

HŐHATÁSÖVEZETI ZÓNÁK FIZIKAI SZIMULÁCIÓJA NAGY SZILÁRDSÁGÚ SZERKEZETI ACÉLOK ESETÉN

Kovács Judit

PhD hallgató, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: metkjudit@uni-miskolc.hu

Raghawendra P. S. Sisodia

PhD hallgató, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: metraghu@uni-miskolc.hu

Gáspár Marcell

egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkeztani és Anyagtechnológiai Intézet
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: gasparm@uni-miskolc.hu

Absztrakt

Napjainkban a járműipar egyre növekvő igényt mutat a nagy szilárdságú acélok szélesebb körű felhasználására. Az acélgártók folyamatosan fejlesztik az új generációs nagy szilárdságú acélokat, így garantálva az egyre nagyobb szilárdsági és szívóssági tulajdonságokat. A fejlesztések által biztosítják a jó szilárdság-sajáttömeg arányt, megfelelő hegeszthetőséget, megnövekedett szívósságot, valamint megfelelő alakváltozó képességet. Mindezek ellenére a nagy szilárdságú acélok hegesztése még tartogat kihívásokat, pl.: hidegrepedési hajlam, a hőhatásövezet kilágyulási hajlama, hozaganyag-választás nehézségei. A nagy szilárdságú acélok hőhatásövezetében keményedett és kilágyult zónákat találhatunk, amelynek következtében az anyag nagymértékben elveszti kiemelkedő mechanikai tulajdonságait. A ténylegesen elkészített hegesztett kötésekben a hőhatásövezet tulajdonságai csak korlátozottan elemezhetők hagyományos anyagvizsgálatok segítségével. Többek között ezért is fejlesztették ki a fizikai szimulátorokat, amelyek segítségével megvizsgálhatjuk a különböző hőhatásövezeti zónákat. A fizikai szimulátorok fejlesztésének másik oka, hogy időt és anyagot takaríthatunk meg a valós hegesztési kísérletekhez képest. Kutatómunkánkban két nagy szilárdságú szerkezeti acél (S960QL és S960M) hegeszthetőségét, valamint a hegesztést követően kialakult hőhatásövezet tulajdonságait vizsgáljuk, majd hasonlítjuk össze. A vizsgált acélok azonos szilárdsági kategóriába tartoznak ($R_{p0.2}=960$ MPa) és azonos lemeztvastagsággal ($t=15$ mm) rendelkeznek. A hőhatásövezeti szimulációk során a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés két különböző technológiai változata esetén vizsgáltuk a hűtési idő hatását a kritikus hőhatásövezeti zónákban ($\Delta t_{8/5}=5$ és 30 s esetén). A kiválasztott szemcsedurvulási, normalizálási, interkritikus és szubkritikus zónák tulajdonságait optikai mikroszkópos vizsgálat és keménységvizsgálat segítségével elemeztük.

Kulcsszavak: termomechanikusan kezelt acél, nemesített acél, Rykalin 3D modell, hőhatásövezet, fizikai szimuláció, hegeszthetőség

Abstract

Nowadays there is a growing interest for the wider application of high strength steels. Advanced high strength steels with higher strength and toughness properties, are continuously developed by the steel producers. They provide good strength to weight ratios, acceptable weldability, improved toughness and sufficient formability. However, the weldability of high strength steels has still challenges which are as follows: cold cracking sensitivity; reduction of strength and toughness in weld and heat-affected zone (HAZ); matching phenomena. In the HAZ of high strength steels hardened and softened zones can be found, where the base material can significantly lose its outstanding mechanical properties. In real welded joints the HAZ properties can be limitedly analysed by conventional material tests, therefore physical simulators were developed for the examination of different HAZ areas. Physical simulation provides time and material saving compare to real welding experiments. In our research work the weldability, especially the HAZ characteristics of two high strength structural steels (S960QL and S960M) from the same strength category ($R_{p0.2} = 960$ MPa) and thickness ($t = 15$ mm) were compared and discussed. Two relevant technological variants for gas metal arc welding (GMAW), $\Delta t_{8/5} = 5$ and 30 s were applied during the HAZ simulations and the effect of cooling time on the critical HAZ areas was analysed. The properties of the selected coarse grained (CGHAZ), fine grained (FGHAZ), intercritical (ICHAZ) and subcritical (SCHAZ) zones were investigated by optical microscope tests and hardness tests.

Keywords: Thermomechanically controlled processed (TMCP) steel; quenched and tempered steel; Rykalin 3D model; heat-affected zone (HAZ); physical simulation; weldability

1. Bevezetés

A korszerű nagy szilárdságú szerkezeti acélok összetett mikroszerkezettel rendelkeznek, amelyek általában többfázisúak, így biztosítva a szilárdság és alakíthatóság egyre javuló kombinációját. Ezt az egyensúlyt biztosítani kell ahhoz, hogy az előírt szilárdsági követelmények teljesüljenek, miközben a megfelelő alakíthatóság feltétele is teljesül. A nemesített nagy szilárdságú acélok az MSZ EN 10025-6 szabvány alapján a „Szerkezeti acélból készült lapostermékek magas folyáshatárral, nemesített állapotban” kategóriába, míg a termomechanikusan kezelt nagy szilárdságú acélok az MSZ EN 10025-4 szabvány alapján a „Termomechanikusan hengerelt, hegeszthető finomszemcsés szerkezeti acélok” kategóriába tartoznak. Érdeemes megemlíteni, hogy az acélszerkezetek építésekor Európában továbbra is főként a maximum 690 MPa folyáshatárú acélminőségeket alkalmazzák, így a nagyobb szilárdsági kategóriák elsősorban a járműiparban jelennek meg (1. ábra) [1].

Általában az ultra nagy szilárdságú szerkezeti acélokat gyártásuk során edzik és megeresztk, amelynek eredményeként egy megeresztett martenzites szövetszerkezet alakul ki [2,3]. Mivel egyedül a martenzit képes nagy szilárdságot biztosítani, ezért az acél szívósságának a biztosítása nagy problémát jelent [4]. Közismert, hogy a szívósság növelése szemcsefinomítás segítségével történhet anélkül, hogy az anyag elveszítené a szilárdsági tulajdonságait [5]. A kiemelkedő mechanikai (főleg szilárdsági) tulajdonságaik miatt egyedülálló sajáttömeg csökkenés érhető el az alkalmazásukkal [6]. Ezekben az acélokban a szilárdságnövekedést a következők biztosítják: ötvözés szilárd oldat formájában, fázisátalakulás, szemcsefinomítás, kiválások kialakulása [7]. A termomechanikai kezelések javulásának és a számos hőkezelési technológiának köszönhetően a termomechanikusan kezelt nagy szilárdságú acéloknak (S960M) a folyáshatára elérheti a nemesített acélok folyáshatárának szintjét [8].



1. ábra A nagy szilárdságú szerkezeti acélok alkalmazása a járműiparban

Felhasználásuk során rengeteg egyéb előny sorolható fel a szelvényméret csökkenésnek köszönhetően: kisebb sajáttömeg, kevesebb szállítási költség, anyagtakarékosság, kisebb varrat. Tehát az egyszerűsített szerkezeti elemek és építési technológiák alkalmazása gyakran kedvező lehetőséget nyújt vázszerkezetek, daruk, hidak stb. építése során [9][10]. A jövőben a korszerű nagy szilárdságú acélok az autóiipari felhasználás szempontjából további kedvező lehetőségeket biztosíthatnak. Szerkezeti alkalmazásokra néhány gyakran használt nemesített acélminőség.: S500Q, S550Q, S620Q, S690Q, S890Q, és S960Q [MSZ EN 10025-6], termomechanikusan hengereelt szerkezeti acélok esetén pedig: S275M, S355M, S420M, és S460M [MSZ EN 10025-4]. Jelen kutatómunkánkban két azonos szilárdsági kategóriába tartozó ($R_{p0,2} = 960$ MPa) nagy szilárdságú szerkezeti acél (S960QL és S960M) hegeszthetőségét, valamint a hegesztést követően kialakult hőhatásövezet tulajdonságait vizsgáljuk, majd hasonlítjuk össze. A hőhatásövezeti szimulációk során az ívhegesztés szempontjából releváns értékeket figyelembe véve az alkalmazott hűlési idők $\Delta t_{8/5} = 5$ és 30 s voltak, amelyek segítségével meghatározhattuk a hűlési idő kritikus hőhatásövezeti zónákra gyakorolt hatását [11]. A hegesztett kötés tulajdonságai lényegében a hűlési időtől függenek, amelynek hosszát meghatározhatjuk a fajlagos hőbevitel, a lemezzvastagság, a kötés típusa, és a hegesztési hőmérséklet segítségével. A kritikus szövetszerkezeti változások, amelyek relevánsak a varrat és a hőhatásövezet szempontjából főként 850 °C és 500 °C között mennek végbe [12].

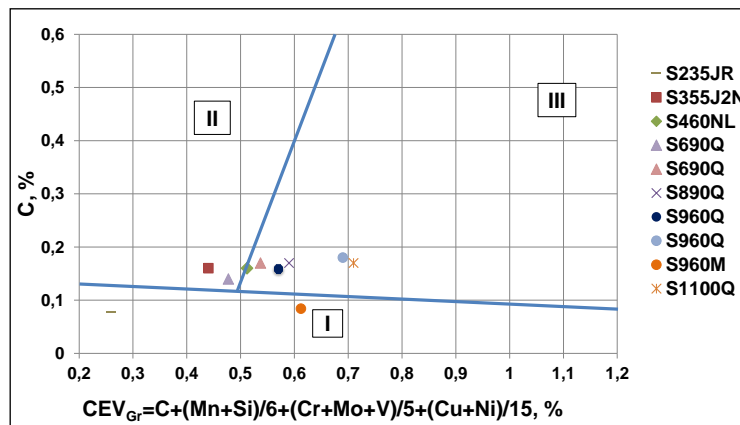
2. A nagy szilárdságú szerkezeti acélok hegeszthetősége

A karbonegyeneérték (CEV vagy CE) a leggyakoribb számszerűsített jellemzője a szerkezeti acélok hegeszthetőségének, amelyet arra használnak, hogy megállapítsák a karbon és egyéb kémiai elemek egyesített hatását az acél hidegrepedési hajlamára. Általánosan elmondható, hogy a kis

karbonegyenérték fontos a jó hegeszthetőség biztosításához. A karbonegyenérték meghatározására különböző képleteket találhatunk, de szerkezeti acélok esetében általában az (1) képletet alkalmazzák a gyakorlatban, amely az IIW (International Institute of Welding) által javasolt összefüggés:

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (1)$$

Néhány országban használnak egy alternatív megközelítést az acélok osztályozására, ez a Graville diagram, amit a 2. ábra mutat. A diagram az acélokat három különböző kategóriába sorolja hegeszthetőségük függvényében: I. zóna (könnyen hegeszthető), II. zóna (körültekintően hegeszthető) és III. zóna (nehezen hegeszthető) [8]. A diagramból látható, hogy a karbonegyenérték növelésével a hegeszthetőség csökken, viszont azt is hangsúlyozza, hogy a karbonnak milyen fontos hatása van a hegeszthetőségre. Az acélok karbontartalmának csökkentése a leghatékonyabb módja, hogy javítsuk a hegeszthetőséget [13].



2. ábra Graville diagram [11]

A nagyon magas karbonegyenérték korlátozott hegeszthetőséget jelent [14]. A CEV szintén segít annak megítélésében, hogy a hegesztett szerkezet készítése közben kell-e alkalmaznunk előmelegítést, valamint, hogy figyelembe kell-e vennünk a hidrogén hatását. A Graville diagram osztályozása alapján a nemesített nagy szilárdságú acélok hegesztése során előmelegítést és szabályozott vonalenergiát javasolt alkalmazni, mivel ezek a kategóriák többnyire a III. zónába tartoznak (S890Q, S960Q, S1100Q), ahol az acéloknak egyaránt magas a karbontartalmuk és a karbonegyenértékük, ezért pedig a hegesztési körülmények hatására repedésérzékeny lehet a szerkezet. Megfontolva ezeket a technológiai javaslatokat a hidegrepedés esélye csökkenthető, valamint a hegesztett kötés szilárdsága és szívóssága is elfogadható lehet [15]. A másik vizsgált anyag az S960M termomechanikusan kezelt acél az I. zónába sorolható, tehát viszonylag alacsony a karbontartalma és kicsi az edződési hajlama is, ezért kevésbé hajlamos a hidegrepedésre. A korszerű nagy szilárdságú szerkezeti acélok hegesztéstechnológiájának kidolgozása során a hegesztőmérnökök egyik lefontosabb feladata az előmelegítési hőmérséklet és a fajlagos hőbevitel meghatározása [16]. Az S960M jelű acél szövetszerkezete az alkalmazott termomechanikus kezelés miatt elsősorban bénites, martenzites és ferrites, a Graville diagram alapján pedig hegesztés előtt előmelegítés alkalmazása nem indokolt [17].

2.1. A nagy szilárdságú szerkezeti acélok hegesztési nehézségei

A nagy szilárdságú acélok hegesztése során a legtöbb nehézséget a hegesztési hőciklus eredményeként létrejövő irreverzibilis szövetszerkezeti változások okozzák az eredetileg megeresztett martenzites szövetszerkezetben [18].

A nagy szilárdságú acélok hegeszthetőségét három tényező határozza meg. Az első a hidegrepedés, a második a hőhatásövezet szilárdságának és szívósságának csökkenése, a harmadik pedig a hozaganyag-választás problémaköre [18]. A magasabb karbon- és ötvözőtartalom a korszerű nagy szilárdságú acélokat érzékenyebbé teszi a hegesztés hőciklusára, amelynek eredményeként a hegesztett kötés tulajdonságai (és mikroszerkezete) nagy változásokon mennek keresztül. A mikroszerkezet és a tulajdonságok nagy mértékben függenek a hegesztési körülményektől és a kémiai összetételtől, ezért az egyes nagy szilárdságú szerkezeti acélra kidolgozott hegesztéstechnológia gyakran nem használható fel más típusokhoz. A szerkezeti acélok esetén már most is széles skála áll rendelkezésünkre, amely folyamatosan bővül [19].

A hőhatásövezet kilágyulási hajlama fokozottan jelentkezik a nagyobb szilárdsági kategóriákban. A nagy szilárdságú szerkezeti acél hőhatásövezetének a kilágyulási mechanizmusa elsődlegesen az interkritikus zónára vonatkozik. A szuperkritikus zónákban (A_3 felett), az ausztenit bomlásakor az acél edzhetőségtől (ötvözet) és a hűlési időtől függően martenzit tartalmú szövetszerkezet alakul ki. Az interkritikus zóna (A_1 és A_3 között), amelyben a hevítés során egyszerre található az eredeti szövetszerkezet és az ausztenit, majd pedig az ausztenit bomlásából szintén martenzit tartalmú részek alakulhatnak ki. A_1 megeresztési hőmérséklet alatt a szövetszerkezet martenzit/bénit tartalmú lesz [20]. A hőhatásövezet kilágyulásának mértéke függ a kezdeti alapanyag szövetszerkezetétől és keménységétől, valamint az acél kémiai összetételétől és a hegesztési hőciklustól (ami a hegesztési folyamat jellemzője) [21,22]. A nagyobb fajlagos hőbevitel, nagyobb kilágyulást eredményezhet, amely egyes acélkategóriákban akár a durvaszemcsés övezetben is jelentkezhet [23].

3. A hőhatásövezet kritikus zónáinak felépítése

A szerkezeti acél hőhatásövezete több zónára osztható, viszont két kritikus zónát kell kiemelnünk: a szemcsedurvulási zónát (CG HAZ: Coarse-Grained Heat Affected Zone) és az interkritikus zónát (IC HAZ: Intercritical Heat Affected Zone), amelyeket általában a keménység és szívósság változása szempontjából vizsgálják.

3.1. Szemcsedurvulási zóna

Az ömledékvonal mellett az anyag A_{c3} hőmérséklet felé hevül a homogén ausztenit mezőbe. Mivel a hevítési sebesség elég nagy (500-1000 °C/s), az átalakulás $A_{c1} \approx 750-800$ °C környékén kezdődik és $A_{c3} \approx 950$ °C-nál fejeződik be. Amikor a szemcsedurvulási zónában a csúcshőmérséklet 1100 °C fölé emelkedik, a szemcsék exponenciálisan növekedni kezdenek a különböző mikroötvöző elemek jelenlétében. A nagy szilárdságú szerkezeti acélokban a szívósság csökkenésének két oka van ebben a zónában. Az első, hogy a szemcseméret akár több, mint 10-szerese lehet a kiinduló anyagénak (>100 μm). A második ok az ötvöző elemek által eredményezett rövid hűtési idő alatt kialakuló kemény martenzites szerkezet. A felsorolt okok miatt sok esetben ez a zóna rendelkezik a legkisebb szilárdsággal. Ezen kívül a hegesztett anyagban a szemcsedurvulási zónában a legnagyobb az esély a hidegrepedés bekövetkezésére, mert a hidrogén bediffundál az ömledékvonaltól, és a durvaszemcsés mikroszerkezet hidegrepedést eredményezhet a hegesztett kötésben jelenlevő húzófeszültség miatt. A

mikroötvözők (főleg Nb, V és Ti) kis diszperz eloszlású kiválások kiválását eredményezik a szemcsehatárokon, ezzel megakadályozva a túlzott szemcsenövekedést [24].

3.2. Interkritikus zóna

Az ömledékvonaltól távolabb a normalizálási zóna (FIHAZ: Fine Grained Heat Affected Zone) mellett, ahol a csúcshőmérséklet A_1 és A_3 között helyezkedik el, az ausztenit átalakulása csak részben megy végbe, ezért egy heterogén szövetszerkezet alakul ki. Az átalakult részek az eredeti szemcsék határain nagyobb karbon tartalommal rendelkeznek, mivel az ausztenitnek nagyobb a karbonoldó képessége ezen a hőmérsékleten. Nagy fajlagos hőbevitel esetén, amikor ez a terület hosszú ideig ezen az interkritikus hőmérsékleten marad, az ausztenit karbon tartalma tovább növekszik, majd a hűtés hatására az ausztenit szemcsék átalakulnak egy ridegebb szövetszerkezetté mint az alapfém, ami lehet perlit, bénit vagy martenzit a hűtési sebesség függvényében. A nagy szilárdságú acélok hegesztése során a martenzit az ausztenitesedett részekből alakul ki, amelyeknek nagyobb keménysége lehet, mint a szemcsedurvulási zónában (miközben az eredeti rész megeresztett állapotban van), továbbá a karbon tartalmuk csökken, ezáltal lágyabb az acél. Maradó ausztenit gyakran megfigyelhető az éles martenzit szigetek közelében, ezért ezeket a területeket összefoglalóan martenzit-ausztenit (M-A) szigeteknek nevezik. Az átalakult részek a viszonylag kilágyult szövetszerkezet és a helyi idegen zónák között helyezkednek el a hegesztett kötésben [24,25].

4. Fizikai szimuláció (Gleeble 3500)

A fizikai szimuláció valódi technológiai folyamat megvalósítása (közel) valós időben és geometriai léptékben. A hőhatásövezet tulajdonságai csak korlátozottan vizsgálhatók hagyományos anyagvizsgálatokkal, ezért a fizikai szimulátorokat (pl. Gleeble) többek között azért fejlesztették ki, hogy feltérképezhessük a hőhatásövezet különböző részeit [26,27].

A hőhatásövezeti szimuláció az egyik legnépszerűbb típusa a Gleeble-el végzett hegesztéssel kapcsolatos kutatásoknak. A Gleeble segítségével létrehozhatók a hőhatásövezet különböző részei a programozott hőciklus alapján. Használatával elég nagy méretben előállíthatók a hőhatásövezet részei a későbbi mechanikai tulajdonságok vizsgálatához. A Gleeble 3500 közvetlen ellenálláshevíítő rendszere fel tudja melegíteni a próbatestet akár $10\,000\text{ °C/s}$ sebességgel, vagy képes az egyensúlyi véghőmérsékleten tartani [28,29].

5. Kísérleti munka

5.1. Vizsgált anyagminőségek

Az S960QL és S960M nagy szilárdságú szerkezeti acélok felhasználása nagyon változatos, használják például: mobildaruk, terepjárók, nyomástartó edények stb. alapanyagként, valamint az autóiiparban is [30]. Az ebben a kutatásban használt szerkezeti acél minimális folyáshatára 960 MPa . Az alapanyagok a WELDOX 960 (S960QL EN 10025-6) amely az SSAB terméke [31] és a Voestalpine által előállított ALFORM 960M voltak. A hegesztési kísérletekhez használt lemezek vastagsága 15 mm volt. A vizsgált anyagok kémiai és mechanikai tulajdonságai az 1. táblázatban és a 2. táblázatban láthatók (gyártói műbizonylatok alapján).

1. táblázat A vizsgált alapanyagok kémiai összetétele tömegszázalékban

Acél	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Cu	Al	Nb	B	N	CEV	CET
S960QL	0,17	0,23	1,23	0,011	0,001	0,2	0,04	0,588	0,041	0,004	0,01	0,061	0,017	0,001	0,002	0,55	0,36
S960M	0,084	0,33	1,65	0,011	0,0005	0,61	0,03	0,29	0,078	0,014	0,02	0,038	0,035	0,0015	0,006	0,4	0,3

2. táblázat A vizsgált anyagok mechanikai tulajdonságai

Acél	R _{p0,2} , MPa	R _m , MPa	A ₅ , %	KV, J (-40 °C-on)
S960QL	1014	1053	14	75
S960M	1051	1058	17	177

5.2. Hőforrás modell

A hőhatásövezeti szimulációkat a Gleeble segítségével végrehajthatjuk az F (s, d) funkció alkalmazásával, amelyhez termoelemes mérések adatai is felhasználhatók, vagy pedig a szimuláció történhet a hőciklus modellek felhasználásával is: Hannerz, Rykalin-2D, Rykalin-3D, Rosenthal és Exponenciális opciókkal [29]. A kutatás során a hőciklusok megvalósítása a Rykalin 3D modell alapján történt. Ez a modell egy mozgó pontszerű hőforrás által generált hőmérsékletmezőt ír le egy félvégteles test felületén. Ebben az esetben a 3D hővezetés a meghatározó, amíg a felületi hőátadás (konvekció) elhanyagolható. A (2)-(4) összefüggések alkalmazásával a hőhatásövezet hőciklusának idő-hőmérséklet pontjai kiszámíthatók [32].

$$T(R, x) = \frac{Q}{2\pi\lambda R} e^{-\frac{v}{2a}(x+R)} \quad (2)$$

$$R = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2} \quad (3)$$

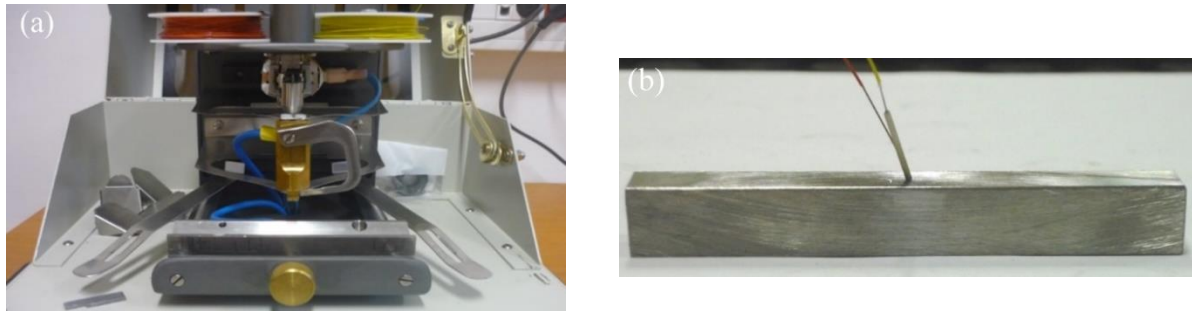
$$a = \frac{\lambda}{c_p \rho} \quad (4)$$

ahol Q = fajlagos hőbevitel, J/mm; λ = hővezetési tényező, W/cm·K, c_p = fajhő állandó nyomáson, J/kg·K, ρ = sűrűség, g/mm³, és v = a hőforrás sebessége, mm/s.

5.3. Hőhatásövezeti szimulációk

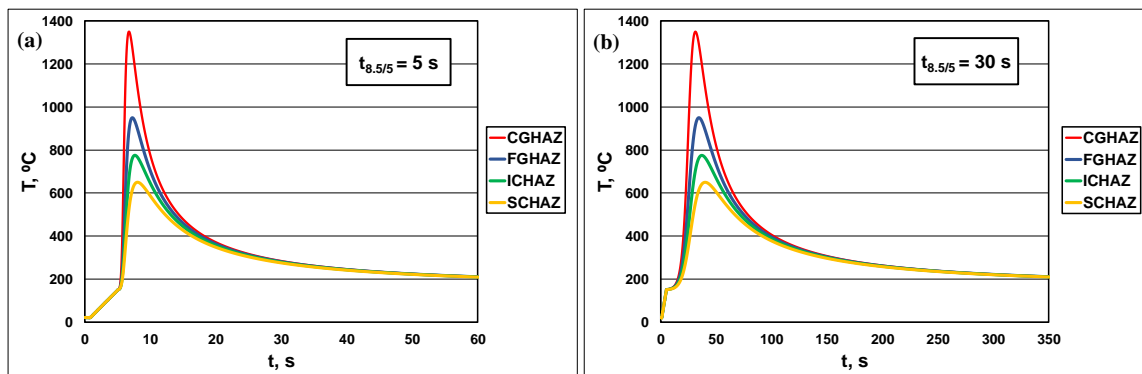
A hőhatásövezeti szimulációkhoz használt próbatetek pontos előkészítése a kívánt geometriai alakra, megfelelő felület minőség biztosítása mellett elengedhetetlen a sikeres szimulációkhoz. A K(NiCr-Ni) típusú termoelemek hegesztése (a folyamatszabályozás és a hőmérséklet ellenőrzés céljából) a próbatetek közepére a 3. ábra alapján történt.

A hőhatásövezeti szimulációk a vizsgált nagy szilárdságú szerkezeti acélokon a Gleeble 3500 szimulátor segítségével a Miskolci Egyetem Anyagszerkezettani és Anyagtechnológia Intézetében történtek. A fizikai szimulátor segítségével laboratóriumi körülmények között történt a valós hegesztési folyamat szimulációja.



3. ábra (a) termoelem hegesztőgép és (b) próbatest a ráhegesztett termoelemekkel

A hevítési és a hűtési sebesség mindig a minta alakjának és méretének a függvénye, és sok esetben külső hűtésre van szükség a kívánt hűtési sebesség eléréséhez [26]. A hőhatásövezeti szimulációkhoz készített próbatestek mérete 10x10x70 mm volt. A hegesztési paraméterek és a hűlési időintervallum meghatározásához a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztést vettük alapul. A vizsgálatok vákuumban történtek, ez adta a védelmet az oxidáció és a dekarbonizáció ellen. A Rykalin-3D modell alkalmazása során a teljes hőciklus leírása idő-hőmérséklet pontok megadásával történt az automatikus szoftver beállítások helyett. Habár több hegesztési hőciklusmodell elérhető a QuickSim szoftverben a GLS programot kézzel írtuk a Rykalin-3D modell által meghatározott hőmérséklet és idő pontok felhasználásával [26]. A hőhatásövezet szubkritikus zónáinak (SCHAZ: Subcritical Heat Affected Zone) szimulációjához, minden minta esetén 650 °C csúcshőmérsékletet állítottunk be [23][24], az interkritikus zónák előállításához 775 °C-ot alkalmaztunk, a normalizálási zóna csúcshőmérséklete 950 °C, és a szemcsedurvulási zóna esetén a csúcshőmérséklet pedig 1350 °C volt. A vizsgálatok során egy rövid ($\Delta t_{8/5} = 5$ s körüli) és egy hosszú ($\Delta t_{8/5} = 30$ s körüli) hűlési időt állítottunk be, ahhoz, hogy szimulálni tudjunk egy kis és egy nagy vonalenergiával történő huzalelektrodás védőgázos ívhegesztést. A programozott hőhatásövezeti hőciklusok a két különböző technológiai változatra (5 s és 30 s) a 4. ábrán láthatók.

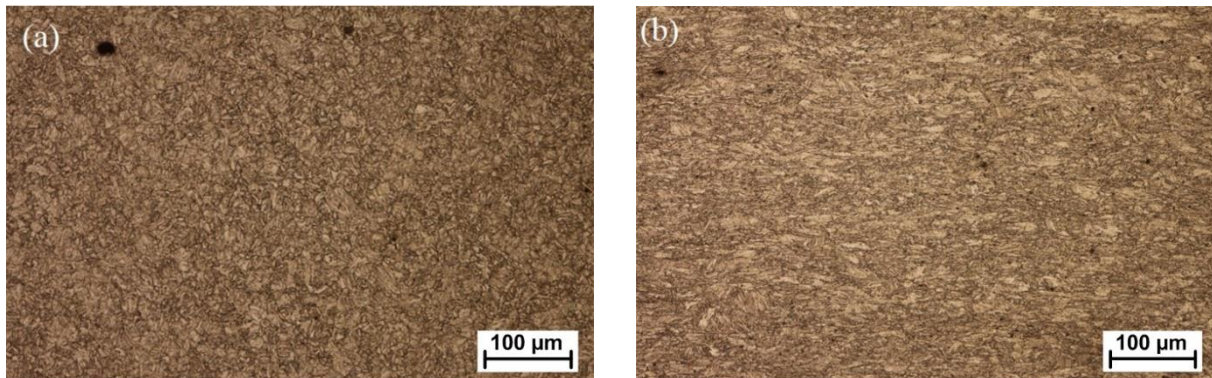


4. ábra Hőciklusok (a) $\Delta t_{8/5} = 5$ s és (b) $\Delta t_{8/5} = 30$ s

6. Anyagvizsgálati eredmények

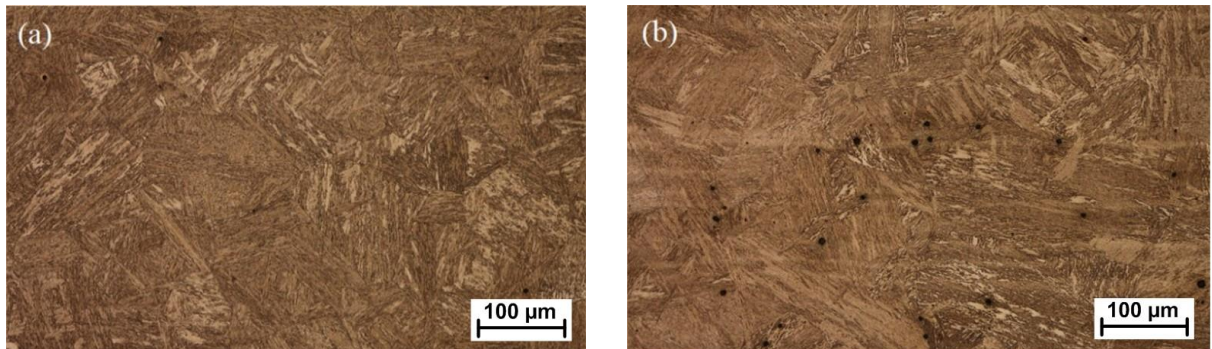
6.1. Optikai mikroszkópos vizsgálatok

Az S960QL és S960M jelű nagy szilárdságú szerkezeti acélok alapanyagának optikai mikroszkóppal történő vizsgálata során $M=200\times$ -os nagyításban készítettünk felvételeket, amelyek az 5. ábrán láthatók. A próbatestek maratása Nital ($2\% \text{HNO}_3$) segítségével történt.



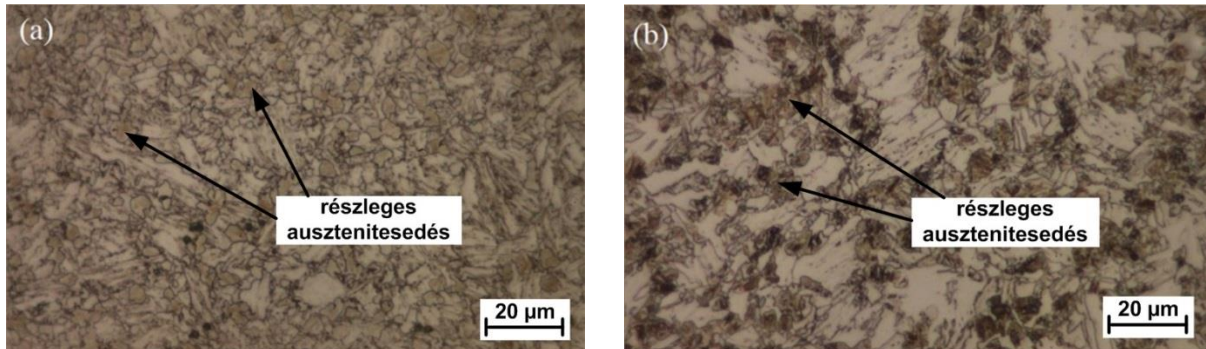
5. ábra Alapanyagok szövetszerkezet (a) S960QL és (b) S960M, $M=200\times$

Az S960QL anyag hőhatásövezetének szemcsedurvulási zónájáról készült mikroszkópi felvételek ($T_{\max}=1350\text{ °C}$, 5 s és 30 s, $M=200\times$) a 6. ábrán, az interkritikus zónájáról ($T_{\max}=775\text{ °C}$, 5 s és 30 s, $M=1000\times$) a 7. ábrán láthatók.

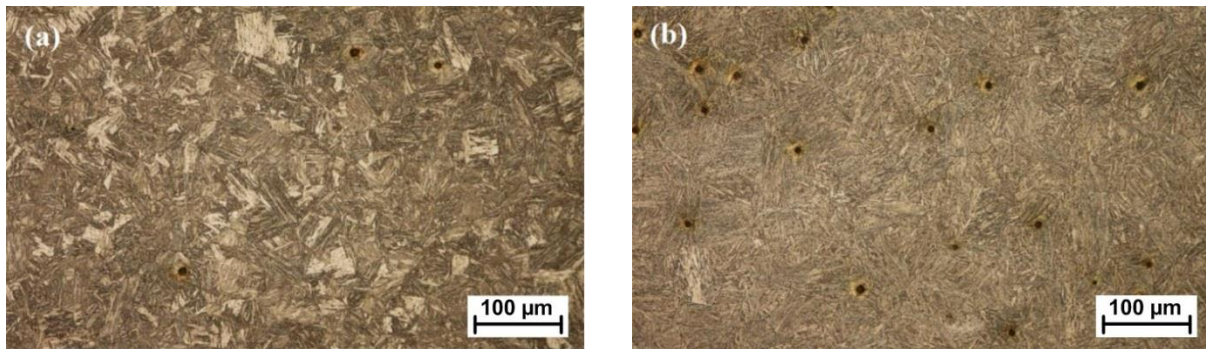


6. ábra Szemcsedurvulási zóna (S960QL), $T_{\max}=1350\text{ °C}$, $M=200\times$ (a) 5 s és (b) 30 s [35]

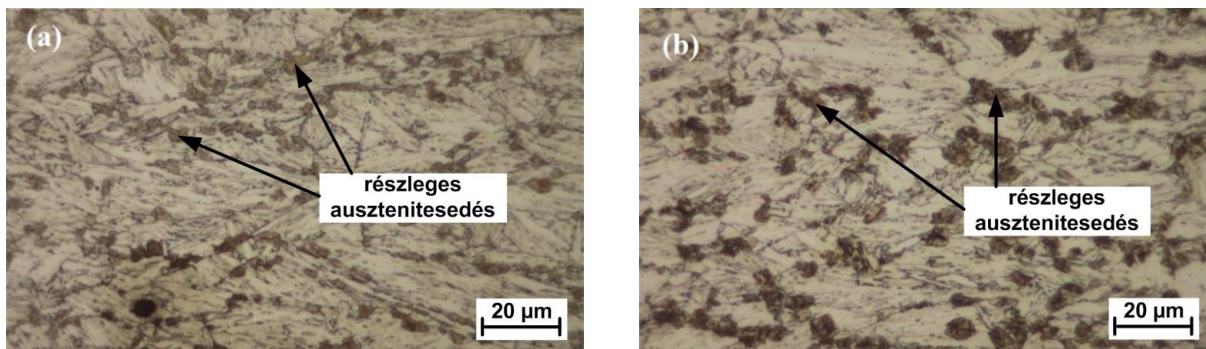
Az S960M anyag hőhatásövezetének szemcsedurvulási zónájáról készült mikroszkópi felvételek ($T_{\max}=1350\text{ °C}$, 5 s és 30 s, $M=200\times$) a 8. ábrán, az interkritikus zónájáról ($T_{\max}=775\text{ °C}$, 5 s és 30 s, $M=1000\times$) a 9. ábrán láthatók.



7. ábra Interkritikus zóna (S960QL), $T_{max}=775$ °C, $M=1000x$ (a) 5 s és (b) 30 s [35]



8. ábra Szemcsedurvulási zóna (S960M), $T_{max}=1350$ °C, $M=200x$ (a) 5 s és (b) 30 s [36]



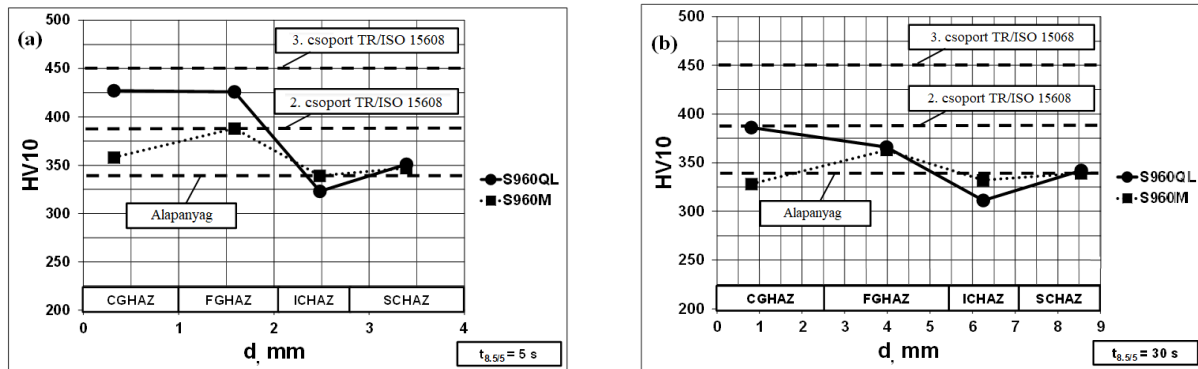
9. ábra Interkritikus zóna (S960M), $T_{max}=775$ °C, $M=1000x$ (a) 5 s és (b) 30 s [36]

Az elvégzett optikai mikroszkópos vizsgálatok alátámasztják, hogy a kíván hőhatásövezeti zónák előállítására sikeres volt a fizikai szimulációk során.

6.2. Keménységvizsgálatok

A szimulációk után a próbatesteket hosszanti irányban a termoelemeknél elvágtuk. Minden minta felszínén 5 ponton keménységet mértünk. Minkét acéltípus és hűlési idő esetében az átlagos keménység értékek szemléltetése a beolvadási vonaltól lévő távolság (d) függvényében történt. A

hőhatásövezet különböző zónaiban (SCHAZ, ICHAZ, FGHAZ, CGHAZ 5 s és 30 s esetén) mért HV10 keménységmérési eredmények értékeit a különböző típusú acélok (S960QL és S960M) kilágyulásának szemléltetéséhez a 10. ábra mutatja.



10. ábra HV10 keménységértékek S960QL és S960M esetén (a) $\Delta t_{8,55} = 5$ s and (b) $\Delta t_{8,55} = 30$ s

Az értékelést az MSZ EN 15614-1 szabvány figyelembevételével hajtottuk végre, amely alapján az előírt keménységértékek a vizsgált anyagok hegesztett kötéseinél (beleértve ebben a hőhatásövezetet is) $HV_{\max} = 450$ HV (HV10 vagy HV5) nemesített nagy szilárdságú acélok esetén, amelyek az ISO/TR 15608:2017 (E) szabvány 3. csoportjába tartoznak [37] és $HV_{\max} = 380$ HV10 a termomechanikusan kezelt acélok esetén. Az alapanyagok keménysége megközelítőleg 345 HV volt.

7. Értékelés

Az 5. ábrán mind az S960QL, mind az S960M alapanyagoknak finomszemcsés a mikroszerkezete, de az S960M acél esetében a szemcsék elnyúlottak a termomechanikus kezelés miatt. A 6. ábra a, részéből megállapítható, hogy a hőhatásövezet szemcsedurvulási zónájában a szemcsék mérete megközelítőleg tízszer nagyobb, mint a kiinduló alapanyagé, a szövetszerkezete alapvetően martenzites, durva tűszerű, rideg szövetszerkezet. A 6. ábra b, részén a szemcsék nagyobbak látszanak a hosszabb hűlési idő miatt. Összehasonlítva az S960QL és S960M acélok szemcsedurvulási zónáit az alacsonyabb hűlési idő esetén (5 s) elmondható, hogy a 6. ábra a, részén (S960QL) nagyobbak a szemcsék, mint a 8. ábra a, részén (S960M). A 7. ábrán a hőhatásövezet interkritikus zónájának jellemzői figyelhetők meg beleértve a megeresztett és kilágyult eredeti szemcséket (fehér színű) és az átalakult részeket (fekete színű), amelyek M-A szigeteket tartalmazhatnak a hűlési idő függvényében. A 9. ábrán egyértelműen látható, hogy a termomechanikus kezelés következtében kialakult textúra megmaradt. A szemcsehatárokon átalakult részek finomabb szemcséjűek voltak rövidebb hűlési idő esetén [38].

A Vickers keménységmérés eredményei alapján meghatározó lágyulás nem következett be egyik anyag esetében sem a szubkritikus hőhatásövezeti zónában. Lágyulás többnyire az S960QL acél esetében az interkritikus hőhatásövezeti zónában figyelhető meg mindkét hűlési idő esetén, valamint az S960M acél szemcsedurvulási zónájában a $\Delta t_{8,55} = 30$ s esetén. Az elvégzett keménységvizsgálatok alapján megállapítható, hogy az S960M acél kevésbé hajlamos a keményedésre, azonban a hőhatásövezet finomszemcsés részének keménysége a rövidebb hűlési idő esetén eléri a szabvány által előírt keménységértéket. A termomechanikusan kezelt acélok ezen új generációjának harmonizációja az ISO/TR 15608:2017 (E) szabvány 2. csoportjával még nem történt meg, ebből adódóan a 380

HV10 követelményt célszerű alapul venni. A hűlési idő hatása egyértelműen azonosítható a durvaszemcsés hőhatásövezeti zóna keménységértékei alapján. Az átlagos keménységérték csökkent a hűlési idő növelésével. Az interkritikus hőhatásövezeti zóna átlagos keménysége közel azonos az alapanyag keménységével, és a hűlési időnek nem volt meghatározó hatása a makrokeménység értékekre ebben a zónában [38].

8. Összefoglalás és következtetések

1. Az S960QL és az S960M nagy szilárdságú acélok különböző hőhatásövezeti részeinek (SCHAZ, ICHAZ, FGHAZ, CGHAZ) fizikai szimulációval történő előállítására a Gleeble 3500 fizikai szimulátor segítségével sikeres volt, két különböző hegesztéstechnológiai változatra ($\Delta t_{8/5} = 5$ és 30 s)
2. A hegesztett kötések esetében a szemcsedurvulási és interkritikus hőhatásövezeti zónák voltak a legkritikusabbak részek a vizsgált nagy szilárdságú acélok esetén. A négy különböző csúcshőmérsékleten és két $\Delta t_{8/5}$ hűlési idő felhasználásával történt vizsgálatok eredményeit sikeresen elemeztük.
3. Az optikai mikroszkópos és Vickers keménység vizsgálatok alapján a szubkritikus hőhatásövezeti zónában meghatározó lágyulás nem figyelhető meg. Hosszabb hűlési idő esetén enyhe kilágyulás figyelhető meg, de ez magasabb hőmérsékleten nem jelentős.
4. Az 1350 °C és 950 °C csúcshőmérsékletű, 5 s hűlési idejű vizsgálatok során meghatározó keményedés figyelhető meg, de 30 s hűlési idő esetén ez a keményedési hatás elhanyagolható.
5. Kisebbségi keménység figyelhető meg az interkritikus hőhatásövezeti zónában az alapanyag keménységéhez képest, tehát ebben a zónában az S960QL hajlamosabb a kilágyulásra mint az S960M. Az interkritikus hőhatásövezeti zóna (775 °C) hajlamosabb a kilágyulásra, mint a vizsgált szubkritikus hőhatásövezeti zóna.
6. A keménységvizsgálatok alapján a vizsgált termomechanikusan kezelt acél sokkal kevésbé érzékeny a keményedésre, mint az ugyanolyan kategóriába tartozó nemesített acél, ezért a hidegrepedés kockázata a hőhatásövezetben várhatóan kisebb.
7. A szimuláció eredményei alapján az S960M típusú acél hegeszthető előmelegítés nélkül, ami pozitív hatással van a termelési időre, valamint energiatakarékosabb gyártástechnológiát is jelent.

9. Köszönetnyilvánítás

A cikkben ismertetett kutatói munka az EFOP-3.6.1-16-2016-00011 jelű „Fiatalodó és Megújuló Egyetem – Innovatív Tudásváros – a Miskolci Egyetem intelligens szakosodást szolgáló intézményi fejlesztése” projekt részeként – a Széchenyi 2020 keretében – az Európai Unió támogatásával, az Európai Szociális Alap társfinanszírozásával valósul meg.

Felhasznált irodalom

- [1] Romeijn, "Steel Bridges-I", Faculty of Civil Engineering and Geosciences, Department Design and Construction-Section Structural and Building Engineering (2006).
- [2] R.N. Jha, K. Dutta and K.K. Ray, ISIJ Int. 50 (2010) No.4, pp. 607-612.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.607>

- [3] Z.M. Shi, K. Liu, M.Q. Wang, J. Shi, H. Dong, J. Pu, B. Chi, Y.S. Zhang and L. Jian, *Met.Mat.Int.* 18, (2012) No.2, pp.317-320. <https://doi.org/10.1007/s12540-012-2015-5>
- [4] Fan Zhen, Kuan Zhang, Zhi-long Guo and Qu Jin-bo, *J. Iron. Steel Res. Int.*, (2015), 22 (7), [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(15\)30052-2](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(15)30052-2)
- [5] C.F. Wang, M.Q. Wang, J. Shi, W.J. Hui and H. Dong, *Scripta Mater.* 58, (2008), <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.10.053>
- [6] M. Węglowski, "Modern toughened steels - their properties and advantages", *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, (2012)/02, pp. 25-36.
- [7] D. A Porter, "Weldable high-strength steels: challenges and engineering applications", Portevin lecture, IIW 2015 International Conference on High Strength Steels - Challenges and Applications, Helsinki, Finland, 2-3. July (2015), Paper IIW 2015 0102 13p.
- [8] M. Klein, M. Sonnleitner and P.Stiaszny, "Alform x-treme innovation", 1st AlformR welding day, Linz, Austria, (2012).
- [9] G. Eleni, "Use of High Strength Steel Grades for Economical Bridge Design", Delft University of Technology, Iv-Infra, Amsterdam, April (2012).
- [10] Á. Dobosy and J. Lukács, "Welding properties and fatigue resistance of S690QL high strength steels", *Mater. Sci. Forum*, Vol. 812, pp. 29-34. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.812.29>
- [11] M. Gáspár and R.P.S. Sisodia, "Weldability analysis of Q+T and TMCP high strength steels by physical simulation", 70th IIW Annual Assembly and International Conference, Shanghai, P.R. China, June 29-30 (2017), pp. B166-B170.
- [12] Ruukki Metals in Hot Rolled Steel Products, General Presentation (2011).
- [13] D. Dütta and J. Wardenier, *CIDECT design guide 7- For fabrication, assembly and erection of hollow section structures* (1998).
- [14] L. Kuzsella, J. Lukács and K. Szűcs, "Nil-strength temperature and hot tensile tests on S960QL high-strength low-alloy steel", *Production processes and systems*, 6 (1) (2013), pp. 67-78.
- [15] M. Gáspár, A. Balogh and J. Lukács, "Toughness examination of physically simulated S960QL HAZ by a special drilled specimen", *Lecture Notes in Mechanical Engineering F12*, (2017), pp. 469-481. https://doi.org/10.1007/978-3-319-51189-4_40
- [16] E. Kalácska, K. Májlínger, R.E Fábíán and P.R. Spena, "MIG-welding of dissimilar advanced high strength steel sheets", *Mater. Sci. Forum*, 885 (2017) pp. 80-85. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.885.80>
- [17] Nie Yi, Shang Cheng-jia, You Yang, Li Xiu-cheng, Cao j ian-ping and HE Xin-lai, *J. Iron. Steel Res. Int.* (2010), 17(2), [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(10\)60061-1](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60061-1)
- [18] Á. Dobosy and J. Lukács, "The effect of filler material choice on the high cycle fatigue resistance of high strength steel welded joints", *Mater. Sci. Forum* 885, (2017) pp. 111-116. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.885.111>
- [19] K. Májlínger, E. Kalácska and P.R. Spena, "Gas metal arc welding of dissimilar AHSS sheets", *Materials and Design* 109 (2016) pp. 615-621. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.084>
- [20] Zhili Feng, "Challenges and Opportunities in Joining Advanced High Strength Steels", Oak Ridge National Laboratory, Managed by UT-Battelle for the Department of Energy.

- [21] D. Wojnowski, Y.K. Oh and J.E. Indacochea, "Metallurgical Assessment of the Softened HAZ Region During Multipass Welding", *J. Manuf. Sci. Eng.* (2000), 122(2): 310.
<https://doi.org/10.1115/1.538920>
- [22] R.G. Madhusudan, T. Mohandas and K.K. Papukutty, "Effect of Welding Process on the Ballistic Performance of High Strength Low-Alloy Steel Weldments", *J. Mater. Process. Technol.* (1998), 74(1-3): 27. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(97\)00245-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00245-8)
- [23] G. Magudeeswaran, V. Balasubramanian, R.G. Madhusudhan and T.S. Balasubramanian, "Effect of Welding Processes and Consumables on Tensile and Impact Properties of High Strength Quenched and Tempered Steel Joints", *J. Iron. Steel Res. Int.* (2008), 15(6).
[https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(08\)60273-3](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(08)60273-3)
- [24] P. Nevasmaa, "Evaluation of HAZ Toughness Properties in Modern Low Carbon Low Impurity 420, 550 and 700 MPa Yield Strength Thermo mechanically Processed Steels with Emphasis on Local Brittle Zones", *Lisensiaatintyö*, University of Oulu (1996) pp. 176.
- [25] H. K. D. H. Bhadesia and R. W. K. Honeycombe, "Steels Microstructure and Properties", Third Edition, Elsevier Linacre House, Jordan Hill, Oxford OX2 8DP, UK (2006).
- [26] M. Gáspár^{1, a}, A. Balogh^{1, b} and I. Sas^{2, c}: ¹University of Miskolc, Miskolc, Hungary
²Fortaco Co., Jászberény, Hungary, "Physical simulation aided process optimisation aimed sufficient HAZ toughness for quenched and tempered AHSS", *IIW International Conference, High-Strength Materials - Challenges and Applications*, July 2-3 (2015), Helsinki, Finland.
- [27] S. J. Heikkilä, D.A. Porter, L. P. Karjalainen, R. O. Laitinen, S. A. Thinen and P. P. Suikkanen, "Hardness Profiles of Quenched Steel Heat Affected Zones", *Mater. Sci. Forum*, Vol. 762, Trans Tech Publications, Switzerland (2013) pp. 722-727.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.762.722>
- [28] Y. Adonyi, "Heat-Affected Zone Characterization by Physical Simulations: An overview on the use of the Gleeble discusses the advantages and disadvantages of thermo mechanical simulation".
- [29] QUIKSIMTM Software heat affected zone programming manual.
- [30] K. Hulka, A. Kern and U. Schriever, *Mater. Sci. Forum* 500-501 (2005) pp. 519-526.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.519>
- [31] <http://www.ruukki.com/optimqc>
- [32] N.N. Rykalin, "Teplovüe processzi pri szvarke", *Vüpuszk 2 Izdatelsztvo Akademii Nauk*, Moszkva (1953), pp. 56.
- [33] R.P.S. Sisodia and N. Berrah, "Analysing HAZ softening of quenched and tempered steel by physical simulation", *Inter Talent UNIDEB Conference*, University of Debrecen, Hungary, April 7-8 (2016).
- [34] R.P.S. Sisodia, MSc thesis, "Comparative analysis about the weldability of Q+T and TMCP steels by physical simulation", University of Miskolc, Hungary (2017).
- [35] M. Gáspár, PhD thesis, "Physical simulation based development of welding technology for quenched and tempered structural high strength steels", University of Miskolc, Hungary (2016).

- [36] P. Jám bor, MSc thesis, "Physical simulation based analysis of the weldability of thermomechanically rolled high strength steel (in Hungarian)", University of Miskolc, Hungary (2017), pp. 56.
- [37] M. Gáspár and A. Balogh, "GMAW experiments for advanced (Q+T) high strength steels", *Journal of Production Processes and Systems*, Vol. 6 (1), University of Miskolc, Department of Materials Processing Technologies (2013), pp. 9-24.
- [38] Sisodia, R., Gáspár, M.: Physical Simulation-Based Characterization of HAZ Properties in Steels. Part 1. High-Strength Steels and Their Hardness Profiling, *Strength of Materials*, 51 (3), pp. 1-10. (2019) <https://doi.org/10.1007/s11223-019-00094-5>