatait, amit kétdimenziós profilométer használatakor csak kicsiny valószínűséggel találunk meg.

A háromdimenziós érdességmérés további előnye, különösen, ha nem érintkező módon végezzük a vizsgálatot, hogy gyakorlatilag bármely kis átmérővel jellemezhető érdességi völgy vizsgálható, olyan is, amely a kétdimenziós profilométer érintőtűjének lekerekítési sugara miatt eddig nem volt észlelhető, lásd 9. ábra.



9. ábra. Az érintőtűvel rendelkező profilométer letapogatási hibája [3]

3. KÍSÉRLETI MUNKA

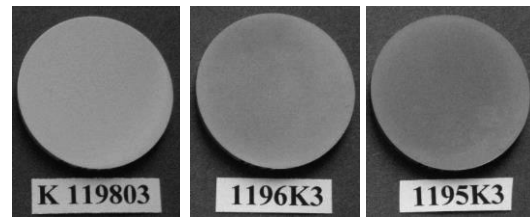
3.1. Kísérleti próbatetek

A kísérleti anyagokat a Magyar Tudományos Akadémia Természettudományi Kutatóközpont Műszaki Fizikai és Anyagtudományi Kutatóintézet Kerámiák és Nanokompozitok Osztályán gyártották.

A referenciaként szolgáló monolitikus szilícium-nitrid mintán kívül kétféle, különböző mennyiségű – 1, illetve 2 térfogat % – többfalú karbon-nanocsövet (MWCNT) tartalmazó mintát (ld. 10. ábra) vizsgáltunk. A kiinduló alapanyagok pontos kémiai összetételét az 1. táblázat tartalmazza.

A kiindulási porkeveréket Attritor malomban örlötték 5 órán keresztül vízben, 3000 percenkénti fordulatszám alkalmazásával. Szárítás után 100 µm lyukméretű szitán átszitálták. A porok formázása 200 MPa nyomáson,

hidegpreléssel történt. A szinterelést 1700 °C-on, 20 MPa nyomáson, nitrogén gázban végezték, 3 órán keresztül.



10. ábra. A vizsgált próbatetek (balról jobbra növekvő MWCNT tartalommal)

1. táblázat: A minták kémiai összetétele

Próba testek	Kémiai összetétel			
	Si ₃ N ₄ (tf %)	Al ₂ O ₃ (tf %)	Y ₂ O ₃ (tf %)	C-nanocső (tf %)
0% MWCNT	90	4	6	0
1% MWCNT	89	4	6	1
2% MWCNT	88	4	6	2

A próbatetek felületét saját program szerint 5 lépésben készítettük elő a kopásvizsgálatokhoz [8]. A felület előkészítés a durva csiszolástól kezdve a nanokompozitoknál szükséges néhány század mikron szemcseméretű szuszpenzióval végzett polírozásig terjedt.

3.2. Vizsgálati módszerek

A próbatetekeken végzett vizsgálatok körét alapvetően két csoportra oszthatjuk: érdességi vizsgálatok, illetve tribológiai vizsgálatok. Az érdességi vizsgálatokat szintén két részre oszthatjuk: az elméleti megfontolások fejezetben tett megállapításoknak megfelelően érdességi vizsgálatokat végeztünk a kiinduló felületeken, illetve a koptatott felületeken.

A kiinduló felületeken 3-3 db, 3 mm hosszúságú profilt vettünk fel AltiSurf típusú konfokális háromdimenziós érdességmérő berendezés segítségével. A profilokhoz tartozó kétdimenziós érdességi mérőszámokat a mérőeszköz szoftvere segítségével számítottuk. Elemzéseink során az R_a átlagos érdesség, az R_z 10 pont magasság, illetve az R_{mr} hordozóhossz értékeit vettük figyelembe.

Ezen túlmenően egy 2 mm × 2 mm-es nagyságú területen a felületek háromdimenziós felületi érdességi paramétereit is vizsgáltuk, és szoftveresen meghatároztuk az S_a, átlagos érdesség, az S_z, „maximális érdesség” és az S_{mr}, hordozóhossz értékeit.

A koptatott felületek érdességi vizsgálatát szintén a háromdimenziós vizsgálatra alkalmas AltiSurf érdességmérő berendezés konfokális letapogató opciójával végeztük el, többféle módszert alkalmazva. A felület letapogatását követően egyrészt szoftveresen kiértékeljük a felületi bemélyedések összegzett értékét, ahogyan azt a 8. ábra szemlélteti, majd ennek

segítségével számítottuk a kikopott térfogat nagyságát. Másrészt a [7] szabványnak megfelelően 4 helyen meghatároztuk a kopásnyomok kétdimenziós profilját, majd ebből a kikopott térfogat értékét az (5) egyenletnek megfelelően. A minél pontosabb eredmények, valamint a két-, illetve háromdimenziós mérés jobb összehasonlíthatósága érdekében további 4 helyen is mértünk kétdimenziós profil-metszetet a kopásnyomban, és ebből is számítottunk kikopott térfogat értékeket.

A megfelelően előkészített felületeket pin-on-disc eljárással koptattuk. A vizsgálat során alkalmazott berendezés egy CETR-UNMT 1 típusú multifunkcionális mikro-nano felületvizsgáló berendezés volt. A vizsgálat paraméterei:

- ellentest: SiC golyó, $r = 5,545$ mm;
- alkalmazott terhelőerő: 40 N;
- vizsgálati sebesség: 100 mm/s = 318 ford/perc;
- vizsgálati úthossz: 100 m;
- a kopásnyom sugara: 3 mm;
- laborkörülmények:
szobahőmérséklet, 50% relatív páratartalom.

Mindhárom összetétel esetén 3-3 tribológiai mérést végeztünk a fenti paraméterekkel.

3.3. Vizsgálati eredmények

A próbatestek kiindulási állapotát a 2. táblázatban közölt három különböző kétdimenziós érdességi paraméterrel jellemeztük. A feltüntetett értékek három mérés átlagát képviselik.

2. táblázat. A kétdimenziós érdességi jellemzők kiinduló értékei

MWCNT tartalom	R_a , nm	R_z , nm	P, μm , ha $R_{mr}=50\%$	P, μm , ha $R_{mr}=100\%$
0 %	13,95	82,8	0,24	0,39
1 %	22	151,71	0,61	0,90
2 %	28	162,42	0,37	0,62

A kétdimenziós érdességi paraméterek kiinduló értékei alapján megállapítható, hogy a hagyományos érdességi paraméterek – vagyis az R_a és az R_z értékek – a karbon- nanocső tartalom növekedésével növekvő tendenciát mutatnak. Az érdességi paraméterek számszerű értékei alapján a felület előkészítés sikeresnek minősíthető, így a pin-on-disc elvű tribológiai vizsgálatok elvégezhetőek a próbatestek előkészített felületén. A hordozóhosszra vonatkozó érték, vagyis az a P mélység, ahol az anyaghányad 50, illetve 100%, az 1% karbon-nanocsövet tartalmazó minta esetében növekszik, és ismételt csökkenést mutat a 2% karbon-nanocsövet tartalmazó minta esetében. A hordozóhossz értékek tekintetében ugyanerre a következtetésre jutnánk, ha az adott mélységben az anyaghányad értékeket hasonlítanánk össze.

Az eredmények alapján megállapítható, hogy az 1% karbon-nanocsövet tartalmazó mintán a felület előkészítést követően mélyebb anyag-folytonossági hiányok maradtak vissza, mint a másik két minta esetében. Mivel a felület előkészítés különböző lépései abrazív tribológiai igénybevételt valósítanak meg, így ennek a jelenségnek a fellépésére a tribológiai vizsgálatoknál is számítani lehet.

A háromdimenziós mérések során a kétdimenziós mérőszámoknak megfelelően érdességi paraméter értékeket határoztuk meg. Ennek megfelelően a 2. táblázatban megadott jellemzők háromdimenziós értékeit a 3. táblázat tartalmazza.

3. táblázat. Háromdimenziós érdességi jellemzők kiinduló értékei

MWCNT tartalom	S_a , μm	S_z , μm	S_{mc} , μm , ha $S_{mr}=50\%$	S_{mc} , μm , ha $S_{mr}=100\%$
0 %	1,94	23,24	0,0069	8,1851
1 %	4,6	26,92	0,0571	13,1657
2 %	1,92	81,71	0,2316	7,3794

A táblázat eredményeiből megállapítható, hogy míg az S_z érdességi illetve a 100% anyaghányadhoz tartozó S_{mc} mélységi értékek hasonló tendenciát mutatnak, mint a kétdimenziós esetben, addig az S_a átlagos érdességi paraméter eltérő módon változik, vagyis háromdimenziós jellemzőskor a karbon-nanocső 1%-os mennyisége az adalékolatlan mintához képest rontja, a 2% MWCNT hozzáadása javítja a felületi érdességet. A hordozófelületet jellemző paraméterek közül az 50% anyaghányadhoz tartozó S_{mc} mélység szintén növekvő tendenciát jelez a karbon nanocső tartalom növekedésével. Ez a mérési eredmény nem feltétlenül mond ellent a korábbi állításnak, miszerint az 1% karbon-nanocső tartalmú minta a felület előkészítést követően élesebb és mélyebb kitöredezéseket tartalmaz a felületén, mint a 2% MWCNT tartalmú. Elemezve ugyanis az $S_{mr}=100\%$ anyaghányadhoz tartozó S_{mc} mélységi értékeket ismét megállapítható, hogy az 1% karbon-nanocső tartalmú minta éri el a legnagyobb mélységben a 100% anyaghányad értékét.

A kiinduló két és háromdimenziós érdességi paraméterek meghatározása alapján a következő megállapítások tehetők, illetve a következő kérdések merülnek fel:

- A hagyományos R_a és R_z értékek megfelelő érdességi mérőszámnak bizonyulnak a felületelőkészítés hatékonyságának jellemzésére és annak eldöntésére, hogy a nanokompozit kerámiákon végzendő további mikro-nano felületvizsgálatok (tribológiai vizsgálat, keménységmérés, törési szívósság vizsgálat) az érdesség, mint befolyásoló paraméter hatása nélkül kivitelezhető-e?
- A kétdimenziós hordozóhossz értékeknek a tribológiai vizsgálatok során van jelentőségük. A korábbi vizsgálati tapasztalatok alapján

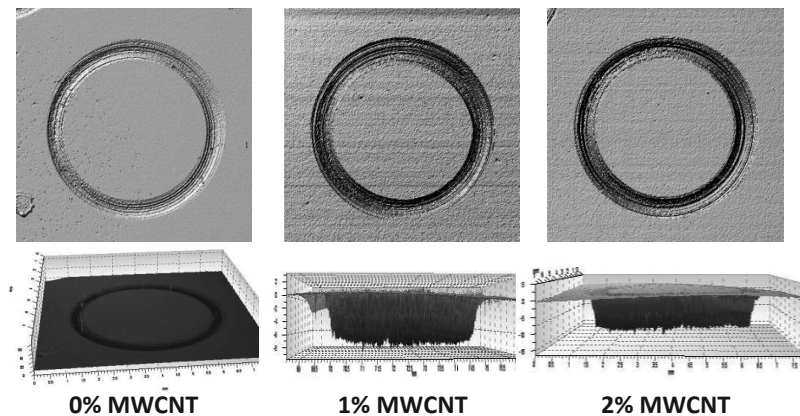
feltételeztük, hogy a tribológiai vizsgálati eredmények, elsősorban a kopási tényező valamint az érdességi mérőszámok között valamilyen korrelációs kapcsolatot fedezhetünk fel. A kérdés ebben az esetben az volt, hogy mely érdességi paraméter változása hozható leginkább kapcsolatba a kopási tényező értékekkel.

- A háromdimenziós érdességi paraméterek közül a leggyakrabban használt S_a mérőszám esetén az anyagösszetétel és az érdességi mérőszám közötti kapcsolat változása nem egyezik meg a kétdimenziós mérési eredmények által mutatott tendenciával. Így felmerül a kérdés, hogy mely vizsgálati eredmény a megbízhatóbb: a régen bevált kétdimenziós érdességi paraméter, vagy az újszerűnek tekinthető felületre kiterjedő háromdimenziós érdességi paraméter?
- Első közelítésben megállapítható, hogy a háromdimenziós érdességi paraméterek bizonyos szempontból pontosabb mérési eredménynek tekinthetők, hiszen nagyobb kiterjedésű területről adnak információt és ez az információ nemcsak

egy-egy profil-vonal szélességre vonatkozik, hanem a teljes felületen felvett profilseregre.

- Az S_{mc} értékek a teljes letapogatott felületre vonatkozóan adják meg a felületen mért legnagyobb csúcstól az anyag belseje felé, az érdességi völgy felé indulva az adott anyaghányadhoz, azaz hordozófelülethez tartozó mélység értékét. Ez a mérési módszer azon hibához vezethet, hogy a felületen található egyetlen magasabb – akár szennyeződésből származó – érdességi csúcs a teljes mérési eredményt befolyásolhatja. Ebből is következik, hogy a két-, illetve a háromdimenziós érdességi paraméterek az adott anyaghányadhoz tartozó mélység tekintetében nagymértékben eltérnek.

A kiinduló érdességi paramétereken túlmenően ugyancsak két- illetve háromdimenziós érdességmérés segítségével jellemeztük a pin-on-disc vizsgálatok során létrejött kopásnyomokat. A különböző mintákon kapott jellemző kopásnyomok háromdimenziós felvételeit a 11. ábra mutatja.



11. ábra. A három különböző összetételű próbatest egy-egy jellemző kopásnyoma

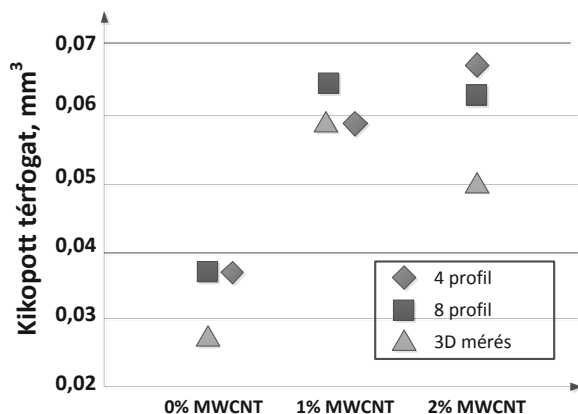
A kopásnyomokból kikopott anyag térfogatának meghatározását a 3.2 fejezetben foglaltaknak megfelelően három különböző módon végeztük el. A

kikopott térfogat értékeket és azok statisztikai elemzését a 4. táblázat tartalmazza.

4. táblázat. A különböző módszerekkel meghatározott kikopott térfogat értékek

MWCNT tartalom	Kikopott térfogat 4 mérésből, mm ³			Kikopott térfogat 8 mérésből, mm ³			Kikopott térfogat 3D mérés alapján, mm ³				
	átlag	szórás	var.	átlag	szórás	var.	mért	átlag	szórás	var.	
0%	0,037	0,003	8,49	0,035	0,003	8,71	0,025				
	0,037	0,003	9,00	0,035	0,003	8,28	0,027	0,027	0,002	7,11	
	0,035	0,002	6,10	0,038	0,004	10,38	0,029				
1%	0,060	0,009	15,21	0,059	0,011	18,91	0,05				
	0,046	0,002	5,08	0,052	0,011	21,62	0,04	0,06	0,013	23,10	
	0,069	0,011	16,74	0,082	0,022	26,92	0,07				
2%	0,058	0,006	9,65	0,055	0,007	12,14	0,04				
	0,068	0,002	3,19	0,063	0,006	8,93	0,05	0,05	0,006	12,61	
	0,071	0,003	4,81	0,073	0,007	9,23	0,06				

A három különböző elemzési módszernek köszönhetően három különböző eredmény sorozatot kaptunk. Az átlageredmények alakulását a 12. ábrán bemutatott diagram szemlélteti. Az ábra alapján megállapítható, hogy a 8 profilból és a háromdimenziós mérésből kapott kikopott térfogat eredmények alakulása hasonló tendenciát követ a kiértékelés során a három összetételre vonatkozóan, míg a szabvány szerint előírt 4 profilból történő elemzés tendenciája teljesen eltérő.



12. ábra. A három különböző összetételű minta kikopott térfogat értékei különböző módszerrel meghatározva

A három különböző mérőszám kapcsán ismét felmerül a kérdés, hogy melyik közelíti legjobban a valóságos helyzetet, melyik mérőszám adja a legmegbízhatóbb eredményeket?

Megállapítások, illetve kérdések a kikopott térfogat érdességméréssel történő meghatározására vonatkozóan:

- A kerámiák kopásvizsgálatára vonatkozó ISO 20808-as szabvány [7] rendelkezései szerint 4 db kétdimenziós profil alapján számított kikopott térfogat értékek megfelelő eredményt adnak a teljes kopásnyom vonatkozásában.
- Ha kétszer annyi kétdimenziós profilt elemzünk, feltételezhetjük, hogy ha nem is kétszer pontosabb, de pontosabb eredményt kapunk, mint a 4 mérésből nyert kikopott térfogat adatok.
- A 4 illetve 8 profil méréséből nyert eredményeket t-próbával összehasonlítva az egyes mintákra külön-külön azt a megállapítást tehetjük, hogy a mérési eredmények között nincs szignifikáns eltérés az adott ($\varepsilon/2=0,05$) szignifikancia szinten. A statisztikai elemzésen túlmenően, az összetétel függvényében a mérőszámokat elemezve mégis feltűnik egy különbség. Míg a 4 profilból mért kikopott térfogat adatok folyamatosan növekvő értékeket képviselnek a C-nanocső tartalom növekedésével, addig a 8 profilt elemző vizsgálat során a 2% C-nanocsövet tartalmazó minta esetében a kikopott térfogat értéke

javulást mutat. Ez az eltérés szignifikáns különbség lehet, összevetve a kiinduló érdességi adatokkal, amelyek a kopási folyamatot nagymértékben befolyásolják.

- Továbbmenvé, a 4, illetve a 8 db profilból számított átlageredmény alapján meghatározható kikopott térfogat értékeknél jóval pontosabb eredményt várhatunk a háromdimenziós érdességméréstől, amely nagyszámú profil figyelembevételével és kiértékelésével adja meg a kikopott térfogat értékét. A mérés problematikája, illetve határozatlan nagyságú pontatlansága – ahogyan arra korábban utaltunk –, abból ered, hogy egy adott terület (ld. 8. ábra) letapogatása után a kikopott térfogat értékét egy olyan bázisfelülethez viszonyítva számítja, amelyet a szoftver határoz meg, vagyis az a felület, ami eredetileg a minta felszínét képezte nem jelölhető ki manuálisan, mint referenci felület. A mérés pontatlanságának másik oka, hogy a szoftver által kiválasztott felszín alatti mélyedések, ún. érdességi völgyek nem csupán a kopásnyomba eső területek lehetnek, hanem a kopásnyomon kívül eső érdességi völgyek térfogatát is beleszámolja, ezzel növelve a kikopott térfogat értékét.
- Matematikai statisztikai elemzés, t-próba segítségével megállapítható, hogy a háromdimenziós mérési eredmények és a 4, illetve 8 profilból meghatározott kikopott térfogat értékek között a monolitikus és a 2% karbon-nanocső tartalmú minta esetében szignifikáns az eltérés az adott ($\varepsilon/2=0,05$) szignifikancia szinten, míg az 1% karbon-nanocső tartalmú minta esetében mindhárom mérési eredmény összevonható egy mintába, tehát közöttük az eltérés nem szignifikáns.
- A kikopott térfogat mért értékei alapján összefoglalóan megállapítható, hogy feltehetően a háromdimenziós érdességmérési vizsgálati módszer adja a legmegbízhatóbb eredményeket, ugyanakkor nem tudjuk számszerűsíteni a háromdimenziós mérés fent említett bizonytalanságából adódó hiba nagyságát. A mérési eredmények alapján viszont megállapítható, hogy a 4 profilból kétdimenziós méréssel meghatározott kikopott térfogat értékek kevésbé jellemzik a valós állapotot, így a szabvány által előírtakhoz képest eltérő mennyiségű, legalább kétszer annyi mérési ponton felvett kétdimenziós profil használata javasolható, mivel az így számított eredmények már jóval pontosabb eredményt szolgáltatnak. Bizonyíték erre a 8 profilból és a háromdimenziós mérésekből származó eredmények azonos tendenciája a különböző mintaösszetételek esetén.

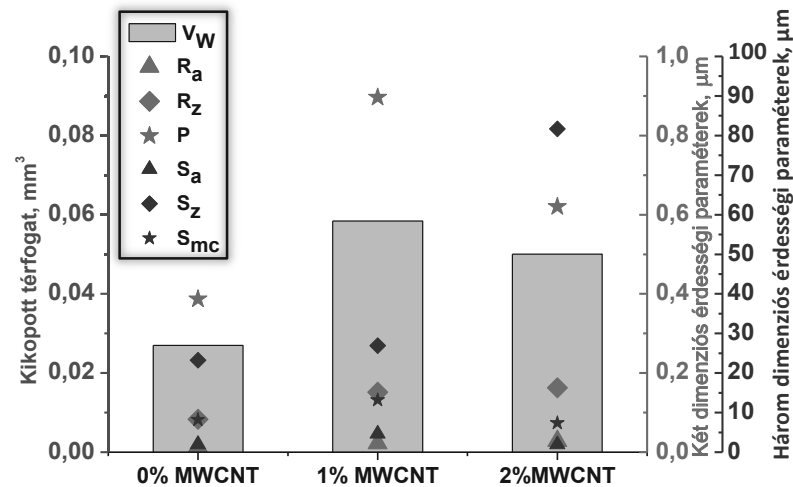
Az elvégzett elméleti és gyakorlati kísérleti munka további fontos kérdése, hogy a pin-on-disc

vizsgálatokkal meghatározott kikopott térfogat értékek, amelyek az adott anyagminőség tribológiai viselkedését jellemzik, melyik kiinduló érdességi mérőszámmal hozhatók kapcsolatba.

A kiinduló érdességi mérőszámok és a kikopott térfogat értékek közötti összefüggést a 13. ábra illusztrálja. A kikopott térfogat értékek elemzésekor a fenti megfontolások alapján a háromdimenziós értékeket vettük alapul. Ehhez hasonló tendenciát kaptunk volna a különböző anyagminőségek esetén,

ha a 8 profil mérésével kapott eredményeket használjuk, a 4 profilból számított eredményeket – amelyek egészen eltérő tendenciát mutattak – már az előző elemzéskor sem ítéltük kellően megbízhatónak.

A 13. ábrán a kétdimenziós érdességi paraméterek közül a mélység (P) értékét csak a 100% anyaghányadnál tüntettük fel. Ennek megfelelően a háromdimenziós eredmények közül is csak a 100% anyaghányadhoz tartozó S_{mc} értékeket ábrázoltuk.



13. ábra. A kikopott térfogat értékek és a kiinduló érdességi értékek közötti kapcsolat

A 13. ábrán látható eredmények alapján egyértelmű kapcsolat fedezhető fel a kikopott térfogat értékek és a 100%-os anyaghányadhoz, azaz hordozóhosszhoz tartozó mélység értékek között. A további érdességi paraméterek közül az R_z és S_z értékek illetve a kikopott térfogat között összefüggés nem mutatkozik a vizsgált anyag esetében, míg az átlagos érdességi paraméterek esetében a háromdimenziós S_a értékek ismét hasonló tendenciát mutatnak, mint a kikopott térfogat értékek. Ezen eredmények alapján megállapíthatjuk, hogy míg az átlagos (R_a , S_a), illetve a maximális érdességi értékek (R_z , S_z) megfelelő mérőszámnak bizonyultak a vizsgálandó felület előkészítésének megfelelőségére vonatkozóan, addig a tribológiai viselkedés és a hordozóhossz mérőszámok (P, S_{mc}) között egyértelmű kapcsolat áll fenn, így a tribológiai viselkedést ezen mérőszámok jól jellemzik.

A kapott eredmények fizikai hátterét elemezve a vizsgálati eredmények nem meglepőek, hiszen a kopás szempontjából mérvadó felület az egymáson elcsúszó darabok valóságos érintkezési felülete, amely fizikailag egyértelműen a hordozóhossz nagyságával jellemezhető.

4. ÖSSZEGRZÉS

A cikkben bemutatott kutatási munka keretében 1 és 2 tf% mennyiségű többfalú karbon nanocsővel erősített (MWCNT) szilícium-nitrid kerámia

kompozitok, valamint azonos mátrixösszetételű erősítetlen kerámia érdességi és tribológiai vizsgálatát végeztük el. A vizsgálat sorozat célja annak megállapítása volt, hogy az érdességmérés, mint vizsgálati technika milyen módon képes a kerámiák tribológiai vizsgálatait kiegészíteni. Ennek érdekében megmértük a vizsgálati mintadarabok kiinduló két- illetve háromdimenziós érdességi paramétereit (R_a - S_a , R_z - S_z , P- S_{mc} adott anyaghányad értékeknél), illetve a tribológiai vizsgálatot követően a kikopott térfogat értékét is érdességmérő berendezés segítségével határoztuk meg, különböző módszereket alkalmazva.

Az adott kerámia nanokompoziton végzett tribológiai és érdességi vizsgálatok alapján az alábbi megállapítások tehetőek, illetve az alábbi kérdések, problémák felvetése indokolt:

- A hagyományos módon meghatározott és legelterjedtebben használt R_a és R_z értékek megfelelő érdességi mérőszámnak bizonyulnak a felület előkészítés hatékonyságának megállapítására.
- Ezzel kapcsolatban kérdésként fogalmazható meg, hogy amennyiben a kétdimenziós mérőszámok helyett a háromdimenziós jellemzőket használjuk, található-e a hagyományos kétdimenziós érdességi paraméterek (R_a , R_z) és a háromdimenziós érdességi paraméterek (S_a , S_z) között számszerű összefüggés? Melyik mérőszám tekinthető

megbízhatóbbnak a néhány profil alapján a nm-es tartományba eső kétdimenziós értékek, vagy az adott felületen nagyszámú profilt figyelembe vevő, de a durvább, μm-es tartományba eső háromdimenziós értékek? A háromdimenziós mérőszámok bevezetése és használata során ezt az objektív körülményt – amely nagyságrendi eltérést eredményez a felület jellemzésére használt mérőszámokban – feltétlenül és körültekintően figyelembe kell venni.

- A hordozóhosszat, azaz az érintkezési felületet képviselő anyaghányadot jellemző két- és háromdimenziós mérőszámok (P , S_{mc}) megbízhatóságára vonatkozóan a kétdimenziós mérési eredményeket azért tekinthetjük mérvadóbbnak, mert azok egy-egy statisztikailag véletlenszerűen kiválasztott profil alapján jellemzik a felületet. Ezzel szemben a háromdimenziós méréstechnika a hordozóhossz számításakor nem hanyagolja el a felületen lévő egyedi geometriai anomáliákat, pl. szennyezőanyag szemcséi, stb., amelyek az alkalmazott számítási módszer – azaz egy legmagasabb csúcsra illesztett bázisfelülettől alacsonyabban fekvő pontok által képviselt ösztérfogat – esetén nagymértékben módosíthatják az eredményeket. *Az adott anyaghányadhoz tartozó mélység értékek tekintetében szintén felmerül az a kérdés, hogy létezik-e számszerű összefüggés a két- és háromdimenziós értékek között?*
- A különböző módszerekkel (4 profil, 8 profil, háromdimenziós érdességmérés) meghatározott kikopott térfogat értékek közül matematikai statisztikai elemzésekkel is alátámasztva megállapítottuk, hogy a szabvány szerinti 4 profilból történő elemzés nem elégséges. Az eredmények azonos tendenciája figyelhető meg a 8 profilból származó mérési eredmények, illetve a háromdimenziós mérési eredmények között. A kikopott térfogatok számítása tekintetében a legmegbízhatóbb mérési eredményt feltehetően a háromdimenziós mérés szolgáltatja. *Kérdésként merül fel azonban, hogy ennél a mérési technikánál hogyan tudjuk leválasztani a kopásnyomon kívüli érdességi völgyek hatását a mért értékekről, illetve mi alapján adja meg a szofíver a vizsgált felület bázisfelületét, a számítások eredményét alapvetően meghatározó referenciasíkot?*
- Kísérleti eredményeink segítségével igazoltuk, hogy a vizsgált kerámia nanokompozitok tribológiai viselkedését leginkább jellemző érdességi paraméter – mind a két-, illetve a háromdimenziós értékeket tekintve – az adott hordozóhosszhoz, anyaghányadhoz tartozó mélység (P , S_{mc}) értéke.

- Ennek alapján egyértelműen javasolható, hogy a kopási viselkedés jellemzésekor ne csupán a hagyományosan alkalmazott átlagos, illetve maximális érdességi paramétereket (R_a , R_z értékeket) vegyük figyelembe, hanem a csúszópárok valóságos érintkezési felületét, jellemző, azt fizikailag egyértelműen képviselő hordozóhosszak ($R_{mr}-S_{mr}$), vagy az ezzel ekvivalensen használható, az adott hordozóhossz előfordulásának mélységét jellemző ($P-S_{mc}$) paraméterek értékét is.

5. IRODALMI HIVATKOZÁSOK

- [1] B. BHUSAN: Modern Tribology Handbook, Volume One, CRC Press, ISBN 0-8493-8403-6, 2001.
- [2] KONCSIK ZS., MAROS B. M., KUZSELLA L.: Si_3N_4/SiC /grafit kerámia kompozitok mechanikai tulajdonságai, GÉP, Gépipari Tudományos Egyesület, Budapest, LXI. évfolyam, 2010/3. pp. 10-15. ISSN 0016-8572, index: 25 343
- [3] H. DAGNALI: Exploring surface texture, Taylor Hobson Precision, England, 1998.
- [4] D. DOWSON: Experimental methods in tribology, Tribology Series, Vol. 44. ISBN 0-444-51589-5. 2004.
- [5] DIN EN ISO 4287: Geometrical product specifications (GPS) Surface texture: Profile method – Terms, definitions and surface texture parameters, 2009.
- [6] ISO 25178-2: Geometrical product specifications (GPS) Surface texture: Areal – Part 2.: Terms, definitions and surface texture parameters, 2012.
- [7] ISO 20808: Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics) determination of friction and wear characteristics of monolithic ceramics by ball-on-disc method, 2009.
- [8] KONCSIK ZS., MAROS B. M., KUZSELLA L.: Si_3N_4 kerámia kompozitok abrazív tribológiai vizsgálata, MTEKMR: Műszaki Tudomány az Észak-Kelet Magyarországi Régióban 2012. Szolnok, 2012.05.10. Debreceni Akadémiai Bizottság Műszaki Szakbizottsága, ISBN 978-963-7064-28-9, pp. 217-225.

KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

A bemutatott kutató munka a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 jelű projekt részeként az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg.

A BAY-LOGI ÉS A MISKOLCI EGYETEM MECHANIKAI TECHNOLÓGIAI TANSZÉKÉNEK EGYÜTMŰKÖDÉSE

Lenkeyné dr. Biró Gyöngyvér*

A Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Nonprofit Közhasznú Kft. Logisztikai és Gyártástechnikai Intézete (BAY-LOGI) több mint 10 éve számos területen folyamatos együttműködést folytat a Miskolci Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszékével, és folyamatosan keresi az együttműködés újabb lehetőségeit. A meglévő szoros kapcsolatot fémjelzi, hogy 2010-ben a BAY-LOGI-ban létrehoztuk a Szerkezetintegritási Kihelyezett Tanszéki Szakcsoportot. Ennek keretében a BAY-LOGI munkatársai részt vesznek az ME MTT által gondozott képzések törzsanyagában, az Anyagtudományi és Anyagtechnológiai szakirányú képzésekben, valamint a PhD képzésben is vállalnak oktatási feladatokat. Ezen kívül meglévő kutatási eszközeiket közösen hasznosítják a BSc MSc és PhD oktatásban. A PhD képzést saját finanszírozású ösztöndíjak adományozásával is támogatja az intézet olyan témákban, amelyek saját ipari vagy pályázati K+F projekthez kapcsolódnak.

Egy jó példa a két intézmény együttműködésére a regionális támogatással létrehozott Szoftvercentrum, amelyet BAY-LOGI és a Miskolci Egyetem két tanszéke hozta létre. A ME Mechanikai Tanszéken rendelkezésre állt az a tudás, amely a szilárd testek szilárdságtani, dinamikai elemzéséhez kötődik, a Mechanikai

Technológiai Tanszék a technológiai folyamatok szimulációját biztosította széleskörű technológiai ismeretei, ipari tapasztalatai alapján, míg a BAY-LOGI hosszú évekre visszanyúló tapasztalattal és eszközökkel rendelkezett a szerkezetek és berendezések megbízhatóságának, valamint üzembiztonságának elemzésében. A Szoftver Centrum – Tudásintenzív szolgáltatás elsősorban olyan KKV-knek jelent költséghatékony megoldást a tervezés és modellezés területén, amelyek anyagi háttere nem teszi lehetővé az ehhez szükséges drága szoftvercsomagok megvásárlását és ezek használatát értő szakember alkalmazását.

Évek óta folynak közös kutatások különböző projektek keretében a mágneses- és elektromissziós mérés technikák alkalmazási lehetőségeiről, fém és nemfém anyagok esetében.

Gyümölcsöző együttműködésünk legfrissebb eredménye az a TÁMOP projekt, amelynek témája Járműipari anyagfejlesztések: célzott alap kutatás az alakíthatóság, hőkezelés és hegeszthetőség témakörében. Ebben a projektben a BAY-LOGI konzorciumi partnerként vesz részt, bekapcsolódva a különböző gyártástechnológiák közben keletkezett maradó feszültségekkel, a műanyag-technológiák modellezésével és a felületkezelésekkel összefüggő tribológiai kutatásokba.

bay-logi

Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft. / Logisztikai és Gyártástechnikai Intézet
www.bayzoltan.hu

- Saját kutatás-fejlesztési ötletek (új termékek, technológiák kidolgozása) megvalósítása vállalati partnerekkel,
- Vállalatok innovációs és fejlesztési feladatainak megoldásában való részvétel,
- Tudás- és technológia-intenzív szolgáltatások nyújtása vállalkozások számára (pl. szoftvercentrum, akkreditált mechanikai anyagvizsgáló laboratórium, nanometrológiai laboratórium unikális vizsgálati lehetőségekkel, szakértői tevékenység),
- Szakember-képzésben való részvétel (pl. posztgraduális tanfolyamok, PhD képzés).



Osztályaink

- Informatika Osztály
- Környezetmenedzsment és Logisztika Osztály
- Energiamenedzsment Osztály
- Anyagvizsgáló Osztály
- Mechatronika Osztály
- Nanoanyagok Osztály
- Nanomedicina Osztály
- Szerkezetintegritás Osztály

Bay Zoltán

Alkalmazott Kutatási Közhasznú Nonprofit Kft.
Logisztikai és Gyártástechnikai Intézet
Cím: 3519 Miskolc, Iglói út 2.
Telefon: (46) 560-110
Telefax: (46) 422-786
e-mail: bay-logi@bayzoltan.hu

*intézetigazgató, Bay Zoltán Alkalmazott Kutatási Nonprofit Közhasznú Kft. Logisztikai és Gyártástechnikai Intézete

ÚJ PRÓBATESTKIALAKÍTÁS ALAKÍTÁSI HATÁR- GÖRBE (FLC) MEGHATÁROZÁSÁHOZ

NEW SPECIMENFORMING TO DETERMINE OF THE FORMING LIMIT CURVE (FLC)

Tisza Miklós *, Kovács Péter Zoltán **

ABSTRACT

Car manufacturing is one of the main target fields of sheet metal forming: thus sheet metal forming is exposed to the same challenges as the automotive industry. The continuously increasing demand on lower consumption and lower CO₂ emission means the highest challenges on materials developments besides design and construction. As a general requirement, the weight reduction and light weight construction principles should be mentioned together with the increased safety prescriptions which require the application of high strength steels. However, the application of high strength steels often leads to formability problems. Forming Limit Diagrams (FLD) are the most appropriate tools to characterize the formability of sheet metals. Theoretical and experimental investigations of forming limit diagrams are in the forefront of today's research activities. In this paper, an up-to-date research methodology elaborated and applied at the Department of Mechanical Technology at the University of Miskolc will be shown.

1. BEVEZETÉS

Az elmúlt évtizedek autóiipari fejlesztéseit mind az alkalmazott anyagokat, mind pedig az új technológiai eljárásokat illetően, alapvetően azok a folyamatosan növekvő követelmények határozták meg, amelyeket a világméretű globális versenyben az autóiipar egészét érintettek. E követelmények között egyre nagyobb szerepet játszanak gyakran egymásnak is ellentmondó olyan követelmények, amelyek minél gazdaságosabban üzemeltethető és minél inkább környezetbarát járművek fejlesztését irányozzák elő, egyidejűleg a biztonsági és kényelmi követelmények fokozódó törvényi előírásaival együtt.

Ezek a folyamatosan fokozódó követelmények egyre kisebb fogyasztású (kisebb káros anyag kibocsátású) gépjárművek fejlesztését igénylik, amely a konstrukciós fejlesztések mellett a legnagyobb kihívást az anyagfejlesztésekkel szemben fogalmazzák meg. Általános követelmény a jelentős tömegcsökkentés, amely könnyű szerkezetes konstrukciós megoldásokat, ehhez a fokozott biztonsági előírások betartásával együtt pedig egyre nagyobb szilárdságú anyagok alkalmazását igényli.

Az elmúlt évtizedekben e versenynek és a fokozódó követelményeknek is köszönhetően új anyagok különle-

ges típusai láttak napvilágot: a tömegcsökkentési követelmény szempontjából kívánatos növelt szilárdságú anyagok alkalmazása azonban gyakran alakíthatósági problémákat vet fel és megmunkálásuk természetesen új technológiai megoldásokat is igényelnek. Az alakíthatóság vizsgálata ezért is kiemelten fontos kutatási terület napjainkban. Az alakíthatóság mai, korszerű jellemzésére szolgálnak az alakíthatósági határdiagramok (FLD).

Napjainkban az alakítási határdiagramok (Forming Limit Diagram-FLD) elméleti elemzése és kísérleti vizsgálata a lemezalakítás, a lemezek alakíthatóságának egyik központi témája. Az elmúlt évtizedekben számos vizsgálati eljárást dolgoztak ki.

A lemezalakítás során végbemenő alakváltozási folyamatok következményeként az anyag alakváltozó képessége fokozatosan csökken. Egy adott deformáció történettel jellemezhető alakváltozások során a határérték elérése után bekövetkezik a károsodás, tönkremenetel. A károsodás lehet helyi instabilitás, kontrakció, vagy szakadás. Az alakítási határdiagramok a valódi főalakváltozások (ϵ_1 , ϵ_2) koordináta rendszerében ábrázolják a különféle károsodási határeseteket. A töréshez tartozó károsodási pontokat összekötő görbét nevezik alakítási határgörbének (FLC).

Tanszékünkön hazai és nemzetközi projektek támogatásával létrehoztunk egy komplex alakíthatósági vizsgálati rendszert, amely egy számítógépes vezérlést lehetővé tevő elektro-hidraulikus vezérlésű, alakíthatósági vizsgálóegységet és egy optikai alakváltozás-mérő rendszert tartalmaz.

Ebben a cikkben ismertetjük a lemezanyagok alakíthatóságának minősítésében alkalmazott korszerű vizsgálati módszereket és részletesen bemutatjuk a tanszékünkön működő vizsgálati rendszert.

2. ALAKÍTÁSI HATÁRDIAGRAMOK ÉS ALAKÍTÁSI HATÁRGÖRBEK ELMÉLETE

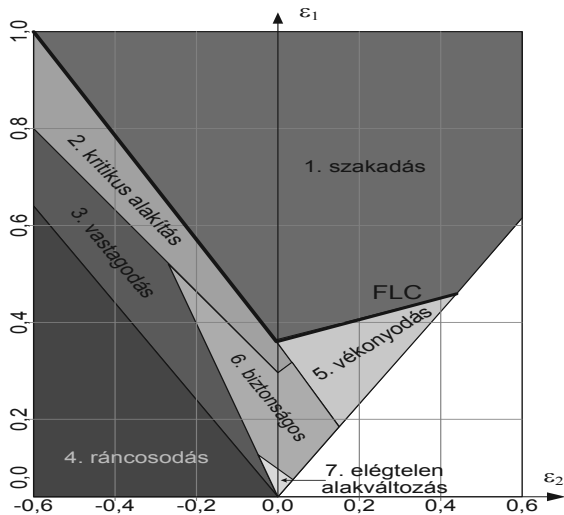
Az alakítási határdiagramokkal (FLD) és az alakítási határgörbékkel (FLC) számos cikk foglalkozik.

Az alakítási határdiagramok a legnagyobb és a legkisebb valódi főalakváltozások (ϵ_1 , ϵ_2) koordináta rendszerében ábrázolják a károsodási határeseteket. A károsodást leggyakrabban a töréshez, a tönkremenetelhez tartozó határgörbével jellemezzük. Ugyanakkor az is nyilvánvaló, hogy az ipari gyártás körülményei között már a látható

* egyetemi tanár, tanszékvezető; ** egyetemi adjunktus

Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék, 3515 Miskolc-Egyetemváros, honlap: <http://www.met.uni-miskolc.hu>

lokális befűződés, kontrakció sem megengedhető, sem a megjelenés (esztétikai okok) sem pedig az alkatrész funkcionális működése, üzemvitele (terhelhetőség, teherbírás) szempontjából. Ezért az alakítási határdiagramokon a töréshez tartozó alakítási határgörbén kívül, a lokális befűződés bekövetkezéséhez tartozó határgörbét is fel szoktuk tüntetni. Ilyen diagramot szemléltet az 1. ábra a jellemző főalakváltozásokat és alakváltozási alapeseteket is feltüntetve.



1. ábra. Hagyományos lemezalakításra érvényes alakíthatósági határdiagrama jellegzetes tartományokkal

3. AZ INTEGRÁLT LEMEZVIZSGÁLÓ BERENDEZÉS

A Miskolci Egyetem Mechanikai Technológia Tanszékén hazai és nemzetközi kutatási projektek támogatásával egy integrált lemezalakíthatósági vizsgáló rendszert valósítottunk meg, amely egy elektro-hidraulikus, számítógép vezérelt lemezvizsgáló gépet és egy automatizált optikai alakváltozás-mérő rendszert foglal magába (2. ábra.).



2. ábra. Az univerzális lemezvizsgáló berendezés az optikai mérőrendszerrel

4. AZ ALAKÍTÁSI HATÁRDIAGRAMOK MEGHATÁROZÁSA

Mind az ipar, mind pedig a kutatás oldaláról egyre nagyobb igény mutatkozik az alakítási határgörbék gyors és megbízható meghatározására.

Az alakítási határgörbék meghatározásához több próbatetet (optimális esetben 5 darabot, 3. ábra.) használnak az alakítási útvonalak lefedése érdekében (minimum 3db). Az $\epsilon_1 > 0$ és $\epsilon_2 < 0$ tartományban lévő határgörbe meghatározásához 3 különböző hídszélességű próbatestet használunk: 20 mm, 40 mm, 80 mm. Az $\epsilon_1 > 0$ és $\epsilon_2 > 0$ tartományban 2 próbatestet használunk: 125 mm, 200 mm.

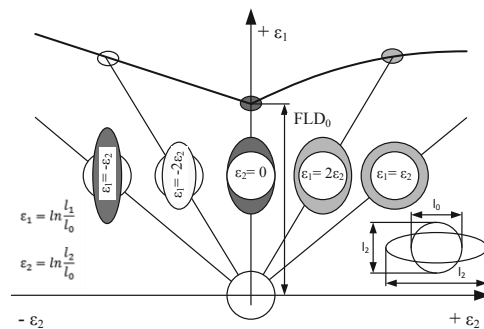
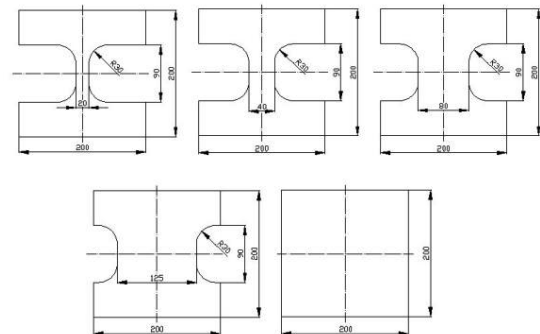
Az ismertetésre kerülő kutatás célja, hogy a határgörbe $\epsilon_1 > 0$ és $\epsilon_2 < 0$ tartományban lévő részét egy próbatesttel határozzuk meg, így egy határgörbe meghatározásához minimálisan 2 darab próbatestet elegendő lehet.

Ennek érdekében egy olyan próbatestet kialakításán dolgoztunk, amelyen kettő vagy több alakítási útvonalat is megvalósíthatunk az adott tartományban.

4.1. A próbatestet kialakításának szempontjai

A próbatestet kialakításának meghatározó szempontjai az alábbiakban összegezhetjük.

- A Tanszéken megtalálható univerzális lemezvizsgáló berendezésen alkalmazható legyen.
- Erichsen vizsgálatnak megfelelő próbatestet kialakítás (100 mm-es alakítóbélyeg, hozzá tartozó számszám-elemek, 100 mm-es nyújtva húzható terület).



3. ábra. Az alkalmazott próbatestek geometriája és az általuk meghatározott lineáris alakváltozási útvonalak

Próbatest kialakítások meghatározási szempontjai:

Az alakítási útvonalak száma (hídszélességek száma) kettő, három, vagy több hídszélesség.

A különféle alakítási útvonalak meghatározásához szükséges próbatestek számának csökkentését a próbatestek összevonásával valósíthatjuk meg. Az új próbatest geometriai paraméterek korlátainak figyelembevétele alapján (100 mm-es nyújtva húzható terület), egy próbatesten kettő hídszélesség kialakítását vizsgáltuk.

4.2. A vizsgált hídszélességek:

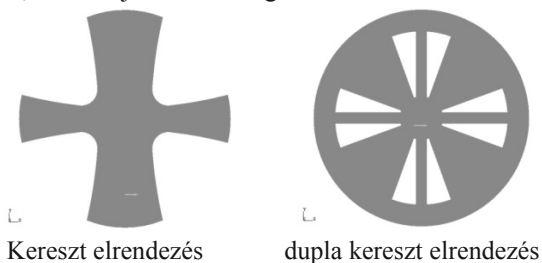
A 10 mm - 100 mm hídszélesség tartomány lefedi a szükséges $\epsilon_1 > 0$ és $\epsilon_2 < 0$ tartományt.

A legkisebb hídszélesség, amire hálót tudunk felvinni és még optimális mérést tudunk rajta végezni az a 10 mm-es hídszélesség, ezért célszerűen ehhez közeli kialakítást választunk. A második hídszélességet minél nagyobb értékre tudjuk választani annál pontosabban meghatározható az FLC meredeksége ebben a tartományban.

4.3. A hídszélességek elrendezésének módjai:

Az elrendezési tervek kialakításánál használhatjuk a kereszt kialakítást, egymásra merőlegesen kialakított hídszélességekkel, vagy a dupla kereszt kialakítást, amely a 4. ábrán látható.

Tovább növelhető a hidak száma, figyelembe véve, hogy minden egyes bővítés a hídszélesség csökkenéséhez vezet, ami rontja az FLC meghatározásának hatáskörét.



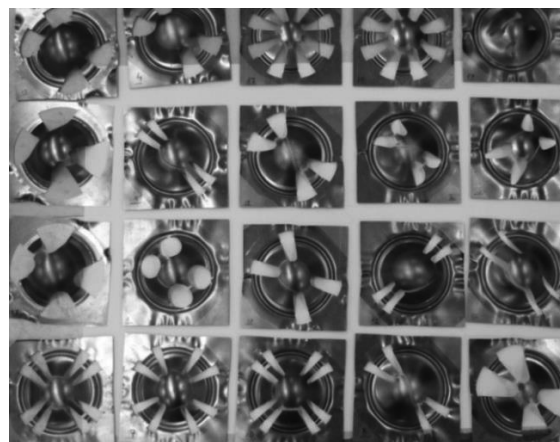
4. ábra. Elrendezési tervek

4.4. Geometriai megvalósítások

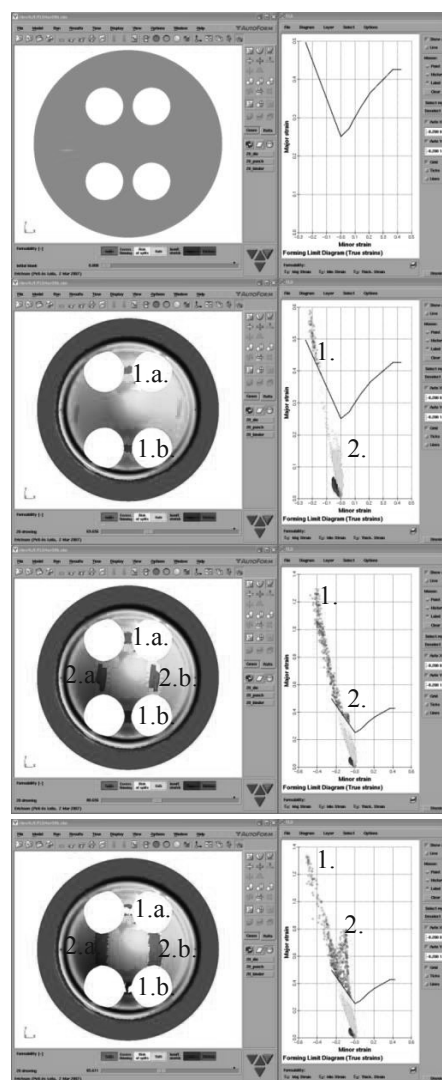
A kialakítható variációk száma miatt úgy döntöttünk, hogy a tényleges kísérletek előtt a megfelelő, helyes geometria megtalálása érdekében végelelemes modellezést végzünk. Erre a célra az AutoForm végelelemes programot használtuk.

Vizsgálataink során számos próbatest kialakítást megvizsgáltunk. Az elemzett próbatest kialakításokat mutatja az 5. ábra.

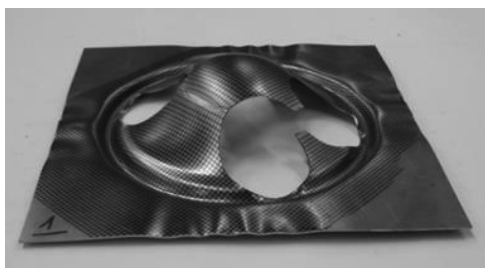
A 6. ábrán különböző próbatest kialakítások alakítási folyamatának végelelemes modellezése és a vizsgált próbatest kialakítással meghatározott alakváltozási út látható.



5. ábra. Új próbatest kialakítások alakítás utáni állapotban



6. ábra. Célszerű próbatest kialakítás alakítási folyamata és a hozzá tartozó FLD-k



7. ábra. Egy két hídszélességgel alakított próbatest alakítás utáni fényképe

A modellezés és a próbaalakítások után a következő megállapítások tehetők az „új” próbatest kialakításának meghatározásához:

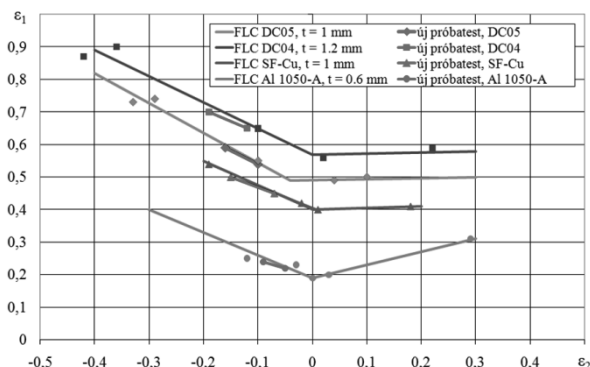
- Egy próbatesten kettő hídszélesség összevonása.
- A kisebb hídszélességnél törekednünk kell a lehető legkisebb hídszélesség megválasztására, illetve a nagyobb hídszélességnél plusz anyagra a darab alakítóbélyegről való „lefordulásának” veszélye miatt.
- Elsődleges szakadás a kisebb hídszélességnél történjen, különben ún. „3 lábú rendszer” jön létre.
- Kerülni kell a kis rádiust a feszültség gyűjtő helyek kialakulása miatt.
- Kerülni kell az ékforma kialakítást a repedések irányítottsága miatt.
- Törekedni kell a szakadás helyének koncentrállására.
- A szakadás jellegét tekintve a repedés a hídszélességek közepéről induljon meg, ne a bemetszéstől.
- A hengerlési irányok figyelembevétele (hengerlési irányra 45°-os kialakítás).

5. AZ EREDMÉNYEK ÉRTÉKELÉSE

Az előzők alapján sikeresnek minősített próbatest kialakítással, az optikai mérőrendszer alkalmazásával meghatároztuk az alakítási határgörbe baloldali szakaszát is, és összehasonlítottuk az ugyanezen anyagon Nakazima vizsgálattal meghatározott alakítási határ diagrammal.

Az eredmények összehasonlítása alapján megállapítható, hogy az új típusú próbatest kialakítással kevesebb próbatest alkalmazásával az alakítási határ diagram megbízhatóan meghatározható.

A vizsgált acéllemezek mellett hasonló eredményre jutottunk Al 1050 alumínium és SF-Cu vörösréz anyagminőségeknél is, amint az a 8. ábrán is látható.



8. ábra. Különböző anyagminőségek módosított Nakazima vizsgálattal és az új típusú próbatestekkel meghatározott alakítási határ diagramja

6. ÖSSZEFOGLALÁS

A cikk lemezanyagok alakíthatóságának egy speciális területével, az alakítási határ diagramok elméleti és kísérleti elemzésével foglalkozik. Az alakítási határ diagramok napjainkban a lemez alapanyagok alakíthatóságának értékelésében a legáltalánosabban alkalmazott, legalkalmasabb minősítő eszköznek tekinthetők.

7. IRODALOMJEGYZÉK

- [1] **Tisza M., Kovács, P. .Z:** Forming Limit Curves – a practical guide to AutoGrid, Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék, 2006. pp. 1-55.
- [2] **Banabic, D., Pöhlandt, K., Bunge, H-J., Tekkaya, A. E.:** Formability of Metallic Materials, Springer, Berlin, 2000. pp. 1-334.
- [3] **Tisza, M., Gál, G., Kiss, A., Sárvári, J.:** Metal Forming (in Hungarian), Nemzeti Tankönyvkiadó, Budapest. 1998. pp. 1-364.
- [4] **Ziaja György:** Az alakítási határ állapotok kutatása (1996/3) Anyagvizsgálók Lapja - Képlékenységi és alakíthatósági anyagjellemzők meghatározása
- [5] **Ziaja György:** Alakítási folyamatok határ állapotai, akadémiai doktori értekezés, Budapesti Műszaki Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszék, 1994
- [6] **Lange, K.:** Handbook of Metal Forming, McGraw Hill, New York, (1985)

KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

A szerzők ezúton is megköszönik a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 és a TÁMOP-4.2.2.B-10/1/KONV-2010-0008 jelű projektnek a kutatómunkához nyújtott pénzügyi támogatást.

A HYDROFORM ALAKÍTÁS MODELLEZÉSE

MODELLING OF HYDROFORM PROCESSES

Kovács Péter Zoltán*, Lukács Zsolt*

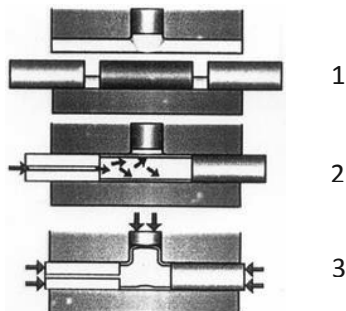
ABSTRACT

Hydroforming is a relatively new process, providing many new possibilities. Nowadays, there are intensive research works around the world to explore the potential and possibilities of Hydroforming, since this process has significant advantages compared to conventional forming processes. The sheet metal forming and tube forming are considered as the main application areas of HydroForm processes. In this paper, some experiences with the modelling of HydroForming processes will be overviewed.

1. BEVEZETÉS

Csőből készült szerkezetek HydroForm eljárással való alakítása olyan technológiai eljárás, amelynél az alakítónyomást jellemzően folyadék fejt ki az alakítandó munkadarab belső felületén. A cső alakváltozási folyamata a tengely irányú nyomóerő és a belső nyomás egyidejű hatására valósul meg. A munkadarab a folyamat végén felveszi az alakítószerszám alakját.

A csőszerű alkatrészeket jellemzően cső alakú előgyártmányból készítik belső nyomással. A belső nyomást az alkalmazott folyadéknak az alakítandó csőbe tengely irányban való bevezetésével biztosítják. Ezt az eljárást kezdetben kerékpárvázak készítéséhez használták. Az utóbbi időkben gépjármű alkatrészek gyártására is sikerrel alkalmazták, mivel az autókat alkotó alkatrészek számának, és tömegének csökkentése, valamint kedvezőbb tulajdonságú termékek előállítása valósítható meg ezzel az eljárással.



1. ábra. A HydroForm eljárás lépései

A Hydroform eljárás általában az 1. ábrán látható lépéseket tartalmazza:

- 1) Az előkészített nyersdarab szerszámba helyezése

- 2) A nyers idom két végének lezárása és a nyersdarab folyadékkal való feltöltése, nyomás alá helyezése
- 3) A munkadarab kialakítása a belső folyadéknyomás és az axiális terhelés együttes hatására.

A csőalakítás HydroForm eljárással rendszerint előalakított, előkészített munkadarabot igényel. Ennek okai:

- A cső megfelelő illeszkedésének biztosítása az axiálisan, vagy radiálisan szétnyitható matrica alakjához.
- A kívánt forma megfelelő minőségű előállítás.

Az előmunkálatok különböző folyamatokból tevődnek össze, mint például hajlítás, darabolás, továbbá, e munkálatok után hőkezelés alkalmazása is szükséges lehet a keletkezett maradó feszültségek és az alakítási keményedés megszüntetése érdekében (feszültségcsökkentő hőkezelés).

2. A HYDROFORM ALAKÍTÁS KÍSÉRLETI VIZSGÁLATA

A HydroForm alakítással kapcsolatos elemzéseket, kísérleti vizsgálatokat félkemény (HB 60-90) vörösréz-ből készült T-idomokon, fittingeken (2. ábra), HydroForm alakításra szolgáló célberendezésen végeztük. Ezeket az alkatrészeket leggyakrabban különféle víz- és gázvezetékek építéskor alkalmazzák. Az ilyen kialakítású idomok megkönnyítik a vezetérendszer kialakítását.



2. ábra. T-idom

3. A HYDROFORM ALAKÍTÁS MODELLEZÉSI LEHETŐSÉGEINEK ÁTTEKINTÉSE

A HydroForm alakítás bonyolult folyamat, amelyet csak megfelelő tervezés és modellezés alkalmazásával lehet a kívánt minőségben gazdaságosan elvégezni.

A HydroForm alakítás egyre szélesebb körű alkalmazásával, egyre nagyobb szükség van a pontos és megbízható adatokat szolgáltatató modellezési eszközökre

*egyetemi adjunktus

Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék, 3515 Miskolc-Egyetemváros, honlap: <http://www.met.uni-miskolc.hu>

is. A legáltalánosabban alkalmazott számítógépes modellezési módszer a HydroForm csőalakítás esetében is a végeelemes modellezés. Számos erről szóló tanulmány készült, amelyek túlnyomórészt az anyagi és geometriai paramétereknek az alakítási folyamatra gyakorolt hatását vizsgálták. A modellezési és szimulációs eljárások ma már a HydroForm eljárás esetére is viszonylag pontosan képesek az alakváltozási folyamat, az alakítás technológiai jellemzőinek leírására.

A véges elemes módszer és különféle optimalizáló algoritmusok együttes használata megoldás a HydroForm eljárások optimális paramétereinek meghatározására: a véges elemes modellezés (továbbiakban FEM) alkalmas az eljárást meghatározó paraméterek hatásainak átfogó vizsgálatára is.

Az FEM nem csak a HydroForm alakító folyamat szimulációjára alkalmas, hanem a nyersdarabok előalakítási pontosságának, megbízhatóságának növelésére is használatosak. Mivel az előmunkálatok nagyban befolyásolják a HydroForm alakítás sikerességét, ezért ezek szimulációja is igen fontos.

A hajlítási folyamat - az előmunkálatok egyik gyakran alkalmazott szakasza, része - részletes reprodukciója által például nagyon jó szimulációs eredmények érhetők el. Ilyen következetes szimulációk segítségével a végső méretek, dimenziók 2% eltérési pontossággal számíthatók.

A numerikus módszert alkalmazó szimuláció eredménye, hogy képes a megvalósíthatóság ellenőrzésére, növeli a folyamat megbízhatóságát, lerövidíti az átfutási időt, csökkenti a szerszámra, szerszámozásra fordított költségeket, bővíti a technológiával kapcsolatos ismereteinket, javítja az elkészült alkatrész minőségét, stb.

A végeelemes modellezés egyik legfőbb előnye, hogy a folyamat virtuális kipróbálását teszi lehetővé költséges kísérletek nélkül, a tényleges megmunkálás előtt. Néhány elterjedt program, amelyek a HydroForm alakítási folyamat modellezésének elvégzésére is alkalmasak: LS-DYNA, ABAQUAS, AutoForm, DEFORM, MARC.

Jellegzetesen kétféle számítási módszert alkalmaz a véges elemes szimuláció, a dinamikus explicit, illetve a statikus implicit megközelítés. Mindkettő rendelkezik előnyökkel és hátrányokkal egyaránt. Az explicit módszer esetében a dinamikus hatások jelentős szereppel bírnak a véges elemes szimuláció eredményeit tekintve és nagyobb figyelmet kell fordítani a megfelelő időtartam és a tömeg megállapítására.

Koc, a FEM modellezést kiegészítő módszerként használva, a kis karbon tartalmú és rozsdamentes acél

csövek HydroForm alakítására csak belső nyomást alkalmazva elméletileg és kísérleti úton is meghatározta a feszültségi görbéket [3].

A FEM használatával a teljes eljárás modellezhető, beleértve az előalakításokat és magát a HydroForm eljárást is. Ezeket a tapasztalati eredményekkel összehasonlítva, a végeelemes modellezéssel jó eredmények születtek. A FEM alkalmazásával sikerült feltárni az olyan kritikus faktorok - mint a súrlódás, a kívánt minimális sugár, feszültség - hatását cső és lemez HydroForm alakítás esetében. A vizsgálatok azt igazolták, hogy mintegy 70%-os idő és költség megtakarítást lehet elérni a FEM modellezéssel a kísérleti próbálkozásokkal szemben. A végeelemes modellezések arra is ráirányították a figyelmet, hogy a HydroForm eljárás alakítási lehetőségeit döntően befolyásolják a korábbi alakító műveletek.

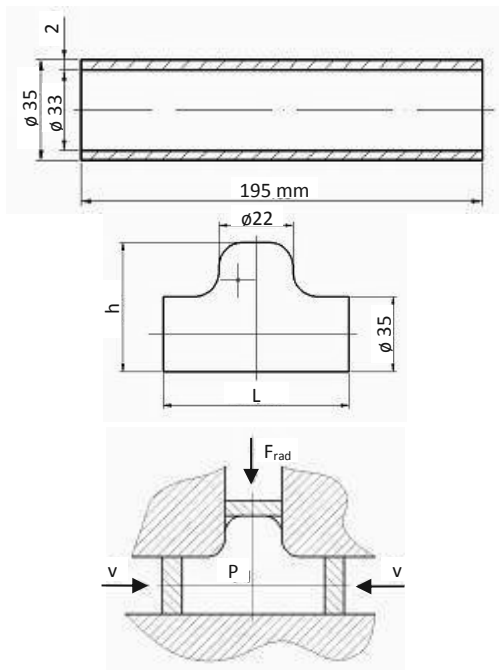
4. TECHNOLÓGIAI PARAMÉTEREK

Hagyományos sajtóláshoz viszonyítva, a cső HydroForm alakítási folyamata még viszonylag új, így még számos területen nem állnak rendelkezésre kiforrott tervezési eljárások. Ezért is kiemelkedően fontos a számítógépes modellezés, amely nagymértékben segíti a mérnököket megbízható tervezési és ellenőrzési stratégia kidolgozásában, így például a tengelyirányú eltolás, a belső nyomás, és az ellenőrző idő függvényének elemzésében, annak érdekében, hogy a HydroForm eljárásban rejlő alakítási lehetőségeket minél jobban hasznosítani tudjuk.

Mivel a HydroForm csőalakításban nagy nyomást alkalmaznak, a kísérletekhez edzett, nagyszilárdságú szerszámok szükségesek. A matricákat általában nagy keménységű, ötvözött szerszámacélból kell gyártani és gyakran különleges bevonatok alkalmazásával, amelyek jelentős költségeket eredményeznek. A HydroForm eljárással készített alkatrész kialakításánál a szerszámok kísérleti úton való kipróbálása és az esetleges hibák előfordulása, jelentősen csökkenthető, illetve számos esetben elkerülhető, az eljárás paramétereinek közötti kölcsönhatás jobb megértésével, a számítógépes modellezés használatával.

A következőkben bemutatjuk, hogyan lehet alkalmazni egy végeelemes szoftvert a HydroForm alakításra. A végeelemes elemzéseket a tanszékünkön hagyományos alakítási folyamatok modellezésére már gyakran alkalmazott DEFORM végeelemes programmal végeztük.

A modellezés során használt előgyártmány méreteit mutatja a 3. ábra.

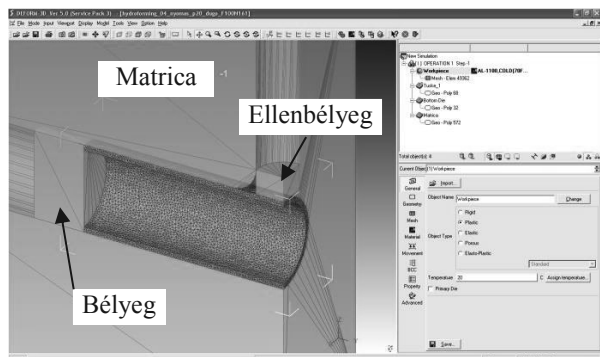


3. ábra. Az előgyártmány, a T-idom méretei és az alakítás modellezéséhez használt paraméterek

A folyamat paraméterek első becslései (például a belső nyomás, axiális előtolás, és ellennyomás) meghatározhatók analitikus számításokból, vagy számítógépes szimulációkból a fejlesztési idő csökkentése céljából.

Az általunk HydroForm modellezésre összeállított szimulációs modell (4. ábra) során az alábbi vizsgálati paramétereket alkalmaztuk:

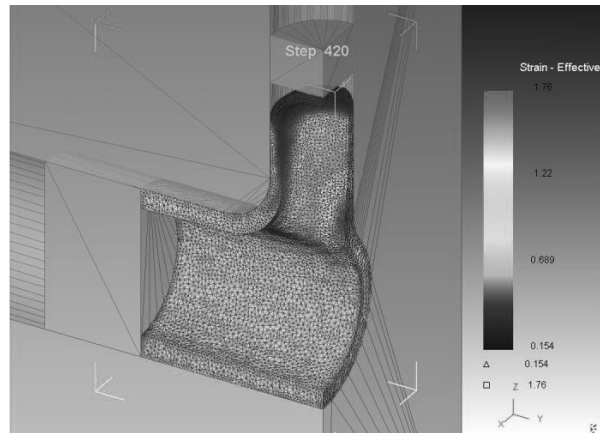
- Anyagminőség: Al-1100
- Belső nyomás: $p=200\text{MPa}$
- Alakítási sebesség: $v=1\text{ mm/s}$
- Ellennyomás: $F_{rad}=100\text{ N}$



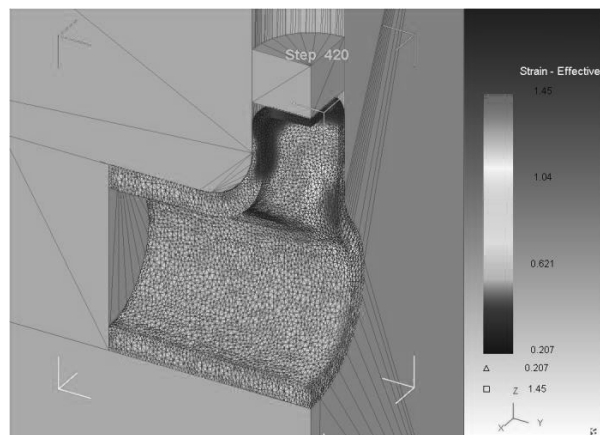
4. ábra. A DEFORM végeselemes szoftverben összeállított HydroForm szimulációs modell

A következő példákban azonos szerszámkialakítást alkalmazva, csak a radiális nyomóerő változtatásával vizsgáltuk az alakítást.

Az 5. ábrán 100N , a 6. ábrán 2000 N erőt alkalmaztunk egyébként azonos paraméterek és szerszámkialakítás mellett.



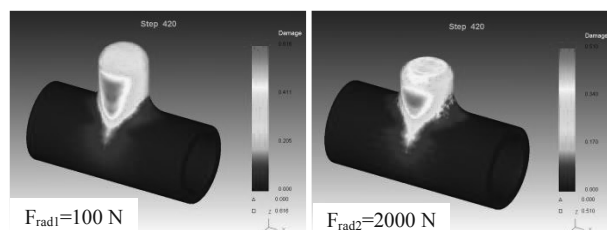
5. ábra. $P=200\text{MPa}$, $F_{rad1}=100\text{ N}$



6. ábra. $P=200\text{MPa}$, $F_{rad2}=2000\text{ N}$

A két különböző ellenerő alkalmazása során kialakult idomrész közül a nagyobb ellenerőt alkalmazva, az anyagáramlását korlátozva kedvezőbb falvastagság eloszlást hozhatunk létre, lokálisan kisebb képlékeny munkát viszünk be az alakítás során.

Ezt szemlélteti a 7. ábra különböző ellenerők alkalmazása során azonos alakítási mértéknél.

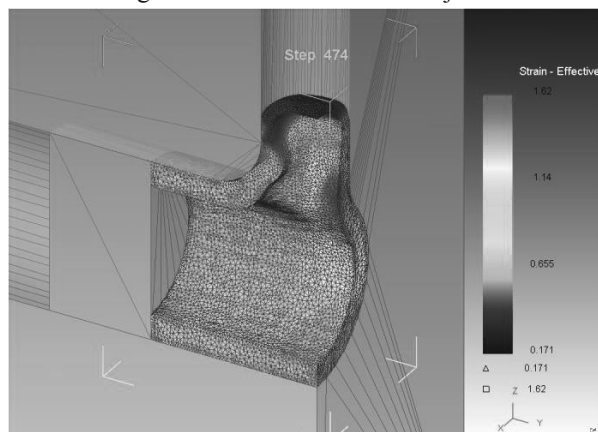


7. ábra. A munkadarabok károsodási képeit mutatja $F = 100\text{ N}$ és 2000 N esetén azonos alakítási lépésnél

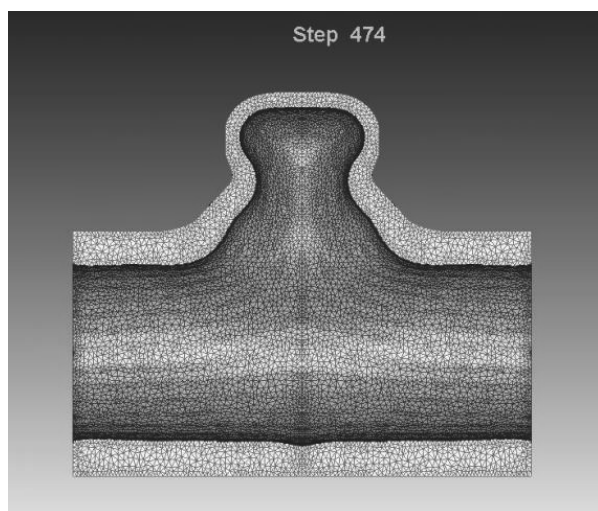
Ezekből az elemzésekből jól látható, hogy a modellezés során egy paraméter változtatásával milyen

jelentős eltérések hozhatók létre. A többi paramétert és egymásra való hatásukat is vizsgálva a valóságnak minél inkább megfelelő modell létrehozásával a szimulációnk nagy segítség lehet az alakítás megismerésében, illetve a szerszámok, paraméterek helyes kialakításában.

Az alakítási paraméterek helytelen megválasztása esetén az előgyártmányt tönkretelhetjük, amit a modellezéssel is bemutathatunk. A belső nyomás kedvezőtlen megváltoztatása, csökkentése utáni feszültség eloszlást mutatja a 8. ábra. A 9. ábrán a T-idom kedvezőtlen geometriai kialakulását láthatjuk.



8. ábra. Nem megfelelő nyomás alkalmazása esetén létrejött ráncosodott felület feszültség eloszlása



9. ábra. Nem megfelelő nyomás alkalmazása esetén létrejött ráncosodott felület geometriai alakzata

A különböző előfeltételezések (vastagságeloszlás, belső nyomás, szorítóerő, súrlódási erők, és visszarugózás), amelyeket a modellezési eljárás alakít ki, segít meghatározni bármely lehetséges alakítási hibát és repedést a tervezési fázisban és lehetővé teszi a tervezők számára, hogy fejlesszék a matricaformát mielőtt az edzett szerszámot legyártják.

5. ÖSSZEFOGLALÁS

A HydroForm lemez és csőalakítás során a munkadarabot nagy nyomású folyadékkal alakítjuk a kívánt geometriának megfelelő alakra. A HydroForm eljárás egyik legnagyobb előnye, hogy más alakítási eljárásokhoz viszonyítva lényegesen nagyobb alakváltozásokat tudunk megvalósítani, ezáltal kevesebb megmunkálási lépéssel érhetjük el a tervezett formát, ami egyben idő, energia és nem utolsósorban jelentős anyag megtakarítást is jelent. További előnye, hogy olyan összetett alkatrészek is előállíthatók ezzel az eljárással, amelyek számos esetben hagyományos módszerekkel nem is valósíthatók meg. A HydroForm eljárás során az anyag – a kedvező feszültségi állapotnak köszönhetően – lényegesen nagyobb alakíthatósággal rendelkezik, miközben az alakított munkadarab tulajdonságai is kedvezőbbek.

6. IRODALOMJEGYZÉK

- [1] Artinger Kator-Ziaja: Fémek technológiája, Műszaki Könyvkiadó, Budapest, 1974.
- [2] M. Ahmetoglu, T. Altan: Tube HydroForming: state-of-the-art and future trends, Journal of Materials Processing Technology 98 (2000) 25-33
- [3] Muammer Koc, Taylan Altan: An overall review of the tube HydroForming (THF) technology, Journal of Materials Processing Technology 108 (2001) 384-393
- [4] L.M. Smith, N. Ganeshmurthy, P. Murty, C.C. Chen, T. Lim: Finite element modeling of the tubular HydroForming process Part I. Strain rate-independent material model assumption, Journal of Materials Processing Technology 147 (2004) 121-130
- [5] Ch. Hartl: Research and advances in fundamentals and industrial applications of HydroForming, Journal of Materials Processing Technology 167 (2005) 383-392
- [6] J.C. Gelin, C. Labergère, S. Thibaud: Modelling and process control for the HydroForming of metallic liners used for hydrogen storage, Journal of Materials Processing Technology 177 (2006) 697-700
- [7] Gál G., Kiss A., Sárvári J., Tisza M.: Képlékeny hidralakítás, Tankönyvkiadó, Budapest, 2006. pp. 1-316.
- [8] Giuseppe Ingarao, Rosa Di Lorenzo, Fabrizio Micari: Internal pressure and counterpunch action design in Y-shaped tube HydroForming processes: A multi-objective optimisation approach, Computers and Structures 87 (2009) 591-602.

KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

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

SZÁMÍTÓGÉPES MÉRNÖKI MÓDSZEREK ALKALMAZÁSA A MECHANIKAI TECHNOLÓGIAI TANSZÉK OKTATÁSI GYAKORLATÁBAN

APPLICATION OF THE METHODS OF COMPUTER AIDED ENGINEERING IN THE EDUCATION ACTIVITY OF THE DEPARTMENT OF MECHANICAL TECHNOLOGY

Tisza Miklós*, Kerekes Gábor**

ABSTRACT

The appropriate knowledge of the methods and programs applied in engineering practice is very important for young engineers. Therefore, it is of utmost importance that engineering students acquire a good command of computer aided program packages during their university studies. The Department of Mechanical Technology at the Faculty of Mechanical Engineering and Informatics has always played leading role in the application of various computer aided engineering (CAE) methods. It covers a wide spectrum of engineering subjects including Materials Science, Materials Selection, as well as Materials Processing Technologies like Welding, Heat Treatment and Metal Forming. In this paper, the application of various Computer Aided Engineering Methods and the program packages applied in training of engineering students at BSc and MSc level will be shortly overviewed.

1. BEVEZETÉS

A világméretű, globális versenyben az idő a pótolhatatlan erőforrások egyike, és éppen ennek hatékony felhasználása arra ösztönzi a termelő vállalatokat, hogy egy termék megvalósításának folyamata lehető legnagyobb részét „virtuális” módon, az információtechnika eszközeinek segítségével és lehetőségeinek minél teljesebb kihasználásával végezzék el. A szoftverfejlesztők egyre komplexebb megoldásokkal válaszolnak arra az igényre, hogy a terméktervezéstől kezdve egészen a késztermék kibocsátásával bezárólag az informatika eszközei és módszerei lehetőleg a folyamat egészének támogatására alkalmasak legyenek.

A munkaerőpiac fiatal mérnökei számára ezen eszközök és megoldások ismerete, valamint a gyakorlatban való alkalmazása egyre inkább elengedhetlenné válik, éppen ezért szükséges, hogy egyetemi tanulmányaik során megfelelő mélységű és kellően gyakorlat-orientált tudásanyagot kapjanak. A Miskolci Egyetem Mechanikai Technológiai Tanszéke mindig is élen járt a korszerű informatikai módszerek alkalmazásában: oktatási tevékenységének is szerves

részét képezik a kutatások során alkalmazott informatikai eszközöknek és módszereknek az anyagtudomány, az anyagkiválasztás, a hegesztés, a hőkezelés, és a képlékenyalakítás oktatásában való használata.

Ebben a cikkben elsősorban az informatikai eszközök és módszerek oktatásban való alkalmazásának tanszéki gyakorlatát tekintjük át röviden.

2. ANYAGTUDOMÁNY, ANYAGVÁLASZTÁS, ANYAGINFORMATIKA (CES)

A tanszék oktatási tevékenységében az Anyagtudomány és az Anyagismeret valamennyi szakon és szakirányon a tanterv fontos, alapozó szakmai részét képezi. Az anyagok ismerete, az anyagok adott célra, funkcióra való megválasztása azonban nemcsak a közvetlen anyagtudományi jellegű tárgyak, de kiemelten a tanszéki technológiai-anyagtechnológiai tárgyak oktatásában is kiemelt jelentőségű. Az anyagok alapvető tulajdonságainak megismerésére, az anyagválasztási témakörök oktatásának támogatására a világszerte széles körben alkalmazott *Cambridge Engineering Selector*-program csomagot használjuk. A szoftver lényegében egymáshoz kapcsolt adatbázisokból, valamint a hagyományos – szöveg alapú – keresési funkciókon túl, grafikus felületű, összetett feltételrendszer szerinti szűrés és kiértékelést lehetővé tevő modulokból épül fel.

Az adattárolás tekintetében három fő adatbázis és két kiegészítő adatbázis kapcsolódik egymáshoz. A három fő adatbázis tartalmazza az egyes anyagminőségek, az alakok (alakzatok), és az eljárások numerikus és nem-numerikus adatait, amelyeket az alábbi csoportokba lehet osztani:

- Anyagok adatbázisa (*Material Universe*)
 - azonosítók (elnevezés, „UNS szám”),
 - általános tulajdonságok (kereskedelmi ár, sűrűség),
 - szabványos kémiai összetétel,
 - mechanikai tulajdonságok (statikus és ismétlődő igénybevételre vonatkozó mérőszámok)
 - hőfizikai tulajdonságok (olvadáspont, előírt üzemi hőmérséklet intervalluma, hővezetési tényező, stb.),
 - elektromos tulajdonságok,

*egyetemi tanár, tanszékvezető, **mérnökötanár

Miskolci Egyetem, Mechanikai Technológiai Tanszék, 3515 Miskolc-Egyetemváros, honlap: <http://www.met.uni-miskolc.hu>

- a különböző közegekben való tartósságára vonatkozó információk,
- az anyag gyártása, feldolgozása, és újrahasznosítása során keletkező, a környezetet terhelő energia szükséglet és káros anyag kibocsátás értékei,
- egyéb, széljegyzetszerű információk, amelyek javarészt az anyag szokványos felhasználására, a különböző országokban használatos ekvivalens anyagok megnevezésére vonatkoznak.



1. ábra. A CES adatbázisainak kapcsolata

- Eljárások adatbázisa (*Process Universe*)
 - Az eljárás szöveges és grafikus, illusztrált bemutatása
 - Az eljárás célja, a vele megvalósítható eredmények (pl. mely anyagtulajdonság biztosítása garantált, mely anyagok között van lehetőség az eljárással oldhatatlan kötés kialakítására, stb.)
 - eljárás specifikus információk
 - az eljárás hatására változó fizikai tulajdonságok (vetemedés mértéke, felületi érdesség, keménység, stb.)
 - gazdaságossági mutatók
 - egyéb, széljegyzet szerű információk (pl. mely esetekben célszerű az adott eljárás használata)
- Alakok, alakzatok (*Shape, Structural Sections*)
 - Az alakzat szöveges, illusztrált bemutatása
 - Általános információk
 - Méretek
 - Tervezési alapadatok
 - Tipikus alkalmazások

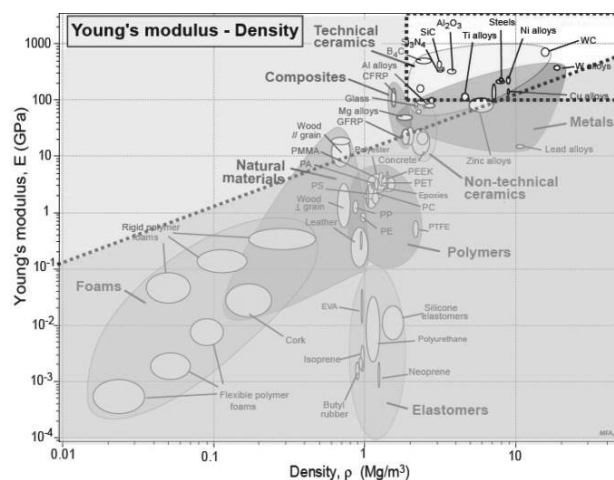
Ezen információk mellett az említett adatbázisok egy-egy rekordjában megtalálhatók az egymásra, valamint adott esetben a két kiegészítő adatbázis (Referenciák, Gyártók és Szállítók) megfelelő rekordjaira mutató linkek. Az anyagok, alakzatok és eljárások adatbankjainak összekapcsolásából származó nagyfokú átjárhatóság lehetőséget teremt a szoftver mindkét anyagválasztási szemléletmód („anyag először”, „eljárás először”) anyagválasztásban való használatára.

Az adatok feldolgozására, értékelésére kifejlesztett modulok alapvetően háromféle eszközzel támogatják az anyagválasztás folyamatát, nevezetesen határérték szerinti, hierarchikus struktúra alapján, és grafikusan kirajzolt diagramokban alkalmazott szűrési módokkal. Ezeket a szűréstípusok egymáshoz kapcsolásával, valamint a megalkotott feltételrendszernek a teljes adatbázis csak valamely részhalmazán való alkalmazásával összetett kritériumrendszer szerinti anyagválasztási feladatok is megoldhatók.

A szoftver hallgatókkal való megismertetésére több tárgy kapcsán is van lehetőség. A CES által tárolt közel 3000 anyagfőleség, valamint például azok grafikusan, oszlopdigramok formájában szemléltethető, adott anyagtulajdonság szerinti összehasonlítása legfőképpen az alapozó tárgyak oktatásában jelent hatékony eszközt. A célzottan anyagválasztással foglalkozó tárgyban nagyobb hangsúlyt kapnak az előzőekben már felsorolt szűrési módok:

- az anyagtulajdonságok (numerikus és nem-numerikus információk egyaránt) értékintervallumának definiálása illetve az egyes jellemzők kiválasztása alapján szelektáló, határérték szerinti anyagválasztási mód,
- a tervezés során a szerkezeti elemmel szemben meghatározott követelményekből kiindulva az anyagválasztás célját (pl.: tömegminimalizálás) leíró ún. teljesítmőképességi indexszel szemben támasztott elvárások alapján végzett szűrés, két paraméter – amely lehet konkrét anyagtulajdonság, vagy az azokból függvényekkel származtatott egyéb érték – által megrajzolt, anyagminőség-halmazokból álló diagramokon.

A 2. ábrán egy összetett kritérium rendszer szerinti anyagválasztás grafikus szemléltetése látható a Cambridge Engineering Selector programrendszerrel.

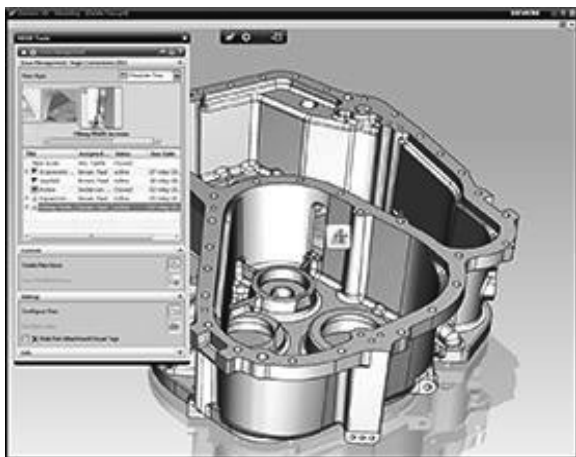


2. ábra. Összetett feltételek szerinti anyagválasztás a Cambridge Engineering Selector programmal

3. KÉPLÉKENYALAKÍTÁS, CAD/CAM RENDSZEREK ÉS MODELLEZÉS (NX, AUTOFORM, DEFORM)

Tanszékünkön a képlékenyalakítás témakörének oktatása támaszkodik leginkább a meglévő hardver és szoftver bázisra. A különböző lemezalakító technológiák tervezésekor CAD rendszerként a Siemens PLM Software NX tervezőrendszerét, míg a folyamatmodellezésben lemezalakító eljárásoknál az AutoForm programot, térfogat-alakításnál pedig a DEFORM 3D programot használjuk.

Az NX egy komplex CAD/CAM tervező, modellező rendszer. A modellek elkészítéséhez a szoftver az ún. szinkronmodellezési technológiát alkalmazza, amely a korábbi, hosszú időn keresztül a CAD szoftverek „motorjaként” szolgáló parametrikus modellezésnek egy továbbfejlesztése. A parametrikus modellezés segítségével a megrajzolt 3D-s modelleket azok geometriai paramétereinek, tervezési méreteinek megváltoztatásával utólag, a tervezés bármely fázisában, rugalmasan lehet módosítani.



3. ábra. Alkatrésztervezés az NX 8 CAD moduljával

A modellt alkotó egyes geometriai elemek egy ún. modellfában, a 3D-s modell felépítésének megfelelő, hierarchikus struktúrában található. A „klasszikus” parametrikus modellezés esetén, ha egy meglehetősen komplex modelltől van szó, akkor a modelltörténet kezdeti elemén végzett módosítás esetenként előre nem látható módosulásokat eredményezhet a modell egészén. Ez mindenképpen problémát jelent a tervezési idő minimalizálására törekvő mérnökök számára. Többek között ennek kiküszöbölésére született meg a szinkronmodellezési technika, ahol az egyes módosításokhoz nem kell feltétlenül átlátni a teljes modelltörténetet a változtatások elvégzéséhez.

Egy másik fontos igényt is kielégít ez az új technológia, nevezetesen a különböző tervező és modellező szoftverek közötti átjárhatóságot. Korábban is volt lehetőség adatcserére a tervezőszoftverek között, viszont az esetleges későbbi változtatások, módosítások

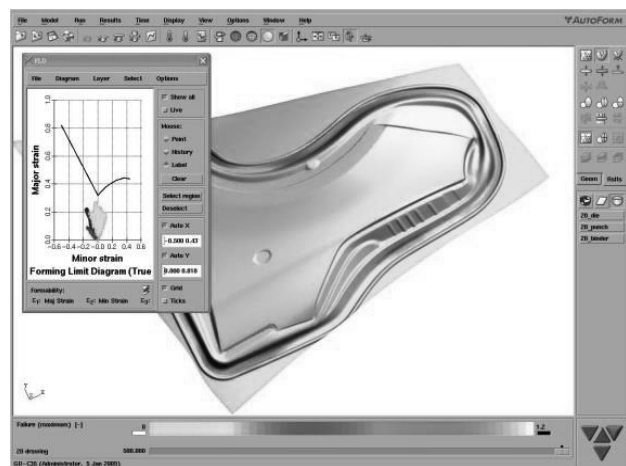
sokkal könnyebben megoldhatók voltak abban a szoftverkönyezetben, ahol az eredeti modell készült. Ez persze újabb adatkonverziót igényelt a rendszerek között. A szinkronmodellezés segítségével ez áthidalható.

A tanszéki oktatásban leginkább használt két modul:

- NX CAD: 2D-s rajzok, 3D-s felületek és testek, valamint az ezek kombinációjából megalkotott összeállítási rajzok készíthetők el,
- NX CAE: végeelemes alapú szimulációs modul, amely többek között alkalmas statikai és dinamikai vizsgálatokra, hőtechnikai- és kifáradási analízisek elvégzésére is.

Az AutoForm a képlékeny lemezalakítás modellezésére kifejlesztett, célorientált végeelemes rendszer. A termék előállítás komplex folyamata egyes szegmenseinek (pl. terméktervezés, technológiai folyamattervezés, szerszámtervezés) támogatására egy közös felhasználói felülettel ellátott rendszerbe integrálható modulokból épül fel. A OneStep, a DieDesigner, és az Incremental modulok segítségével a geometria és anyagminőség megadásából kiindulva a teljes alakítási folyamat vizsgálatáig képes a felhasználó a képlékeny lemezalakítási folyamatot megtervezni, és kontrollálni.

A OneStep modulal a leendő termék – valamely közismert CAD rendszerben elkészített és onnan importált – geometriai paramétereiből és az anyagminőséggel kapcsolatos feltételekből származó adatokon végzett elemzést követően eldönthető az a kérdés, hogy az adott geometriát elő lehet-e állítani a termék anyagául választott anyagminőségből és az adott alakító eljárással (feasibility study). Ez lehetőséget ad adott anyagminőség esetén a termék geometriai paramétereinek optimalizálására, illetőleg adott geometria esetén a választott anyagminőség és a technológia e célra való alkalmasságának vizsgálatára.



4. ábra. Alakíthatósági elemzés az AutoFormmal

A termék anyagi és alaki paramétereinek megválasztása és validálása után a DieDesigner modulal elvégezhető az alakítószerszám megtervezése. A folyamat végeredménye egy olyan ún. referencia felület, amely

egyrészt az egyéb modellezési és szimulációs folyamatok számára input adatként szolgál, másrészt ez alapján lehet a szerszámok alakítást végző felületeit megtervezni. A teríték- és a szerszámtervezés eredményeinek felhasználásával az Incremental modul ad lehetőséget arra, hogy az alakítást annak folyamatában szimulálhatjuk és az egyes paraméterek változását nyomon követhetjük.

A lemezalakítási folyamat ilyen átfogó méretű virtualizálásának lehetőségét a képlékenyalakítás elméleti és technológiai alapjainak oktatása során különböző esettanulmányok bemutatása formájában, valamint alakító szerszámok tervezését tárgyaló tantárgy és önálló CAD/CAM szakirány keretein belül komplex tervezési feladatok megoldásánál hasznosítja a tanszék.

Az előzőekben röviden bemutatott AutoForm program rendszer eredetileg az autóiipari alkalmazásokhoz lett kifejlesztve, de a folyamatos fejlesztésnek köszönhetően ma már a lemezalakítás teljes spektrumának modellezését lehetővé teszi, beleértve olyan új innovatív alakító eljárásokat is mint a hydroform eljárás, vagy az inkrementális alakítás.

A térfogatalakító eljárások technológiai-alakváltozási sajátosságaiból következően általánosságban elmondható, hogy a lemezalakításra kidolgozott célszoftverekkel az alakítás modellezése nem végezhető el. Erre a célra a tanszék oktatási tevékenységében a DEFORM 3D program rendszert alkalmazzuk, amely kimondottan a térfogatalakító eljárásokra lett kidolgozva, de emellett olyan lemezalakító eljárásoknál is eredményesen használható, amelyeknél a lemezvastagság irányú alakváltozás is számottevő (pl. falvékonyító mélyhúzás). A modellezés alapfilozófiáját illetően sok tekintetben hasonló az AutoForm rendszerrel elmondottakhoz, ezért ennek részletesebb elemzésétől itt eltekintünk.

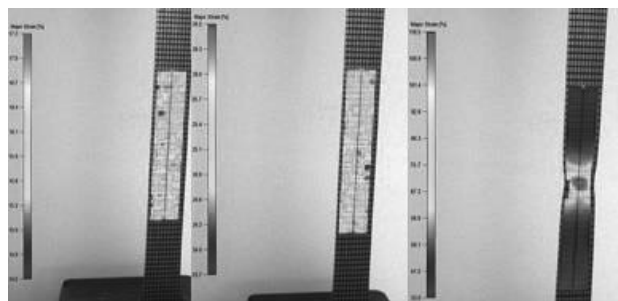
4. ALAKÍTHATÓSÁG VIZSGÁLATA A VIALUX RENDSZERREL

A lemezalakításban, a lemezanyag alakváltozásának nyomon követése, a teljes folyamat regisztrálása, és végső soron ennek felhasználásával az alakítási határdiagramok származtatása napjainkban kiemelt kutatási terület. Ez a feladat a számítógép vezérlésű, többkamerás, optikai alakváltozás-mérő rendszerrel és megfelelő célszoftverekkel ellátott alakíthatósági vizsgálóberendezéssel végezhető el. Az anyag alakíthatóságának vizsgálatára tanszékünk egy számítógép vezérlésű, elektrohidraulikus működtetésű lemezvizsgáló berendezésből, valamint az erre szerelt Vialux-AutoGrid optikai mérőrendszerrel egy komplex alakíthatósági vizsgálórendszert épített ki.



5. ábra. Vialux optikai mérőrendszerrel felszerelt univerzális lemezalakító berendezés

A vizsgálat kezdetén egy alkalmas módszerrel, szabályos rend szerint pontokat kell kijelölni a vizsgálandó darab felületén (pl.: rácshálózat szitanyomásos technikával való felvitelével). A képlékenyalakítás – legyen az valamely lemezalakíthatósági vizsgálat, vagy egy egyszerű szakítóvizsgálat – során az AutoGrid mérőrendszer 4db kamerájával rögzítjük a vizsgált darab alakváltozása következtében folyamatosan torzuló rácsháló állapotát a vizsgálat folyamán. A rácspontok térbeli helyének megváltozásából – a vizsgálat bármely időpillanatában – alakváltozási értékek származtathatók. Ezen értékek felhasználásával a szoftver képes a munkadarab alakváltozási eloszlását meghatározni, és az értékeket vizuálisan és akár a vizsgálat kezdetétől folyamatosan megjeleníteni.



6. ábra. A szakítópróbatest alakváltozásának vizsgálata az AutoGrid rendszerrel

Az AutoGrid rendszer segítségével, az alakítási határdiagramok oktatásán kívül, a roncsolásos anyagvizsgáló módszerek némelyikének (pl.: szakítóvizsgálat, hajlító-vizsgálat, nyomóvizsgálat) szemléletes bemutatása érdekében hozzájárul a vizsgálat során észlelhető jelenségek (pl.: szakítóvizsgálat során a leggyengébb keresztmetszet mentén a kontrakció lezajlása) mélyebb megértéséhez.

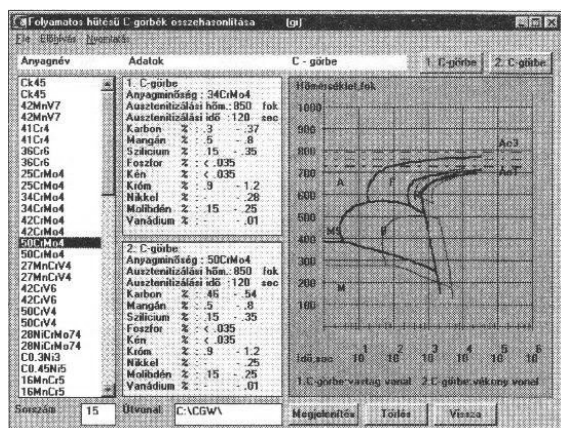
5. HEGESZTÉS ÉS HŐKEZELÉS (C-GÖRBE ELEMZŐ PROGRAM, SYSWELD)

A hőkezelési technológia, éppen a kiemelkedően nagy energiaigénye, valamint esetenként az alkatrész teljes gyártási idejéhez képest jelentős időszükséglete miatt nagymértékben igényel olyan számítástechnikai megoldásokat, amelyek segítségével felgyorsítható a technológiatervezés folyamata és megbízható matematikai modellekre alapozva részben helyettesíthető az – egyébként rendkívül anyagigényes – „élő” kísérleti munka.

Az előbbi igényre jó megoldás a tanszék munkatársai által kidolgozott és több fejlesztési cikluson átesett, C-görbe elemző, értékelő szoftver. Azon túl, hogy a C-görbék visszakereshetők, megjeleníthetők, nyomtathatók, a program az alábbi főbb funkciókkal rendelkezik:

- tartalmazza a fontosabb átalakulási hőmérsékleteket, hűtési időket,
- megjeleníthető és lekérhető a gyakoribb hőkezelési technológiák (edzés, lágyítás, normalizálás) hőmérséklet és idő paraméterei,
- tetszőlegesen kiválasztott és a diagramban feltüntetett hűlésgörbe mentén kialakuló szövetszerkezet minőségére és mennyiségére vonatkozó információk határozhatók meg,
- a programmal lehetőség van előírt szövetszerkezetet biztosító hűtési feltételek kijelölésére,
- meghatározhatók a vizsgált anyagminőség különböző hőkezelési állapotához tartozó keménység- és szövet-traverzek.

Ezen funkciói miatt ez a program igen értékes eszköznek tekinthető az átalakulási folyamatok lejátszódását, a C-görbék olvasását, a keletkező átalakulási termékek mennyiségének meghatározását, valamint az ausztenitesítési hőmérséklet és az ötvözőtartalom átalakulásokra gyakorolt hatását tárgyaló gyakorlati foglalkozásokon.



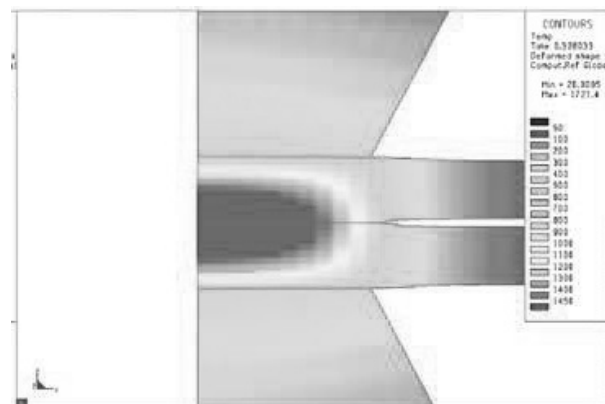
7. ábra. Az ötvözöttség C-görbére való hatásának elemzése

Még ha nem is kifejezetten a hőkezelés technológiai folyamatának szimulálására készült végeselemes szoftver a SYSWELD, rendelkezik olyan funkcionalitással, ami képessé teszi nem csak térbeli hőeloszlás alakulásának modellezésére, hanem a szemcseméretnek, a kémiai elemek diffúziójának, a mikroszerkezet változásának, a maradó feszültségek eloszlásának, és a hőkezelt térfogat várható keménységének meghatározására, ezáltal alkalmas az ilyen irányú oktató-kutatómunka támogatására.



8. ábra. 18CrNiMo7-8 anyagminőségű acéltest keménységeloszlása betétedzést követően

A szoftver minden képességét a hegesztés-technológiai folyamatok modellezésekor lehet igazán kiaknázni, mert a korábban megfogalmazottak mellett képes a hegesztési eljárásra, a varrat vonalvezetésére, az alkalmazott készülékekre vonatkozó adatokat, mint bemeneti paramétereket felhasználni a szimuláció során. Ezen tényezők miatt legfőképpen az ömlesztő- és sajtolóhegesztésekhez kapcsolódó tanszéki kutatásokban, valamint a kapcsolódó tantárgyakban és a PhD képzésben bizonyult nélkülözhetetlen eszköznek.



9. ábra. DC01 jelű szerkezeti acélban kialakuló hőmérsékletmező ellenállás ponthegesztéskor

6. ÖSSZEFOGLALÓ

A cikkben bemutatott szoftverek – amelyek közül kivételt a tanszéken kidolgozott C-görbe elemző program képez – világviszonylatban is széles körben elterjedtek mind az oktatásban, mind pedig az ipari vállalatok mindennapi termelő tevékenységében. A tervező, modellező szoftverek fejlesztési trendjei alapján a korábban egy adott feladatra alkalmas célszoftverek helyett manapság komplex, moduláris felépítésű megoldások születnek. Még ha nincs is lehetőség az egyetemi oktatás keretei között mindegyik programcsomag bemutatására és használatára, mégis meghatározó fontosságú egy frissen diplomázott mérnök számára az, hogy a témában megszerzett ismeretei és készségei alapján képes legyen a hasonló elven működő CAD/CAM szoftverek használatának elsajátítására. A bemutatott programrendszerek – a CES-Cambridge Engineering Selector – a hegesztés és hőkezelés modellezésére alkalmazott SYSWELD, valamint a főleg a képlékenyalakítás tematikájú tárgyakban alkalmazott CAD/CAM rendszerek (NX) és végeselemes modellező programok – az AutoForm és a Deform – alkalmazása egyre inkább beépül a gépészmérnöki oktatásba, mind a BSc alapképzésben, mind pedig az MSc mesterképzésben, és természetesen a PhD képzésben is. Az ismertett programrendszerek alkalmazása gazdagíthatja a képlékenyalakítás, a hőkezelés, valamint a hegesztés témaköreinek tananyagait, nem beszélve arról, hogy a témákhoz kapcsolódó szakdolgozatok, diplomatervek értékét megnöveli a számítógépes tervezőrendszerek, vagy a végeselemes modellező rendszerek alkalmazása és a kapott eredmények látványos értelmezése, bemutatása. (E programok felhasználásával a tanszéken az elmúlt 10-15 évben már számos BSc szakdolgozat, MSc és szakmérnöki diplomaterv, valamint alakítási, hőkezelési és hegesztési témakörű PhD dolgozat született, felhasználva e programrendszerekben rejlő hatalmas lehetőségeket.)

7. IRODALOMJEGYZÉK

- [1.] Cambridge Engineering Selector szoftver használati útmutató
- [2.] Gál, I., Schaffer, J., Komócsin, M., Balogh, G., Tisza, M., Lukács, Zs.: *Anyagtechnológiai folyamatok számítógépes tervezése*, Jegyzet, Készült a HEFOP-3.3.1-P.-2004-06-0039/1.0 „Felsőfokú CAE képzés” projekt keretében, Gödöllő, 2006. pp. 1-282.
- [3.] <http://www.graphit.hu/NX/>
- [4.] AutoForm weboldal (<http://www.autoform.com/>)
- [5.] SYSWELD Toolbox DVD
- [6.] Prém, L., Balogh A.: *Számítógéppel segített technológiai tervezésre alkalmas programok a sajtoló hegesztő eljárások esetén*, TÁMOP tanulmány, Miskolc, 2012. pp. 24.
- [7.] Gáspár, M., Balogh, A.: *Számítógéppel segített technológiai tervezésre alkalmas programok ömlesztő hegesztő eljárások esetén*, TÁMOP tanulmány, Miskolc, 2012. pp. 30.
- [8.] Tisza, M., Kovács, P.: *Korszerű alakíthatósági vizsgálatok*, Elektronikus oktatási segédlet, Készült a TÁMOP-4.1.2-08/1/A-2009-0001 c. projekt keretében, Miskolc, 2011.
- [9.] Tisza, M.: *Lemezanyagok fejlesztésének irányzatai különös tekintettel az autóipari felhasználásra*, Konferenciaelőadás, XIV. Képlékenyalakító Konferencia, Miskolc, 2012.02.16-17.

KÖSZÖNETNYILVÁNÍTÁS

"A cikkben bemutatott összegző munka a TÁMOP-4.2.1.B-10/2/KONV-2010-0001 jelű projekt részeként az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg"

CONTENTS

1. Tisza M.:
Steel development for car manufacturing 3
Paper describes the sheet material developments for automotive industry forced by contradictory requirements such as the global competition world wide, increasing costumers' demand and new laws for environment protection.
2. Gáspár M.; Balogh A.:
Welding lobe for advanced high strength steels (AHSS) 11
In this paper welding experiments for determination of a welding lobe are presented, whilst the new development tendencies of high strength structural steels are also highlighted.
3. Molnár A.; Buza G.; Balogh A.:
Analysis of thermal sprayed and laser remelted NiCrBSi coatings 17
Authors deal with flame- (FS) and high velocity spraying (HVOF) and in situ flame – and laser remelting combination to modify structural characteristics of metallic NiCrBSi coatings.
4. Prém L.; Balogh A.:
Resistance spot welding of cold stretched steel sheets 23
The main steels sheets properties strongly depends on the cold forming process which phenomenon makes a great challenge to the welding engineers. Authors present the main effects of cold metal forming on the quality of resistance spot welded joints.
5. Meilinger Á.; Török I.:
The inspection of effect of technological parameters at friction stir welding 29
The friction stir welding is a brandnew solidstate pressure welding process used for seam and spot welding of different metallic alloys. In order to find the correct parameter combinations welding experiments and FEM analysis were carried out.
6. Somoskői G.; Török I.:
Relation and impact of electrical and welding parameters of CMT PIN process..... 33
For safe joining between metallic and non-metallic parts in automotive industry requires welding processes with maximum stability and well adjustable, reduced linear energy. The CMT PIN process is suitable to meet these demands.
7. Kuzsella L.; Lukács J.; Szűcs K.:
Physical simulation tests on S960QL HSLA steel 37
Paper introduces the Gleeble 3500 thermo – mechanical physical simulator, deals with the connection between weldability and physical simulation, and describes the first experiments performed on S960QL high strength steel.
8. Szilágyiné Biró A.:
Innovation trends in nitriding 43
Author offers a brief survey of conventional methods of nitriding (gas and plasma nitriding). The novel trends of nitriding, i.e. active screen plasma nitriding and complex treatments are discussed in details.
9. Cserjésné Sutyák Á.; Szilágyiné Biró A.:
Estimating hardenability of steels through chemical composition 49
Several methods are known to test and to predict the hardenability of steels. The aim of this work to examine the reliability of calculation methods by comparison with experimental results.
10. Koncsik Zs.; Molnár V.; Marosné Berkes M.; Kuzsella L.:
The possibilities and problems of roughness measurements in case of ceramics wear testing 55
The possibilities and main problems of the roughness measurement in case of ceramic wear was investigated. The initial two- and three dimensional roughness parameters of the samples and the worn volume was measured.
11. Tisza M.; Kovács P. Z.:
New specimen forming to determine of the forming limit curve (FLC) 65
Paper shows an up-to-date research methodology which was elaborated and applied at the Department of Mechanical Technology at the University of Miskolc for determination of the FLC curve.
12. Kovács P. Z.; Lukács Zs.:
Modelling of HydroForming processes 69
HydroForming processes have significant advantages compared to conventional forming ones in areas of sheet metal and tube forming. Author presents his experiences have been collected during modelling of HydroForming.
13. Tisza M.; Kerekes G.:
Application of the methods of computer aided engineering in the education activity of the Department of Mechanical Technology 73
In this paper the application of various Computer Aided Engineering Methods and the program packages applied in training of engineering students at BSc and MSc level are shortly overviewed.

GÉP

INFORMATIVE JOURNAL

for Technics, Enterprises, Investments, Sales, Research-Development, Market of the Scientific Society of
Mechanical Engineering

Dr. Döbröczöni Ádám
President of Editorial Board

Vesza József
General Editor

Dr. Jármái Károly
Dr. Péter József
Dr. Szabó Szilárd
Deputy

Dr. Barkóczi István
Bányai Zoltán
Dr. Beke János
Dr. Bercsey Tibor
Dr. Bukoveczky György
Dr. Czitán Gábor
Dr. Danyi József
Dr. Dudás Illés
Dr. Gáti József
Dr. Horváth Sándor
Dr. Illés Béla
Kármán Antal
Dr. Kulcsár Béla
Dr. Kalmár Ferenc
Dr. Orbán Ferenc
Dr. Pálincás István
Dr. Patkó Gyula
Dr. Péter László
Dr. Penninger Antal
Dr. Rittinger János
Dr. Szabó István
Dr. Szántó Jenő
Dr. Tímár Imre
Dr. Tóth László
Dr. Varga Emilné Dr. Szűcs Edit

Cooperation in the editing:
Dr. Balogh András
Dr. Török Imre

Dear Reader!

The University of Miskolc within the framework of European Structural Funds got a financial support for the Improvement of the quality of higher education based on the activity of Centres of Excellence. The aim of this project is to increase the attractiveness of the University of Miskolc and to promote the social and economic modernization and restructuring of the Region. For this purpose, four Centres of Excellence having outstanding importance on strategic research fields were established at the University of Miskolc. It is also aimed by these Centres to create the intellectual capacity necessary to perform R&D&I activities at an international level. Innovative Design and Manufacturing is one of the four Centres of Excellence established at the Faculty of Mechanical Engineering and Informatics. The Innovative Materials Processing Technologies is one of the seven Scientific Workshops created within this Centre of Excellence. This Scientific Workshop is based on the infrastructure and intellectual capacity of the Department of Mechanical Technology. Establishing strategic partnership with the key social and industrial partners in the local and wider region in the fields of Materials Sciences and Materials processing Technologies (i.e. welding, heat-treatment and metal forming) may be regarded as one of the main objectives of this project.

Reports are regularly published in national and international journals and at conferences about the scientific results achieved within the project: the current issue of GÉP as one of the leading technical journal in Hungary can be considered as one in these series. In this issue, you may read a general overview about the recent developments on materials science developments in car manufacturing. The paper mainly deals with steel developments including the various grades of high strength steels. A further paper is dealing with the weldability issues of high strength steels focusing on the optimum determination of welding parameters. An interesting paper can be found on linear friction stir welding, a new innovative welding process. Thermo-chemical surface engineering always played an outstanding role in the activity of the Heat-treatment Division of the Department. A paper comprising the recent developments in various kinds of nitriding processes may be also read in this issue. This paper shortly discusses two conventional methods of nitriding (gas nitriding and plasma nitriding), furthermore the novel trends of nitriding, e.g. active screen plasma nitriding and complex treatments are discussed in details. In further papers, you can read about two recent developments in metal forming: one of these papers summarizes some recent activities and achievements in sheet metal formability researches particularly focusing on forming limit diagrams. A next paper introduces a novel, innovative tube- and sheet forming process, i.e. the Hydroforming that has more and more application in car manufacturing. The last paper in this issue summarizes the application of various Computer Aided Engineering Methods and the program packages applied at the Department in the training of engineering students at BSc and MSc level. I believe that this short introduction indicates the comprehensive research and development activity performed at the Department of Mechanical Technology in this project.

Prof. Dr. Miklós Tisza
leader of Scientific Workshop

Managing Editor: Vesza József. Editor's address: 3534 Miskolc, Szervezet utca 67.
Postage-address: 3501. Pf. 55. Phone/fax: (+36-46) 379-530, (+36-30) 9-450-270 • e-mail: mail@gepujsag.hu

Published by the Scientific Society of Mechanical Engineering, 1027 Budapest, Fő u. 68.
Postage-address: 1371, Bp, Pf. 433
Phone: 202-0656, Fax: 202-0252, E-mail: a.gaby@gteportal.eu, Internet: www.gte.mtesz.hu
Responsible Publishere: Dr. Igaz Jenő Managing Director

<http://www.gepujsag.hu>

Printed by Gazdász Nyomda Kft. 3534 Miskolc, Szervezet u. 67.

Price per month: 1260 Ft.

Distribution in foreign countries by Kultúra Könyv és Hírlap Külkereskedelmi Vállalat H-1389
Budapest, Pf. 149. and Magyar Média H-1392 Budapest, Pf. 272.

INDEX: 25 343 ISSN 0016-8572

Elegend van a semmihez sem értő hegesztőgép üzletkötőkből?

Nem tudod elvégezni a napi munkádat az unalmas, „a cégünk ekkor és ekkor alakult blababla” eladási prezentációktól?

Válaszd a másik utat!

A cél a Te egyedülálló támogatásod a hegesztés- és vágástechnika területén szakemberektől szakembereknek, az eszköz a világ technológiavezető hegesztőgépe, a **Fronius**.

Hozzáértés, a szakma ismerete és szeretete, szélsőséges körülmények között is verhetetlenül működő berendezések, akárhol és akármikor.

Nem egy sokadik láda, hanem a legjobb hegesztőgép, a legjobbaknak.

Neked!



Froweld Kft.

1239 Budapest, Grassalkovich u. 255.

telefon: 06 1 287-8477

e-mail: info@froweld.hu

20

éve 1992–2012

MAGYARORSZÁGON

IREHM

Hegesztéstechnika

Az Ön partnere a hegesztésben

