

OFFSHORE ACÉLOK ÉS HEGESZTÉSÜK

Gáspár Marcell

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet,
Szerkezetintegritási Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: marcell.gaspar@uni-miskolc.hu

Raghawendra Pratap Singh Sisodia

Egyetemi docens, Miskolci Egyetem, Anyagszerkezet-tani és Anyagtechnológiai Intézet,
Mechanikai Technológiai Intézeti Tanszék
3515 Miskolc, Miskolc-Egyetemváros, e-mail: raghawendra.sisodia@uni-miskolc.hu

Absztrakt

Az offshore acélokkal szemben támasztott követelmények között a kedvező szilárdsági jellemzők mellett fontos szerepet kap a kis hőmérsékleten is kiemelkedő szívósság, amellyel biztosítani lehet a sokszor rendkívül hideg környezetben üzemelő berendezések biztonságát. A tengeri alkalmazási területhez fejlesztett acélok közepes szilárdságú új generációi figyelemreméltó szívósságot mutatnak negatív hőmérsékleten, amelyet a lehető legnagyobb mértékben meg kell őrizni a hegesztés során. Az ömlesztő hegesztési eljárások által okozott hőbevitel viszont jelentősen csökkenti az ütőmunkát a hőhatásövezetben. Ezenkívül kihívást jelent a többrétegű, dendrites szövetszerkezetű varratban a finomszemcsés acéllemezrel megegyező szívósság biztosítása, amely az acélglyártás során speciális hengerlési folyamatokon, gyakran termomechanikus kezeléssel megy keresztül. A hegesztési folyamat és annak paraméterei, valamint a hozaganyag-választás jelentős szerepet játszik a megfelelő szilárdságú és szívósságú hegesztett kötés kialakításában. A nagyobb szelvényvastagságokra való tekintettel a huzalelektrodás védőgázos ívhegesztés és a fedettívű hegesztés a legelterjedtebb hegesztő eljárások ezeknél az acéloknál. A mechanikai tulajdonságok, azon belül is elsősorban a szívósság megőrzése szempontjából meghatározó szerepe van a hegyes, illetve tűs ferrit (acicular ferrite, (AF)) szövetszerkezetben való előfordulásának. A ferrit ezen speciális morfológiájának a kialakulását a mikroötvezők (Ti, Al, N, B) jelentős mértékben befolyásolják, amelyek részvételével képződött apró zárványok kristályosodási csírként funkcionálnak a hőhatásövezetben és a varratban. A közleményben részletes szakirodalmi áttekintést nyújtunk a korszerű offshore acélokra vonatkozó követelményekről, azok jellemzőiről, gyártási módjairól és hegeszthetőségéről.

Kulcsszavak: offshore acél, hegesztés, hegeszthetőség, szívósság

Abstract

Among the requirements placed on offshore steels in addition to favourable strength characteristics, the criteria for outstanding toughness at low temperatures plays a prominent role which can be used to ensure the safety of equipment operating often in extremely cold environment. The new generations of steels used in the marine application area show remarkable toughness in the medium strength range at negative temperatures, which must be preserved as much as possible during welding. The welding heat input caused by fusion welding processes can significantly reduce the impact energy in

the heat-affected zone. In addition, it is challenging to ensure the same toughness in a weld seam with a multilayer dendritic microstructure which undergoes special rolling processes during steel production, including thermomechanically controlled process. The welding technology, and its parameters, as well as the selection of the filler material, play a significant role in creating a welded joint with adequate strength and toughness. Due to the larger cross sections gas metal arc welding and submerged arc welding are the most common welding processes for these steels. The presence of acicular ferrite (AF) in the microstructure is advantageous in terms of the preservation of mechanical properties, especially the toughness. The formation of acicular ferrite can be controlled by the microalloying elements (Ti, Al, N, B) which can form small inclusions that can be considered as the nuclei of ferrite. In this paper a detailed literature review is provided on the characteristics, production processes and weldability of modern offshore steels.

Keywords: offshore steel, welding, weldability, toughness

1. Bevezetés

A szerkezeti acélokkal foglalkozó kutatók jelentős részének figyelme napjainkban a nagyszilárdságú acélok fejlesztésére irányul, azonban számos olyan ipari terület van, ahol a felhasználási körülmények miatt más acéltípusok (például offshore acélok) alkalmazása indokolt, amelyek területén szintén történt fejlődés az elmúlt években [1]. Az offshore acélokat jellemzően olajfűrő platformokhoz, tengeren üzemelő szélérőművek tengeri alapjához és szerkezeti elemeihez, valamint hajóépítéshez használják, ahol a szerkezetek meglehetősen viszontagságos időjárási körülményeknek, továbbá fokozott mechanikai igénybevételnek vannak kitéve [2]–[7].



1. ábra. Offshore acélok jellemző alkalmazási területei [6], [7].

A kedvezőtlen éghajlati változások miatt az elmúlt évtizedekben drasztikusan csökkent a sarkvidéki jég, ami új lehetőségeket nyitott a sarkvidéki nyersanyag-kutatásban. Az új tengeri olajmezők és ipari létesítmények megnyitása megnövelte a sarkvidéki viszonyoknak ellenálló acélok iránti keresletet. Az acélgyártók különféle típusú acélokat kínálnak az offshore ipar számára, beleértve a normalizált (N), a termomechanikusan hengerelt (TMCP), valamint a nemesített (Q+T) szerkezeti acélok offshore célokra szánt változatait [8], [9].

A rendelkezésre álló számos acéltípus ellenére a legnagyobb szívósságú offshore acélokat jellemzően termomechanikus hengerléssel gyártják, amely rendkívül finomszemcsés szövetszerkezetet eredményez. Ezzel az acélgyártási módszerrel kedvező szilárdságot és szívósságot érünk el, miközben a kis karbon- és a csekély ötvöztartalom, összességében a kis karbonegyenérték (CEV), jó hegeszthetőséget biztosít. A termomechanikusan kezelt acélokra viszonylag kis primer ausztenit szemcseméret jellemző, a hengerlést követő gyors hűtés következtében finomszemcsés ferrites, bénites vagy martenzites szövetszerkezet, illetve ezek keveréke jellemzi ezeket az acélokat [10]. A hőbevitellel járó gyártástechnológiák (például a hegesztés) azáltal, hogy megváltoztatják a hőhatásövezet szövetszerkezetét, a mechanikai tulajdonságok romlását eredményezik [10]. A hőhatásövezet szívósságának romlása ismert probléma a tengeri szerkezetekben alkalmazott acéloknál. Kihívást jelent továbbá annak garantálása, hogy a többrétegű, dendrites kristályosodású varratban az ütmunka elérje a finomszemcsés és mikroötvözött acéllemez szívósságát, amely az acélgyártás során meghatározott hengerlési folyamatokon megy keresztül. Az alkalmazott alapanyag, valamint a hegesztéstechnológia tanúsításával foglalkozó szabványok különböző előírásokat tartalmaznak a hőhatásövezet szívósságára vonatkozóan, amelyet ütvizsgálatok, valamint törésmechanikai (elsősorban CTOD) vizsgálatok elvégzésével kell meghatározni [8]. Egyes esetekben a törésmechanikai vizsgálatok kiértékelése kihívást jelenthet, mivel a nagyobb szilárdságú termomechanikusan kezelt acélok képlékeny viselkedése miatt a törési szívósság meghatározása nem egyszerű kisméretű próbatesteken [11]. Ilyen acélok esetén az eredmények értékelhetősége és megbízhatósága javul a vizsgálati hőmérséklet csökkenésével.

Jelen fejezet célja, hogy áttekintést nyújtson az offshore acélok gyártási folyamatairól és szövetszerkezetéről, továbbá az ezen acélok hegesztésével kapcsolatos kihívásokról.

2. Offshore acélok és hegesztésük

2.1. Gyártási módszerek és acéltípusok

A szerkezeti acélok általános és széleskörben ismert gyártási módjait (N, TMCP, Q+T) alkalmazzák offshore acélok előállításához azzal a különbséggel, hogy ezeknek az acéloknak más felhasználási területhez képest speciális hegeszthetőségi és szívóssági követelményeket kell teljesíteniük. Az MSZ EN 10225-1 szabvány [8] foglalkozik az offshore szerkezetekben alkalmazott szerkezeti acélokkal. A szabványban az offshore acélok 690 MPa szilárdsági (folyáshatár) kategóriáig szerepelnek, a szívósságra vonatkozó előírásokat az előírás $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ -ig tartalmazza. A szabványban szereplő összesen 11 offshore acél vegyi összetételét és mechanikai tulajdonságait az 1. és 2. táblázatok tartalmazzák. A felsorolt acélok közül egy a normalizált acélok csoportjába tartozik, négy termomechanikusan kezelt acél és hat nemesített szerkezeti acél. A jelölésükben szereplő O a tengeri (offshore) alkalmazásra utal. Bár a szabvány nem tesz különbséget ezeknél az acélminőségeknél az ütmunkára vonatkozó követelményben, feltételezhető, hogy a közepes szilárdságú termomechanikusan kezelt acélok a legnagyobb szívósságú típusoknak tekinthetők. Továbbá, azt is érdemes figyelembe venni, hogy az acélgyárak rendszerint biztonsággal túlteljesítik a szabványban szereplő ütmunka követelményeket. Az acélgyártók tájékoztatása alapján egyre nagyobb a kereslet a nagyszilárdságú acélok iránt a tengerhez köthető alkalmazási területeken is [9]. Napjainkban az offshore acélok nagyszilárdságú változatai egyes acélgyártók kínálatában már a 620-1300 MPa folyáshatár tartományban is elérhetők, 27-69 J, $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ -on garantált ütmunka értékek mellett [9]. Ezeket a kategóriákat általában nemesített állapotban szállítják. A közepes szilárdságú tartománynak tekintett 355 és 500 MPa folyáshatár intervallumban lévő offshore acélokat többnyire termomechanikus hengerléssel állítják elő.

A következő részben alapvetően a TMCP offshore acélok tulajdonságaira és hegeszthetőségére koncentrálnak, mivel ezek a legígéretesebbek kedvezőtlen környezeti körülmények között.

1. táblázat. Offshore acélok vegyi összetétele az MSZ EN 10225-1 szerint (maximális értékek, néhány kivételtől eltekintve) [tömeg%]

Acél	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Al	Cu	Nb	Ti	V	Nb+V	Nb+V+Ti
S355NLO	0,14	0,55	1,00 1,65	0,25	0,70	0,08	0,010	0,015 0,055	0,30	0,050	0,025	0,060	0,06	0,08
S355MLO	0,14	0,55	1,00 1,65	0,25	0,70	0,08	0,010	0,015 0,055	0,30	0,050	0,025	0,060	0,06	0,08
S420MLO	0,14	0,55	1,65	0,25	0,70	0,25	0,010	0,015 0,055	0,30	0,050	0,025	0,080	0,09	0,11
S460MLO	0,14	0,55	1,70	0,25	0,70	0,25	0,010	0,015 0,055	0,30	0,050	0,025	0,080	0,12	0,13
S500MLO	0,14	0,55	2,00	0,30	1,00	0,25	0,010	0,015 0,055	0,35	0,050	0,025	0,080	0,12	0,13
S420QLO	0,14	0,55	1,65	0,25	0,70	0,25	0,010	0,015 0,055	0,30	0,050	0,025	0,080	0,09	0,11
S460QLO	0,14	0,55	1,70	0,25	0,70	0,25	0,010	0,015 0,055	0,30	0,050	0,025	0,080	0,12	0,13
S500QLO	0,14	0,55	1,70	0,30	1,00	0,25	0,010	0,015 0,055	0,40	0,050	0,025	0,080	0,12	0,13
S550QLO	0,16	0,55	1,70	0,40	1,00	0,60	0,008	0,015 0,10	0,40	0,050	0,025	0,080	0,12	0,13
S620QLO	0,20	0,55	1,70	1,00	2,00	0,60	0,008	0,015 0,10	0,40	0,050	0,025	0,080	0,12	0,13
S690QLO	0,20	0,55	1,70	1,00	2,00	0,60	0,008	0,015 0,10	0,40	0,050	0,025	0,080	0,12	0,13
S355NLO és S500QLO között $P_{\max}=0,020\%$, $S_{\max}=0,010\%$														
S550QLO és S690QLO között $P_{\max}=0,015\%$ és $S_{\max}=0,050\%$														

2. táblázat. Offshore acélok karbonegyenértékei és mechanikai tulajdonságai az MSZ EN 10225-1 alapján

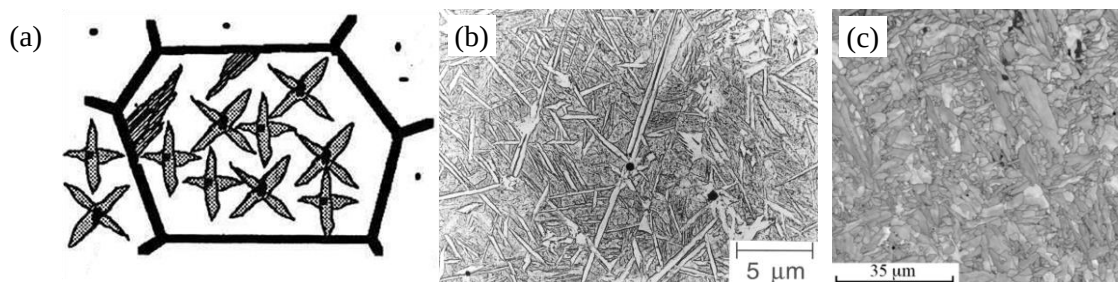
Acél	CEV	R _{eH} [MPa]	R _m [MPa]	R _{eH} /R _m max. [-]	A [%]	CVN	
						[°C]	[J]
S355NLO	0,43	355	470-630	0,87	22	-40	50
S355MLO	0,39	355	470-630	0,93	22	-40	60
S420MLO	0,42	420	500-660	0,93	19	-40	60
S460MLO	0,43	460	520-700	0,93	17	-40	60
S500MLO	0,47	500	560-740	0,95	15	-40	60
S420QLO	0,42	420	500-660	0,93	19	-40	60
S460QLO	0,43	460	520-700	0,93	17	-40	60
S500QLO	0,44	500	560-740	0,93	15	-40	60
S550QLO	0,47	550	590-750	0,93	15	-40	60
S620QLO	0,65	620	720-890	-	14	-40	60
S690QLO	0,65	690	770-940	-	14	-40	60

2.2. Szövetszerkezeti jellemzők és ötvözők

A közepes szilárdságú offshore acélok általában kis karbonegyenértékűek, finomszemcsés, bénites, részben ferrites szövetszerkezetűek, negatív hőmérsékleti tartományban kiemelkedő szívóssági tulajdonságokkal [2]–[4], [12], [13]. Napjainkban az acélgyártók számára már nem jelent nehézséget ezen acélok kiemelkedő mechanikai tulajdonságainak elérése; inkább kihívást jelent, hogyan lehet olyan offshore acélt kifejleszteni, amely a hőhatásövezetben képes megőrizni kiemelkedő szívósságát. Az offshore szerkezetekben többnyire vastagabb lemezeket használnak, amelyeket többretegű varratfelépítéssel hegesztenek, aminek eredményeként meglehetősen komplex hőhatásövezeti zónák alakulnak ki.

Az optikai mikroszkópos vizsgálatokat régóta alkalmazzák a hagyományos acélok szövet-szerkezetének jellemzésére és az egyes szövetelemek mennyiségének meghatározására. A tengeri acélminőségekre jellemző bénit-ferrites szövetek azonban rendkívül összetettek, ebből adódóan hagyományos mikroszkópi technikával csak korlátozottan vizsgálhatók. Fejlettebb mikroszerkezet vizsgáló eljárások alkalmazásával, mint például a visszaszórt elektron-diffrakciós vizsgálat (EBSD) az egyes szövetelemek és azok morfológiai jellemzői pontosan beazonosíthatók [15].

A tengeri acélok hegesztett kötéseinek szívóssági tulajdonságai szempontjából döntő jelentőségű, hogy a hegesztett kötésben a hegyes, illetve tűs ferrit (acicular ferrite) jelen legyen. A hegesztett kötésekben a kisméretű nemfémes zárványokból, mint kristályosodási csírákból sugárirányban kiinduló ferrittűk jelentős mértékben hozzájárulnak a szívóssági tulajdonságok javításához. Ezért számos kutatás foglalkozik a mikroötvözők, valamint az azok részvételével kialakuló zárványoknak a tűs ferrit kialakulására gyakorolt hatásával. A hegyes, illetve tűs ferrit sematikus ábrázolását, valamint a tűs ferritről készült tényleges mikroszkópi felvételeket a 2. ábra szemlélteti [3], [13], [14].



2. ábra. (a) Tűs ferrit (AF) sematikus ábrázolása [13], (b) tűs ferrit a varratban [14] és (c) 74% tűs ferrit a hőhatásövezetben [3].

Tervo és szerzőtársai 500 MPa szilárdsági kategóriájú offshore acélok hegesztett kötéseinek szimulált durvaszemcsés hőhatásövezeti zónájának szívósságát vizsgálták [2]. Kísérleteik során arra a következtetésre jutottak, hogy a nagyméretű titán-nitrideket tartalmazó S500MLO acél ütőmunkája és törési szívóssága is kisebb, továbbá az egyes vizsgálatok eredményeinek szórása pedig nagyobb, mint a nagy mennyiségben kalcium alapú zárványokat tartalmazó, titán-nitridektől mentes acélé. A próbatestek töretfelületének vizsgálata során kimutatták, hogy a legkisebb szívósságú mintákban a törést kiváltó okokat a durva titán-nióbium-nitridek jelenlétére lehetett visszavezetni. A durvaszemcsés zóna ridegségének elkerülése érdekében ezért kis hőmérsékleten üzemelő berendezéseknél használt acéloknál az acélgártási folyamat során kerülni kell a nagyméretű nitridek kialakulását.

Egy másik közleményben kísérleti úton igazolták, hogy hegesztéskor a hőhatásövezetben kialakuló tűs ferrit kedvező a szívósság szempontjából [3]. A szerzők három kísérleti acélt tanulmányoztak annak érdekében, hogy megtalálják az optimális feltételeket a tűs ferrit kialakulásához a durvaszemcsés övezetben. Az egyik acélt az acélgártás során alumíniummal, míg a másik kettőt titánnal dezoxidálták. A vizsgálat arra irányult, hogy a dezoxidációs gyakorlat befolyásolja-e a tűs ferrit kialakulását a szimulált durvaszemcsés zónában. A titánnal dezoxidált acél hőhatásövezetének szemcsedurvult részében jelentős mennyiségű tűs ferritet találtak, amelynek mennyisége a $t_{8/5}$ hűlési idővel nőtt. Ebben az acélban a zárványok főként kisméretű (1–4 µm) TiO-MnS vegyületekből álltak.

Egy másik tanulmányban [4] a tűs ferrit változó mennyiségének (0–49 térfogat%) szívósságra gyakorolt hatását vizsgálták három kísérleti acél szimulált durvaszemcsés hőhatásövezeti zónájában. Két acélt titánnal, egyet alumíniummal dezoxidáltak. A szövetszerkezet jellemzését pásztázó elektronmikroszkóppal (SEM), energiadiszperzív röntgen spektrometriával (EDS), visszaszórt elektron-diffrakciós vizsgálattal (EBSD) és röntgendiffrakciós (XRD) módszerekkel végezték el. A tűs ferrit hányada a Gleeble termomechanikus szimulátorban alkalmazott hőbevitel és hűlési idő függvényében változott. A tűs ferrit az egyik titánnal dezoxidált acélban az összes alkalmazott hűlési idő mellett jelen volt, mennyisége pedig a hűlési idő növekedésével nőtt. A többi acélnál azonban csak kis mennyiségű (13–22%) tűs ferrit volt jelen, és az is csak akkor, amikor a leghosszabb hűlési időt alkalmazták. A szimulált hőhatásövezeti zónák szívósságát műszerezett ütővizsgálattal elemezték. Az előzetes várakozásokkal ellentétben a legnagyobb szívósságot a hagyományos, alumíniummal dezoxidált acélban mérték, amelynek a szövetszerkezetében kevés tűs ferrit volt jelen, miközben a legnagyobb mennyiségben tűs ferritet tartalmazó mintákon kisebb ütőmunkát mértek. Arra a következtetésre jutottak, hogy a tűs ferritet tartalmazó acélok durvaszemcsés övezetének szívóssága a durvább mikroszerkezetnek és a nagyobb méretű zárványoknak köszönhető, valamint a tűs ferrit mennyisége sem lehetett elegendő ahhoz, hogy érdemben javítsa a vizsgált acélok durvaszemcsés zónájának szívósságát.

Ilman szerzőtársaival különböző nitrogén- és börtartalmú C-Mn-Ti ötvöztetésű acél varratában végbemenő fázisátalakulásokat vizsgálta [16]. Az eredmények alapján kis mennyiségű, jellemzően 40 ppm bór hozzáadása egy C-Mn-Ti ötvöztetésű acélnál elegendőnek bizonyul az átalakulás kezdeti hőmérsékletének, valamint a szemcsehatáron kiváló ferrit mennyiségének csökkenéséhez, és egyidejűleg a tús ferrittartalom növeléséhez. Az átalakulás kezdeti hőmérsékletének további csökkenését figyelték meg a börtartalom 160 ppm-re történő növelésével, amely bénites szövetszerkezet kialakulását eredményezte. Az ezt követő 240 ppm körüli nitrogén hozzáadása a vizsgált acél esetében megnövelte az átalakulási hőmérsékletet, és módosította a kialakuló varrat szövetszerkezetét, amelyben szemcsés ferrit és a „TiO” típusú többfázisú zárványok környezetében kialakuló tús ferrit volt jelen. Ezekben a többfázisú TiO-tartalmú zárványok felületén bór-nitrid volt megfigyelhető, amely az eredmények alapján elősegítette a tús ferrit kialakulását.

Seo és szerzőtársai a titántartalomnak a varrat szövetszerkezetére, mechanikai tulajdonságaira és a zárványok jellemzőire gyakorolt hatását vizsgálták bénites szövetszerkezetű varratokban [17]. Eredményeik alapján a titán hozzáadása elősegítette a tús ferrit képződését, amelynek maximális mennyiségét 0,07% Ti mellett érték el. A titántartalmú varrat szövetszerkezetének kedvező irányú változását az ütvizsgálati eredmények is igazolták, mivel a legnagyobb tús ferrit mennyiséget biztosító 0,07 % Ti tartalom mellett volt a legkisebb a varrat átmeneti hőmérséklete. A zárványok környezetében végzett transzmissziós elektronmikroszkópos (TEM) és pásztázó elektronmikroszkópos (SEM) vizsgálatok segítségével sikerült kimutatni, hogy a varratban a maximális tús ferrittartalom főként a mangánszegény zóna (MDZ) kialakulásának tulajdonítható, amelyhez a Ti_2O_3 -ban domináns nemfémes zárványok képződése társul.

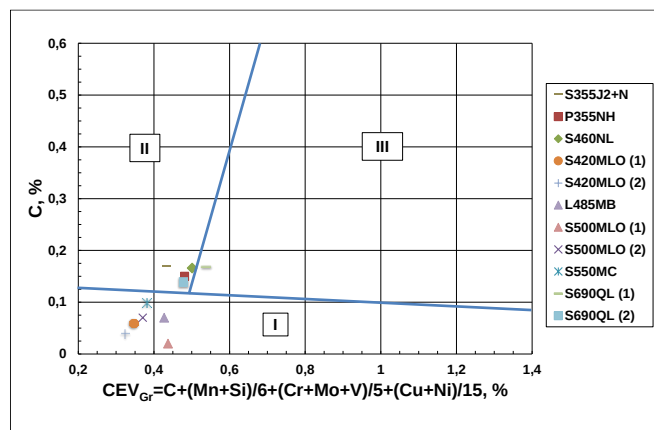
Ilman és szerzőtársainak sikerült kimutatniuk, hogy 160 ppm alumínium hozzáadása egy alacsony vagy „normál” nitrogéntartalmú Ti-B-N mikroötvöztetésű acél esetében felgyorsította az átalakulás kinetikáját, ami a szövetszerkezet jelentős részében tús morfológiájú ferritet eredményezett [18]. Amikor az alumínium mennyisége 560 ppm-re nőtt, az átalakulás lelassult, amely felső-bénit tartalmú szövet-szerkezetet eredményezett. A nitrogén kedvező hatást fejtett ki a Ti-B-N mikroötvöztetésű acélokban 560 ppm alumíniumtartalom esetén is, amikor a nitrogén mennyiségét egy közepes szintre, azaz 120 ppm-re emelték. Ezzel ellentétes hatás érvényesült akkor, amikor a nitrogén szint 240 ppm-re emelkedett, mivel ilyenkor a tús ferrit mellett a szemcsehatárok mentén hagyományos ferrit keletkezett.

3. Hegeszthetőség

Az offshore acélok esetében rendszerint csekély repedésérzékenységgel kell számolni, továbbá az ilyen acélkategóriáknak speciális hegeszthetőségi követelményeket kell teljesíteniük a hagyományos szerkezeti acélokhöz képest, ezzel biztosítva a dinamikus igénybevétellel szembeni ellenállásukat negatív hőmérsékleten.

Amikor egy adott szerkezeti acél hegeszthetőségét vizsgáljuk, első lépésként célszerű annak elhelyezkedését megvizsgálni a Graville-diagramon. A diagramnak három tartománya van, amelyekbe az egyes szerkezeti acélok hegeszthetőségi tulajdonságaik szerint sorolhatók be: az I tartományba a könnyen hegeszthető acélok tartoznak, a II zónában lévő acélok hegesztésénél már körültekintéssel kell eljárni, a III tartományba pedig a nehezen hegeszthető acélok tartoznak [19]. A diagram jól szemlélteti, hogy a karbonegyenérték növelésével a repedési veszély nő, valamint kiemeli a karbon-tartalom hegeszthetőségre gyakorolt negatív hatását. A 3. ábrán a különböző szerkezeti acélminőségek, köztük néhány offshore acél elhelyezkedését határoztuk meg, különböző acélgyártóknak az MSZ EN 10204 szerinti 3.1 típusú alapanyag tanúsítványában szereplő információi alapján. A

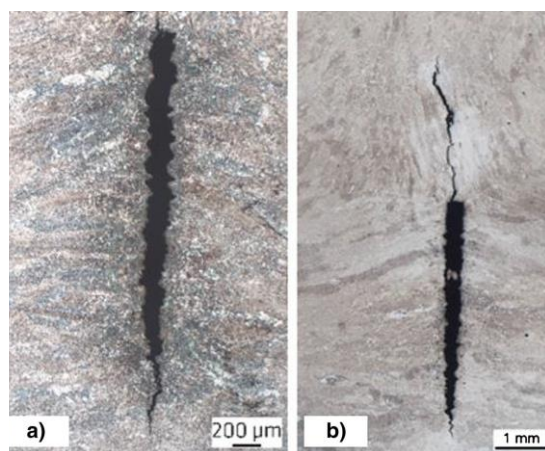
diagramon a TMCP acélok, közöttük az S420MLO és S500MLO offshore acélok, a kevésbé problémás első területbe sorolhatók, amely kis hidegrepedési érzékenységet jelez, míg a hagyományos normalizált szerkezeti acélok a II zónába esnek, így várhatóan nagyobb hidegrepedési érzékenységgel kell számolni a hegesztésük során. Ahogyan haladunk a nagyobb szilárdsági kategóriák irányába, az S690QL acélok egyes típusai már a Graville-diagram legkockázatosabb III zónájába esnek.



3. ábra. Szerkezeti acélok a Graville diagramban néhány TMCP offshore acéllal együtt.

Bár a legtöbb offshore acél esetében csekély hidegrepedési érzékenység prognosztizálható, a hegesztett szerkezetekben alkalmazott nagy keresztmetszetek miatt mégis körültekintéssel kell eljárni.

Németország energiastratégiájában szerepel a tengeri szélenergia növelése [5]. A szélenergia alkatrészei hegesztett acéllemezekből készülnek, akár 200 mm lemezvastagságban. A szélenergia építésére vonatkozó alapvető szabványokban és műszaki ajánlásokban szerepel az úgynevezett minimális várakozási idő (MWT) fogalma, amely a hegesztett kötések roncsolásmentes vizsgálata (NDT) előtt szükséges várakozási időre vonatkozik. Ennek oka, hogy a hidrogén diffúziójával összefüggésbe hozott hidegrepedések megjelenésének nagyobb a kockázata a nagy falvastagságú lemezek miatt. A jelenlegi előírásokban szereplő min. 48 óra időtartamú várakozási idő a szélenergia telepítésekor jelentős költségvonzattal jár (például aránytalanul magas költségek a szerelőhajók esetében, valamint szárazföldi tárolási problémák). Ebben a tanulmányban [5] a szerzők S355ML típusú acélból és S460 G2+M offshore acélminőségből készült hegesztett kötések vizsgálták. A kísérleti munka célja a roncsolásmentes vizsgálatok előtti várakozási idő csökkentése volt, figyelembe véve a változó hőbevitelt és a hidrogénkoncentrációt. A hidegrepedések megjelenéséig szükséges késleltetési idő számszerűsítésére akusztikus emissziós (AE) vizsgálatokat alkalmaztak közvetlenül a hegesztés utáni 48 órán keresztül. A hegesztési eltérések főként a varratok elején és végén jelentkeztek. Pásztázó elektronmikroszkópos vizsgálatokkal sikerült igazolni, hogy a roncsolásmentes és a metallográfiai vizsgálatok során talált repedések alapvetően a melegrepedések kategóriájába tartoznak. Ezekből a varrat lehűlésekor kialakuló melegrepedésekből indultak ki a hegesztés után megjelenő hidegrepedések, amelyet a szemcséken áthaladó rideg töretfelület igazolt [5]. Mivel a hidegrepedéseknek az indulását az első varratsor végkráterében lévő melegrepedések segítették, ezért önmagukban valószínűleg nem fordultak volna elő (4. ábra). A repedések kialakulására utaló akusztikus emissziós jel minden esetben a hegesztés után legfeljebb 14 órán belül megjelent. Ez azt jelenti, hogy a szabványokban szereplő MWT (min. 48 óra) talán túl konzervatívnak tekinthető. Ennek megbízható igazolására azonban további vizsgálatok elvégzése indokolt.



4. ábra. Repedés offshore acél varratában a varratsor végén [5].

4. Összefoglalás

1. Napjainkban az offshore acélokat normalizálással (N), termomechanikus hengerléssel (TMCP) és nemesített állapotban (Q+T) is gyártják, ugyanakkor a közepes szilárdsági tartományba tartozó TMCP-acélok szívóssága a legnagyobb a kis karbontartalmú bénites-ferrites szövetszerkezet miatt.
2. A közepes szilárdságú offshore acélok hegesztett kötésének hőhatásövezetében kialakuló tűs, illetve hegyes ferrit meghatározó a szívósság szempontjából. Ennek kialakulásában alapvető szerepe van a mikroötvözőknek, amelyekből képződött zárványok a tűs ferrit kristályosodási csírájaként szolgálnak a varratban és a hőhatásövezetben.
3. Számos tanulmány vizsgálja a tűs ferrit kialakulását és szívósságra gyakorolt hatását a hőhatásövezetben, azonban a varratokra vonatkozóan kevesebb információ áll rendelkezésre a szakirodalomban.
4. Az offshore acélok új generációira kis hidegrepedés-érzékenység jellemző, ezért a roncsolásmentes vizsgálatokra (NDT) vonatkozó követelményeket, különösen a minimális várakozási időre vonatkozó előírásokat, érdemes lehet a jövőben felülvizsgálni.

5. Köszönetnyilvánítás

A kutatómunka az MTA Bolyai János Kutatási Ösztöndíj (támogatási azonosítószám: Bo/00643/22/6) támogatásával valósult meg,

Irodalom

- [1] M. Gáspár, P. S. S. Raghawendra, H. Tervo, V. Javaheri, and A. Kaijalainen, "Challenges and opportunities in the arc welding of offshore steels," in *Proc, 76th IIW Annual Assembly and International Conference on Welding and Joining*, Singapore, pp. 567-574, 2023.
- [2] H. Tervo, A. Kaijalainen, S. Pallaspuuro, S. Anttila, S. Mehtonen, D. Porter, and J. Kömi, "Low-temperature toughness properties of 500 MPa offshore steels and their simulated coarse-grained heat-affected zones," *Mat. Science & Eng. A*, vol. 773, 2020, Art. no. 138719, doi: 10.1016/j.msea.2019.138719.
- [3] H. Tervo, A. Kaijalainen, V. Javaheri, S. Kolli, T. Alatarvas, S. Anttila, and J. Kömi,

- “Characterization of Coarse-Grained Heat-Affected Zones in Al and Ti-Deoxidized Offshore Steels,” *Metals*, vol. 10, 2020, Art. no. 1096, doi: 10.3390/met10081096.
- [4] H. Tervo, A. Kaijalainen, V. Javaheri, M. Ali, T. Alatarvas, M. Mehtonen, S. Anttila, and J. Kömi, “Comparison of Impact Toughness in Simulated Coarse-Grained Heat-affected Zone at Al-Deoxidized and Ti-Deoxidized Offshore Steels,” *Metals*, vol. 11, 2021, Art. no. 1783, doi: 10.3390/met11111783.
- [5] E. Wilhelm, T. Mente, and M. Rhode, “Waiting time before NDT of welded offshore steel grades under consideration of delayed hydrogen-assisted cracking,” *Weld. in the World*, vol. 65, pp. 947-959, 2021, doi: 10.1007/s40194-020-01060-5.
- [6] Metals USA, “Commonly Used Steel in Offshore Structures and Marine Applications,” [online] Available: <https://www.metalsusa.com/index.php/offshore-structures-marine-steel/>
- [7] BBC, “Hornsea 2: North Sea wind farm claims title of world's largest,” [online] Available: <https://www.bbc.com/news/science-environment-62731923>
- [8] *Hegeszthető szerkezeti acélok rögzített tengeri szerkezetekhez. Műszaki szállítási feltételek. 1. rész: Lemezek*, MSZ EN 10225-1, Budapest, Magyarország, 2020.
- [9] SSAB, “SSAB products for offshore and marine industries,” [online] Available: <https://www.ssab.com/-/media/files/en/industries/offshore-marine-energy/ssab-strenx-offshore-and-marine-applications-low.pdf?m=20180604074654>
- [10] J. Sainio, “Effects of welding parameters and consumables on CVN and CTOD toughness of S420 steels,” MSc Thesis, Mechanical Engineering, University of Oulu, Finland, 2021.
- [11] Zs. Koncsik, Gy. Nagy, and J. Lukács, “Fracture Mechanical Analysis of Gleeble Simulated Heat Affected Zones in High Strength Steels,” *Per. Poly. Mech. Eng.*, vol. 66, no. 1, pp. 83-89, 2022, doi: 10.3311/PPme.19077.
- [12] D. A. Porter, K. E. Easterling, and M. Y. Sherif, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Fourth ed., 6000 Broken Sound Parkway NW, Suite 300, Boca Raton, CRC Press, 2021.
- [13] H. Bhadeshia and R. Honeycombe, *Steels: Microstructure and Properties*, Fourth Edition, Amsterdam, Netherlands, Elsevier, 2017.
- [14] R. A. Ricks, P. R. Howell, and G. S. Barritte, „The Nature of Acicular Ferrite in HSLA Steel Weld Metals,” *J. of Mat. Science*, vol. 17, pp. 732-740, 1982.
- [15] A. Elramady, E. Sullivan, K. Sham, L. O’Brien, and S. Liu, “Characterization of steel weld metal in multi-pass submerged arc welds after post-weld heat treatment using electron backscatter diffraction,” *Weld. in the World*, vol. 66, pp. 195-211, 2022, doi: 10.1007/s40194-021-01216-x.
- [16] M. N. Ilman, R. C. Cochrane, and G. M. Evans, “Effect of nitrogen and boron on the development of acicular ferrite in reheated C-Mn-Ti steel weld metals,” *Weld. in the World*, vol. 56, pp. 41-50, 2012, doi: 10.1007/BF03321394.
- [17] J. S. Seo, K. Seo, and H. J. Kim, “Effect of titanium content on weld microstructure and mechanical properties of bainitic GMA welds,” *Weld. in the World*, vol. 58, pp. 893-901, 2014, doi: 10.1007/s40194-014-0168-1.
- [18] M. N. Ilman, R. C. Cochrane, and G. M. Evans, “The development of acicular ferrite in reheated Ti-B-Al-N-type steel weld metals containing various levels of aluminium and nitrogen,” *Weld. in the World*, vol. 59, pp. 565-575, 2015.
- [19] D. LeRoy Olson, T. A. Siewert, and S. Liu, *Metals Handbook*, Vol. 6, Welding, Brazing and Soldering, ASM International, USA, 1995.
- [20] *Fémtermékek. A vizsgálati bizonylatok típusai*, MSZ EN 10204, Budapest, Magyarország, 2005.