

26%). Az EUROFER 2021-re jelentős növekedést feltételez, de termelésük ezzel együtt kisebb lesz a válság előttinél.

– A látszólagos acélfelhasználás 2020-ban az EU-ban 16,6%-kal lehet kisebb az előző évinél.

– Az EU az elmúlt években jelentős nettó acélimportőrre vált, ami értelemszerűen csökkentette az EU-ban működő acélipari vállalatok eladási lehetőségeit.

– Az ágazat képviselői felhívták az EU illetékes szervezeteinek figyelmét a következményekre, és kérték a versenyképességük megtartásához szüksége állami beavatkozások lehetőségét.

– A hazai acélfelhasználás 2020-ban várhatólag 7%-kal lesz kisebb az előző évinél, ami tovább csökkenti az eladási lehetőségeket.

– A hazai acélipar egyike a legkisebbeknek az EU-ban, ami az átlagnál is sérülékenyebbé teszi. Emiatt más EU tagországokhoz hasonlóan szükség lenne a legális állami támogatások kihasználására.

Felhasznált források

Az alábbi szervezetek különböző dokumentumai:

World Steel Association (WSA) www.worldsteel.org

A World Bank ide vonatkozó dokumentumai www.worldbank.org

Az EUROFER dokumentumai, állásfoglalásai www.eurofer.org

Az OECD Steel Committee jelentései www.oecd.org/industry/ind/steel_committee

A Dunafer Magazín szaklap <http://dunaferr.hu/dunaferr-magazin>

THIELE ÁDÁM – HÁRI LÁSZLÓ – MAGYARI DOMONKOS

Az acél kovácstűzbeli elégésének metallurgiai háttere – damaszkolt anyagokon kialakuló felületi hibák magyarázata

A kovácshegesztés előtt a kovácstűzben túlhevített damaszkolt anyagoknál a későbbi felületkikészítés során gyakran jelentkezik a mintázat egy adott területen való eltűnésével járó fényes, foltszerű felületi hiba. Az elvégzett kísérletek és anyagvizsgálatok alapján úgy véljük, hogy a munkadarab elégése, hiccélése során szivacsos felrakódások alakulnak ki a munkadarabból kilövellő szilárd acélszemcsék összehegedésével, ezt a szivacsos felrakódást a munkadarab kovácsolásakor rendszerint vissza-kovácshegesztjük a felületbe. Damaszkolt termékek esetén viszont ez a maratás után láthatóvá váló, az értéket nagyban csökkentő mintázati hibához vezet. A cikkben bemutatjuk az acél kovácstűzbeli elégésének, hiccélésének általunk feltételezett metallurgiai hátterét, és azokat a fizikai-kémiai folyamatokat, amelyek a damaszkolt anyagok esetén később mintázati hibát okozó, szivacsos felrakódások kialakulásához vezetnek.

Bevezetés

A lágyvas (kis karbontartalmú bucavas, amely nem edzhető) és acél (nagy karbontartalmú bucavas, amely edzhető) rétegek összekovácsolásával készült réteges kompozitok („piled composites”) a damaszkolt pengék elődjeként már az időszámításunk előtti néhány században megjelentek Európában [1]. Ennek az eljárásnak csak a mechanikai tulajdonságok javítása volt a célja, nem pedig szép felületi mintázat kialakítása. A díszítő funkció csak később, a 2. századtól jelent meg, amikor pengék készítéséhez a lágyvas és acél mellett egy speciális, ma már nem

létező vasötvözetet, foszforvasat (nagy, kb. 0,4-1,5%-os – tömegszázalékos – foszfortartalmú bucavas) is elkezdtek felhasználni [2]. A damaszkolt kardpengéknek csak a középső része, késeknél pedig csak a penge foka volt damaszkolt, később pedig megjelentek a damaszkolt fémberakással („inlaid”) díszített pengék is. A damaszkolt sáv általában 7-14 rétegű és csavart mintázatú volt [4], és a penge élet többnyire acélból kovácsolták hozzá [3]. A foszforvassal történő díszítés egyszerűbb megjelenési formája volt, amikor csak egy vagy két foszforvas réteget („stripped”) vagy egy fogazott mintázatú („serrated”) foszforvas réteget kovácsoltak be a pengébe [5]. A damaszkol-

Dr. Thiele Ádám 2010-ben okleveles gépészmérnökként végzett, majd 2015-ben PhD-fokozatot szerzett a Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem Gépészmérnöki Karán. Jelenleg egyetemi adjunktusként az Anyagtudomány és Technológia Tanszék munkatársa, kutatási területe az archeometallurgia. 2004 óta egyéni vállalkozóként kovácsol.

Dr. Hári László 1974-ben az NME KFFK főiskolán metallurgus üzem mérnöki, majd 1979-ban az NME Kohómérnöki Karán okl. kohómérnök képesítést szerzett. 1986-ban dr. univ., 1998-ban PhD-minősítést nyert. A dunaújvárosi főiskolán hosszú ideig a

Fizikai kémia, a Nyersvasgyártás és az Acélgégyártás c. tárgyak előadója volt. Jelenleg nyugdíjas, emellett külső óraadó a Miskolci Egyetem Metallurgiai Intézetében. Kutatási területe a kohászati folyamatok szimulációja.

Magyar Domonkos jelenleg a Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetemen a Gépészmérnöki Kar Gépészmérnöki Szak Anyagtechnológia specializáció hallgatója. A Gépészmérnöki Karon működő Alakítástechnikai Szakosztály elnöke. Az anyagvizsgálat, hőkezelés és szabadalakító kovácsolás iránt érdeklődik.

lás a kardoknál egészen a 12. századig, késeknél pedig a 14. századig elterjedt díszítési technika maradt [2].

Thiele Ádám (a Bucavasgyűró) immár több mint két évtizede készít damaszkolt késeket, fokosokat a szakmában nagyon elterjedt C15 + 90MnCrV8 vagy C45 + 90MnCrV8 anyagpárosításokkal dolgozva. A damaszkolt anyagainál kezdettől fogva megfigyelt egy gyakran jelentkező, jellegzetes felületi hibát, a felület kikészítése (csiszolása és maratása) után a mintázat egy adott területen való eltűnését (1. és 2a ábra, a hátsó-belső borítón).

A hiba kiterjedése általában néhányszor tíz négyzetmilliméteres, de rosszabb esetben a négyzetcentiméteres nagyságrendbe is eshet. A hibás területen a mintázat helyett a szokásos 1-2 perces, kb. 60-80 °C-os kénsavas maratás után egy világos folt látható, amelynek alakja változó. A hibával nem érintett területen a maratás után a felület a mintázatnak megfelelően „recés” lesz, mert a 90MnCrV8 pár századmilliméterrel mélyebbre maródik, mint a C15 vagy a C45, így a damaszkolt anyag szép, réteges makroszerkezete láthatóvá, sőt tapinthatóvá válik. A hibás területen az anyag alig maródik, hasonlóan a C15-höz vagy C45-höz, és maratás után a kikészített felületből kiemelkedő „szigetként” marad meg.

Történelmileg hitelesen, bucavasakból előállított damaszkolt próbatesteken elvégzett mechanikai anyagvizsgálatok alapján megállapítottuk, hogy a közhiedelemmel ellentétben, a középkori Európában elterjedt damaszkolás elsődleges célja a díszítés, nem pedig a pengék mechanikai tulajdonságainak javítása volt, azokra előnyös hatást nem gyakorolt [6]. Ennek oka, hogy a damaszkolt pengékben díszítő céllal felhasznált tipikus foszforvas nagyon rideg, a szívósságát és alakíthatóságát jellemző mérőszámoknak mindegyike [ütőmunka (KV), fajlagos törési munka (W_c), szakadási nyúlás (A) és kontrakció (Z)] közel nulla. Ebben a kontextusban a középkori damaszkolás díszítő szerepe még inkább felértékelődik. A leírt felületi hibák bizonyára a korabeli damaszkolási technikánál, másféle vasötözetek felhasználásakor is jelentkeztek (ma már ezek nem láthatók a több száz, vagy akár ezer éves, korrodálódott damaszkolt pengéken), és jelentősen csökkentheték a pengék értékét, így nagyon fontos lehetett ezek elkerülése.

A felületi hibák kialakulása a kovácshegesztés előtti túlhevítésre vezethető vissza. Mivel a damaszkolt anyagok kovácsolása során kis hőmérsékleten a rétegek szétválása könnyen megtörténhet (delamináció), az alakítást a kovácshegesztési hőmérséklet felső határáról (kb. 1350 °C) kell elkezdni. Ilyenkor azonban a munkadarab sarkai, élei, vékonyabb részei a kovácstűzben könnyen túlhevülhetnek, eléghetnek, „elhiccelhetnek” (a nagy hőmérsékleten szikrázva elégő acélra mondják azt a kovácsok, hogy „hiccel”, a kifejezés egy szakzsargon), és az ilyen területeken a felületkikészítés után rendszerint megfigyelhető a bemutatott mintázati hiba. De a hiba kialakulásának alaposabb magyarázatához és az elkerülése érdekében jobban meg kell érteni az acél kovácstűzbeli elégésének, hiccelésének a metallurgiai hátterét.

Módszerek, eredmények

A damaszkolt anyagokon kialakuló felületi hibák vizsgálata érdekében C15 és 90MnCrV8 acélok felhasználásával 160

rétegből álló damaszkolt próbatestet kovácsoltunk (5 rétegből kiindulva, 3 réteg C15 és 2 réteg 90MnCrV8 felhasználásával, így 5 visszahajtással és kovácshegesztéssel volt elérhető a 160 réteg). A kb. 150 mm hosszú, 14 mm-es négyzet keresztmetszetű damaszkolt rúd mindkét végét túlhevítettük, elégettük a kovácstűzben. A tartós hícélés után szivacsos felrakódások alakultak ki a felületen. Ezeket a próbatest egyik végén meghagytuk, a másikon viszont vissza-kovácshegesztettük a felületbe (úgy, ahogyan ez a damaszkolt termékek kovácsolásakor is szokott történni). A próbatest ezután szabad levegőn hűlt le. A felületkikészítés során az átkovácsolt véget mind a négy oldalon, a másik végét viszont csak két oldalán csiszoltuk meg, így a próbatesten jól látható, hogy a lecsiszolt szivacsos felrakódások alatt a maratás után nem jelentkezik a mintázati hiba. Azon a végen viszont, ahol a szivacsos felrakódásokat vissza-kovácshegesztettük, a felületen nagy kiterjedésű mintázati hiba látható a maratás után (2a ábra).

Az acél kovácstűzbeli elégésének tanulmányozására C15 (S235) anyagminőségű 10 mm-es négyzetacélokat égettünk el, hagytunk tartósan hicceni. A tűzből kivett próbatesteket szabad levegőn hagytuk lehűlni. Elsősorban a próbatestek alsó felületén (a tűztérbe alulról fűjtük a levegőt, ld. később) nagyméretű szivacsos felrakódások alakultak ki (2b, c és d ábra, a hátsó-belső borítón). A 2b ábrán látható középen elégetett C15-ös próbatesten kétoldali szivacsos felrakódások alakultak ki. A 2c ábra elégetett hegyű C15-ös próbatesten nagyméretű szivacsos felrakódás látható, a 2d ábrán pedig egy ilyen szivacsos felrakódás keresztmetszeti csiszolata C15-ös próbatestből kivágott mintán.

A damaszkolt próbatest mindkét végéből kivágtunk egy-egy mintát, amelyeken metallográfiai vizsgálatokat végeztünk (3. és 4. ábra, a hátsó-belső borítón). Ezek során jól látható volt, hogy a damaszkolt anyag mintázata a szivacsos felrakódás (3a ábra) és a lencse alakú vissza-kovácshegesztett szivacsos felrakódás helyén (3b ábra) megszűnik, ezek a damaszkolt alapanyaghoz képest homogén, nagy karbontartamú (kb. eutektoidos), területekként mutatkoznak meg, alapvetően perlités szövetszerkezettel, kevés bainittel.

A 3a ábra felső részén a damaszkolt alapanyag megfigyelhető rétegzettsége mellett középen, fehér nyállal jelölve egy széles dekarbonizálódott sáv is látható (több ferrittel a szövetszerkezetben), amelynek a karbontartalma a legutolsó kovácshegesztés után eltelt kevés idő alatt nem tudott még karbondiffúzióval kiegyenlítődni a környezetével. Hasonló dekarbonizálódott réteg figyelhető meg a 4b ábrán is, szintén nyállal jelölve.

A damaszkolt mintákon megfigyelhető továbbá a C15 és 90MnCrV8 rétegek közötti karbondiffúzió miatt bekövetkező karbontartalom kiegyenlítődéssel (a próbatest a kb. 1 órás kovácsolás közben 1000-1350 °C hőmérsékletű volt). Az eredetileg C15 (0,15%-os karbontartalmú) rétegek szövetszerkezete főként perlités, kevés, vékonyhálós megjelenésű proeutektoidos ferrittel (4a és b ábra). Ez a szövet szerkezet kb. 0,5%-os karbontartalomnak felel meg. A 4a ábrán a damaszkolt alapanyag három rétege is látható a mikroszkópi kép jobb oldalán, a rétegek karbontartalmában csak kis különbség mutatkozik.

Metallográfiai vizsgálat céljából néhány C15-ös próbatestből szintén keresztmetszeti mintákat vágtunk ki (egy

reprezentatív mintát mutat be a 3c ábra). Ezek alapján elmondható, hogy a kis karbontartalmú alapanyaghoz képest a szivacsos felrakódások jelentősen felszenültek, karbontartalmuk nagyjából eutektoidos, szövetszerkeztük homogén, főleg perlités (4c ábra).

A 2b ábrán látható próbatest kialakulásához vezető kísérletről a YouTube-on megnézhető két videó. Az első videó három percen végig bemutatja a kísérletet: <https://youtu.be/sTaFsA93ZBc>. A második pedig az előbbi videó leglényegesebb szakaszának kinagyított és lelassított változata: <https://youtu.be/WGvC8uxPCow>.

Diszkusszió – a hiccélés metallurgia magyarázata

A leírt jelenség keletkezésének okával kapcsolatban releváns irodalmi adatokat nem találtunk. A hiba kialakulásának körülményei a kovácsolás jellegéből kifolyólag meglehetősen bonyolultak és egzakt mérésekkel nehezen követhetők. Mi a metallurgiai ismereteink felhasználásával kísérletet tettünk a jelenség leírására és magyarázatára. A következőkben összefoglaljuk az általunk kidolgozott modell lényegét. A modell helyessége a rendelkezésünkre álló kísérleti és vizsgálati lehetőségekkel nem bizonyítható, de mellette szól, hogy logikus magyarázatot ad a bemutatott problémára.

A kísérleti eredmények értelmezésekor, az acél kovács-tűzbeli elégésére, hiccélésére és a munkadarab felületén megfigyelhető szivacsos területek kialakulására adandó metallurgiai magyarázatot három fő kérdés köré építjük fel:

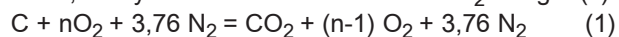
- 1) Az acél hiccélésekor megolvad-e az acélfázis, vagy csak a vas-oxid-fázis folyékony?
- 2) Mi a magyarázata az acél hiccélésekor a munkadarab látványos szikrázásának?
- 3) A szivacsos részeknek miért lesz nagyobb a karbontartalma (kb. eutektoidos) a munkadarab kiinduló karbontartalmához képest?

A damaszolt anyagok esetén továbbá kérdés, hogy miért lesz homogén a kialakuló szivacsos felrakódás vissza-kovácshegesztésével létrejött felületi hiba szövetszerkezete, és a felületkikészítés során miért nem maradik az ilyen terület?

A munkadarab felhevítendő részét a hevítési idő csökkentése érdekében általában a kovács-tűz legmelegebb

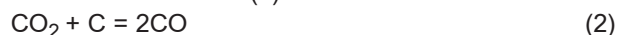
zónájába helyezzük. A kokszt a munkadarabot körbeveszi a kovács-tűzben, alatta (a munkadarab és a befúvónyílás között) is néhány cm-nyi izzó kocszréteg van (5a ábra). A kovács-tűz legmelegebb zónájában oxidál az atmoszféra (5b ábra). Ez azonban csak egy kis kiterjedésű zóna, amelynek mérete a befűjt levegő térfogatáramával változik. A levegőbefúvástól távolodva az oxidáló atmoszféra semlegesre, majd redukálóra vált. Egy hosszú munkadarab esetén tehát lesznek a munkadarabnak olyan részei, amelyek oxidáló, semleges és redukáló atmoszférán hevülnek. Ugyanez a helyzet, ha a kovács-tűzbe oldalról fújuk be a levegőt (vö. oldalszeles kovács-tűz).

A kovács-tűz kémiai alkotóit a C égéstermékei (CO, CO₂) és az égési levegő maradékanyagai (O₂ és N₂) teszik ki. Korlátozott mértékben megtalálható az alkotók között a tüzelőanyag nedvességtartalma is vízgőz formában, illetve a kovács-szén vagy a faszén esetén maradék lepárlási anyagok is (CO, CO₂, H₂, H₂O, CH₄), melyek egy része részt vesz az égési reakciókban. A füstgázok speciális alkotója az SO₂, amely a tüzelőanyagban levő kénvegyületek égéséből keletkezik. A levegőbefúvásnál található a legnagyobb oxigénkoncentráció, amelynek hatására a szilárd szén CO₂-vé ég el (1):



A reakció exoterm jellegéből következően a levegő áramlási irányába esően a munkahőmérséklet megnő, maga az égési levegő fel nem használt része előmelegszik. A két tényezőtől fakadóan az égés sebessége is megnő. A folyamat előrehaladásával a gázok O₂-tartalma egyre fogy, és a zérus oxigéntartalom környékén az égés sztöchiometrikussá válik. Hozzávetőleg ebben az állapotban éri el a rendszer a CO₂-tartalom (és egyben az égéshőmérséklet) maximumát, ahol a gázok elvileg már zérus O₂-tartalmat és még zérus CO-tartalmat mutatnak (vö. 5b ábra).

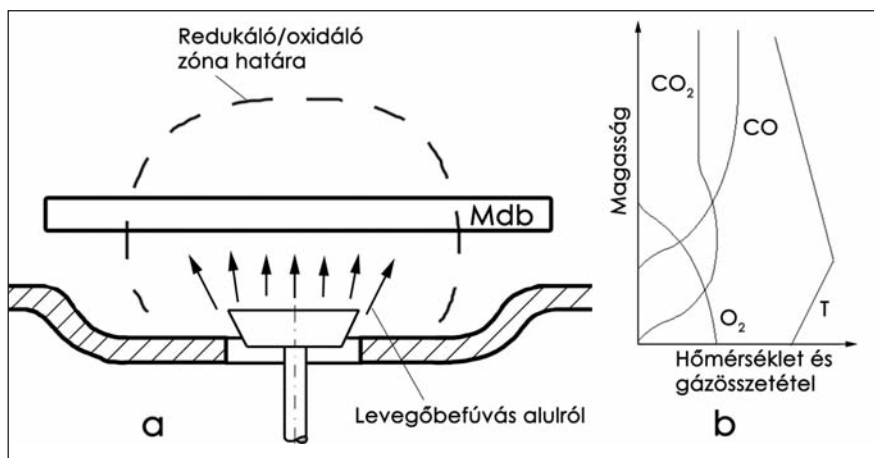
Az égés további fázisában a CO₂-N₂ gázelegy a nyomás és a felhajtóerő hatására továbbra is felfelé áramlik, és a CO₂-tartalom reakcióba lép az izzó szénrel a közismert Boudouard-reakció (2) szerint:



A reakció endoterm, melynek hatására a munkatér hőmérséklete csökken, egyúttal a CO-tartalma növekedni kezd. Ezzel kialakul a kovács-tűzhely felső részében egy CO₂-CO-tartalmú gázelegy, melynek összetétele a hő-

mérséklettől és a szilárd tüzelőanyag reakcióképességétől függ. A továbbiakban a nagy hőmérsékleten kialakuló, túlnyomórészt CO-t tartalmazó gázelegy 1000 °C alá hűl és a Boudouard-reakció megfordulásával a CO-tartalom csökken (vö. a Boudouard-görbe a 6c ábrán).

A kovács-tűz legmelegebb (a N₂ mellett túlnyomórészt CO₂-ot tartalmazó), oxidáló atmoszférájú zónájában történhet meg a munkadarab elégése (6. ábra). A reveképződés kezdeti hőmérséklete 600 °C-ra becsülhető (az atmoszféra oxigéntartalmától függően). A reve főként wüstitből (FeO) és kevés magnetitből (Fe₃O₄) áll, amelynek mennyisége a



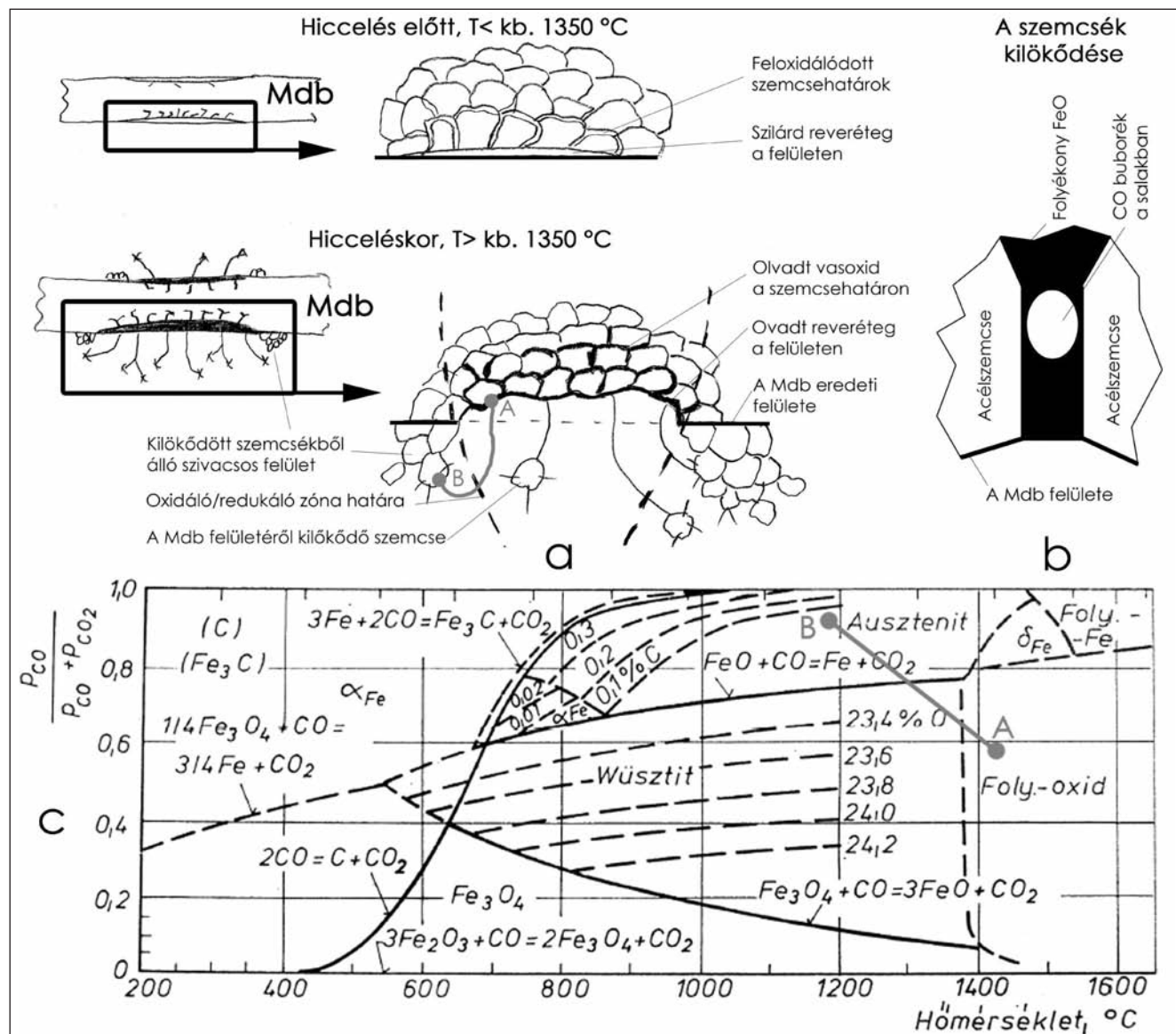
■ 5. ábra. Kísérleti elrendezés. a) A munkadarab elhelyezkedése a kovács-tűzben közepesen elégetett próbatest esetén (vö. 4a ábra), b) a hőmérséklet és a gázösszetétel változása a tűztérben

hőmérséklet emelkedésével tovább csökken. Kb. 1350 °C-os hőmérséklet alatt (6a ábra felső része) a felületet még szilárd halmazállapotú reveréteg borítja (a wüsztit olvadáspontja 1377 °C). A munkadarab kis mélységben a szemcsehatárok mentén már ekkor feloxidálódik [7, 8].

Kb. 1350 °C-os hőmérséklet felett a felületet borító és a szemcsehatárokon lévő vas-oxid megolvad (6a ábra alsó része), és úgy véljük, hogy az ekkor megjelenő folyékony vas-oxid-fázis ugrásszerűen megnöveli az acélfázis oxidációjának a sebességét. Ekkor következik be a munkadarab elégése, szikrázása, amit a kovácsok hiccélésnek neveznek. A bemutatott kísérletek és anyagvizsgálatok alapján úgy véljük, a hiccélés magyarázata, hogy egyrészt az olvadt vas-oxid szemcsehatárokon való megjelenésével a szemcsék közötti kohéziós kapcsolat gyengül vagy megszűnik, és egy folyékony vas-oxidból és szilárd acélszemcsékből álló kétfázisú tixomolding keletkezik. Másrészt pedig a gyorsan eloxidálódó szilárd acélfázis karbontartalma a folyékony vas-oxiddal reagálva heves CO gázképződés mellett ég ki az acélből, és a gáztenziója szilárd acélszemcséket és dugóként viselkedő folyékony revét lök ki a munkadarab felületéről. Maga a kis vagy közepes kar-

bontartalmú acélfázis a hiccélés során nem olvad meg (1350 °C-on legalább 1,2%-os karbontartalom szükséges az olvadt fémfázis megjelenéséhez, és a jelenségében nagy szerepet játszik, hogy a fémfázis olvadáspontja nagyobb, mint az oxidjéé).

A hiccélés során a szilárd fémfázis karbontartalmának elégésekor keletkező CO-ra jellemző egy adott egyensúlyi állandóhoz, azaz hőmérséklethez köthető parciális nyomás, p_{CO} . A CO nyomását és a CO-képződés sebességét az ausztentiben diffundáló C sebessége határozza meg. Az izobár dekarbonizáció következményeként keletkező CO egyéb hatásai nem szembetűnőek, mivel a megalakítás iparban elterjedt 1000-1200 °C-os hőmérsékletén a CO a pórusokat kitöltő szilárd, de porózus révén keresztül kidiffundál, így gázdinamikai jelenségek nem érzékelhetők. Ezek a viszonyok a reve megolvadásával azonban megváltoznak. Feltételezzük, hogy a korábban feloxidálódott, olvadt révével teli szemcsehatár pórusként viselkedik, és a pórusokban elhelyezkedő olvadt vas-oxid jól záró dugóként zárja el a kidiffundáló CO útját (6b ábra), melynek belsőjében a hőmérséklet növekedésével egyre nő a CO parciális nyomása. A CO távozását a kiegyenlített nyomásvi-



6. ábra. A munkadarab kovácstűzbeli elégésének és hiccélésének metallurgiai magyarázata

szonyok akadályozzák. A CO távozásának feltétele az, hogy a képződő CO nyomása (p_{CO}) legyőzze a külső (p_0 , atmoszférikus) és a kapilláris nyomás (p_{kap}) összegét (3):

$$p_{CO} > p_0 + p_{kap} \quad (3)$$

A (3) egyenletben foglalt feltétel teljesülésekor a CO robbanásszerűen távozik a kapillárisból, olvadt salakot és szilárd acélszemcséket kilövellve, ez jelentkezik a hiccéléskor szikraeső képében. A szikrák mennyisége, nagysága és tömegárama úgy véljük, a C-tartalommal és a hőmérséklettel nő.

A kirepülő szemcsék egy része az oxidáló atmoszférában teljesen wüsztitté ég el, más része kijutva onnan, redukáló atmoszférán felszenül. A 6a ábra alsó részén látható egy kitüntetett szemcse, amely a nagy hőmérsékletű, oxidáló atmoszférájú (vö. Fe-C-O rendszer, 6c ábra) „A” pontból indul, majd az oxidáló zónából kijutva a kisebb hőmérsékletű, már redukáló atmoszférájú „B” pontba érkezve hozzáheged a már ott lévő, szivacsos felrakódást alkotó többi szemcséhez. A munkadarab oxidáló atmoszférán eléggő anyagából kilökődő acélszemcsék tehát a munkadarab semleges, enyhén redukáló atmoszférán lévő részén összegyűlnek, összehegednek (diffúziós hegedés), így alakulnak ki a munkadarab felületén a hiccélés után megfigyelhető szivacsos felrakódások (a munkadarab oxidáló atmoszférán eléggő anyagából keletkező folyékony vas-oxid feltételezhetően szintén kijuthat a tűztér redukáló zónájába és visszaredukálódhat színvassá). Ennek a nagy fajlagos felületű szivacsos fémfázisnak a karbon tartalma egyensúlyt tart a gázatmoszféra adott területre jellemző karbonpotenciáljával, így az alapanyag eredetileg alacsony karbon tartalma esetén is képes erősen felszenülni (ld. a C15-ös próbatest felszenült szivacsos felrakódásait a 3c ábrán). A felszenülés feltételezhetően már a szemcse röptében, amikor az a redukáló zónába ér, részben megtörténik, a szemcse nagy fajlagos felülete és a nagy hőmérséklet miatti gyors karbondiffúzió következtében.

Úgy gondoljuk, hogy a damaszkolt anyagok esetén azért lesz homogén és nehezen maródó a kialakuló szivacsos felrakódás vissza-kovácshegesztésével létrejött felületi hiba, mert nem tartalmaz a karbonon kívül más ötvözőt, a karbon eloszlása pedig egyenletes benne (ld. a 3. és 4. ábrán bemutatott csiszolatok). Bár a szivacsos felrakódás fémfázisa részben az ötvözött 90MnCrV8-ből származik, a Mn, a Cr és a V nagyobb oxigénhez való affinitásuk miatt a 90MnCrV8 szemcsékből még a szén megelőzve kiégnek (az ötvözők hiányát később még SEM-EDS, ill. GDOES mérésekkel próbáljuk meg igazolni). Az ötvözőket nem tartalmazó egyszerű szénacélnak tekinthető lencse alakú vissza-kovácshegesztett mintázati hibák tehát az ötvözőket nem tartalmazó C15-höz vagy C45-höz hasonlóan világos területként jelentkeznek a felületkikészítés után.

A munkadarabnak a tűztér oxidáló zónájában égő anyagában és a szivacsos felrakódásban a szemcsehatárokat körülvevő olvadt vasoxidban úszó acélszemcsék kétfázisú, tixomolding-jellegű anyagot alkotnak, amely egyszerűen a súlyánál fogva lefolyhat a munkadarab alsó részére (egy ilyen tixomolding csepp lecsöppenése megfigyelhető a korábban hivatkozott második videón is) és a munkadarabtól elválva egy salakos-szivacsos vasrög gyűlhet össze a tűztér alján vagy szélén, ahol az atmoszférától

függően elég vagy felszenül. Az ilyen égő vasrögök még sokáig szórják a kovácstűzben a szikrát egy elhiccelt munkadarab eltávolítása után is. Az el nem égő vasrögök viszont egy nagyobb, szivacsos, vasbucaszerű röggé állhatnak össze (a japán vasművességben ezt „kerának” nevezik).

Összefoglalás

Az acél kovácstűzbeli elégésének, hiccélésének metallurgiai magyarázatára elméleti modellt dolgozunk ki. Ennek alapján legfontosabb következtetések az alábbiak:

1) A kis és közepes karbon tartalmú acélfázis a hiccéléskor nem olvad meg.

2) A hiccélés közben megfigyelhető látványos szikrázás feltételezett magyarázata, hogy a szemcsehatárokon megjelent reve a nagy hőmérsékleten (kb. 1350 °C felett) megolvad, és a szemcsehatárok között egy folyékony salakdugót képez, amely elzárja az acélfázis karbon tartalmának és az olvadt revét alkotó folyékony wüsztitnek a reakciójából keletkező CO útját. Amikor a képződő CO nyomása legyőzi a külső és a kapilláris nyomás összegét, a CO robbanásszerűen távozik a kapillárisból, olvadt salakot és szilárd acélszemcséket kilövellve. Ez jelentkezik szikra képében.

3) Mivel az acél munkadarab égése csak a tűztér kis kiterjedésű, oxidáló zónájában megy végbe, a hiccélés során az innen kirepülő szemcsék egy része kijutva onnan, a munkadarab redukáló atmoszférán hevülő felületéhez heged, ahol a kialakuló nagy fajlagos felületű szivacsos fémfázis karbon tartalma egyensúlyba kerül a gázatmoszféra adott területre jellemző karbonpotenciáljával, és bekövetkezik a felszenülése.

Köszönetnyilvánítás

Ezúton is szeretnénk megköszönni a Gépészmérnök Képzésért Alapítványnak a kutatáshoz nyújtott eszköztámogatását.

Irodalom

- [1] Jones, L. A. 2002. Blade Construction and Pattern-Welding, [in:] I. Peirce, Swords of the Viking Age, Woodbridge: The Boydell Press, pp. 145–151.
- [2] Tylecote, R. F.; Gilmour, B. J. J. 1986. The Metallography of Early Ferrous Edge Tools and Edged Weapons, BAR British Series 155, Ox-ford: B.A.R., pp. 146–262, 251–252.
- [3] Böhne, C.; Dannheimer, H. 1961. Studien an Wurmunklingen des frühen Mittelalters, Bayerische Vorgeschichtsblätter 26, pp. 107–122.
- [4] Jones, L. A. 1997. The Serpent in the Sword: Pattern-Welding in Early Medieval Swords, „Park Lane Arms Fair Catalogue” 4, pp. 7–11, online változat <<http://www.vikingsword.com/serpent.pdf>>
- [5] Hošek, J. 2011. Serrated welds in medieval knives from territory of the Czech Republic and elsewhere, előadás, Stará huť u Adamova, Iron Smelting and Processing Days.
- [6] Thiele, Á. – Hošek, J. – Kucypera, P. – Dévényi, L. 2015: The Role of Pattern-Welding in Historical Swords – Mechanical Testing of Materials Used in Their Manufacture. Archaeometry 57/4, 720–739.
- [7] Wolf M. M.: Scale Formation and Descaling in Continuous Casting and Hot Rolling. Part II. Ironmaking and Steelmaking. February 2000. p. 66.
- [8] Biroscá S., West G. D. and Higginson R. L.: Microstructural investigation of the oxide scale on low carbon steel METAL 2005 24. – 26.5.2005