

Lomno-žilavostne lastnosti toplotno vplivanega področja mikrolegiranega jekla tipa StE 355Ti za zahtevne konstrukcije

Heat Affected Zone Fracture Toughness Properties of Ti-Microalloyed Offshore Steel Grade StE 355

I.Rak, Tehniška fakulteta Maribor, Strojništvo

M.Kocak, S.Yao, GKSS Forschungszentrum Geesthacht, BRD

K.Seifert, H.Lampe, Stahlwerke Preus Salzgiter AG, BRD

Predstavljena študija je bila izvedena z namenom, da se razišče mikrostruktura v grobem zrnju (GZTVP) toplotno vplivanega področja (TVP) in določi njena CTOD žilavost na s Ti mikrolegiranem jeklu vrste StE355Ti. Preiskane so bile tri različne vrste jekla debeline 40mm, od katerih sta bili dve mikrolegirani s Ti v kombinaciji z Nb+V in samo z Nb, tretje pa je bilo običajno jeklo StE355 za primerjavo. Zvarni spoji so bili izvedeni s tandem EPP varilno metodo. Struktura grobega zrna je bila preiskana z optičnim in elektronskim mikroskopom. Zaključek je, da dodatki titana, z vrednostjo razmerja Ti/N v višini ca 2.2, v jeklu StE355 delujejo ugodno (s primerno izdelavo jekla, ki omogoča ustrezno enakomerno porazdelitev TiN izločkov in natančno uravnavo z drugimi mikrolegirnimi elementi) na lastnosti TVP.

Ključne besede: TiN-jeklo, varjenje, toplotno vplivano področje, GZTVP, mikrostruktura, CTOD(Crack Tip Opening Displacement) lomna žilavost.

The present study has been carried out to investigate the coarse grained heat affected zone (CGHAZ) microstructure and CTOD toughness of Ti-microalloyed offshore steels grade StE355Ti. Three parent plates 40mm thick were studied, two of which had a Ti-microalloying with either Nb+V together or Nb only present, as a third one conventional StE355 steel was used without Ti addition for comparison reason. Multipass tandem SAW welds were produced and CGHAZ microstructures were examined using optical and electron microscopy. It can be concluded, that the titanium addition with Ti/N ratio of 2.2 to the StE355 grade steel is beneficial (with an appropriate steel processing, which can disperse fine TiN precipitates uniformly and with a fine balance of other microalloying elements) for its HAZ properties.

Key words: TiN-Steel, Welding, Heat Affected Zone, CGHAZ, Microstructure, CTOD Fracture Toughness.

1 Uvod

Večina vrtnih ploščadi in obmorskih konstrukcij, ki so v obratovanju, je bila izdelana iz konvencionalnega jekla z napetostjo tečenja 355 MPa. To jeklo ima dobro varivost in žilavost tudi v zvarnem spoju, v grobozrnatem toplotno vplivanem področju (CGHAZ) ob liniji raztapljanja pa ima izrazito nizko žilavost, kar se često odkrije le z lomno-mehanskimi preizkusi (npr. CTOD preizkusi), ki se v "offshore" sistemih že dalj časa intenzivno

uporabljajo. Čeprav so bile mikrostrukturne značilnosti teh lokalnih krhkih področij (LKP ali LBZ) in njihove nizke CTOD žilavosti predvsem v zadnjem času intenzivno raziskovane in diskutirane, ostaja problematika premalo pojasnjena.

Ne glede na to so jeklarji izboljšali navedeni tip jekla v smislu varivostnih in žilavostnih lastnosti grobozrnatega področja tik ob zvaru tako, da izpolnjujejo poostrene zahteve predpisane za "offshore" gradnjo.

Znano je, da lahko termični varilni cikel, pri katerem najvišja temperatura ob zvaru preseže 1300°C, povzroči izrazito rast avstenitnih zrn, raztapljanje izločkov in tvorbo trdih mikrostruktur. To lahko povzroči nizko žilavost in občutljivost konstrukcije na krhki lom.

Za preprečevanje krhkosti v navedenih področjih so jeklarji uvedli zadrževanje rasti avstenitnih zrn z drobno porazdeljenimi stabilnimi izločki, kot je npr. Ti-nitrid in Ti-oksidi, za različne vrste jekel. Iz navedenih referenc (1-22) vidimo, da se v različnih deželah že desetletja trudijo, da bi dosegli drobnozrnato TVP ob zvaru, izdelanem z visoko vnešeno energijo, s pomočjo Ti-(titanovih) mikrolegiranih jekel.

Dosedanje raziskave so pokazale, da obstajajo v Ti-mikrolegiranih jeklih v principu trije med seboj prepletajoči se glavni mehanizmi za izboljšanje žilavosti grobozrnatega toplotno vplivanega področja ob zvaru:

- redukcija feritnih zrn s pomočjo termično stabilnih izločkov Ti-nitrida in / ali Ti-oksida razporejenih v avstenitu na osnovi efekta pripetja kristalnih mej.
- čisti izločki Ti-nitrida in/ali Ti-oksida, kontinuirno porazdeljeni v avstenitu, lahko služijo kot kralji za tvorbo ferita pri γ - α transformaciji med procesom ohlajevanja pri termičnem varilnem ciklu.
- zmanjšanje neugodnega vpliva topnega dušika < 80ppm v α strukturi zaradi tvorbe drobnih nitridov.

Titan je bil izbran prvenstveno zato, ker tvori stabilne nitride in okside celo pri temperaturi nad 1300°C (AlN in Nb / CN / sta raztopljena v TVP že nad 1100°C). Pričakovana vloga Ti se lahko zmanjša, če v jeklu nastopajo še drugi elementi kot npr. kombinacija Ti, Nb in V. Zaradi tega pride do tvorbe kompleksnih karbonitridov, vplivanja na rast zrn ter izločitveno utrjanje, kakor tudi na znižanje temperature raztapljanja izločkov.

Dober efekt pripetja kristalnih mej je prisoten, če nastopajo izločki TiN v velikosti 0.02 do 0.08 μ m (6). Manjši izločki se raztapljajo, pri večjih pa se efekt zadržanja rasti zrn zmanjšuje.

Effekt pripetja kristalnih mej je v veliki meri odvisen tudi od razmerja Ti / N. Ugotovljeno je bilo, da mora biti to razmerje nižje od 3 (stehiometrijsko razmerje Ti / N=3.42). Če je vsebnost raztopljenega N pod 80 ppm, potem je razmerje Ti/N med 2 in 3, kjer je dosežena tudi najboljša žilavost v TVP.

Pri jeklih s TiN je mikrostruktura v grobozrnatem TVP sestavljena pretežno iz martenzita in / ali spodnjega bainita, če je Δt 8/5 < 50 sec. Ko je ta vrednost presežena, se doseže najboljša žilavost, ko se pojavi v grobih zrnih acikularni ferit.

Ob visoki gostoti drobno razporejenih TiN je lahko izpolnjen energetski kriterij za pospešeno tvorbo acikularnega ferita v notranjosti kristalnih zrn (16,22):

$$E_{TiN/\alpha} < E_{\gamma/\alpha} + E_{TiN/\gamma}$$

$E_{TiN/\alpha}$ energija na meji med izločkom in feritom

$E_{\gamma/\alpha}$ energija na meji med avstenitom in feritom

$E_{TiN/\gamma}$ energija na meji med izločkom in avstenitom

TiN in Ti O zločki so često prevlečeni z MnS tako, da je vsebnost Mn okoli njih znižana, kar povzroči dvig temperature premene γ/α in sproži tvorbo acikularnega ferita okoli izločka (7,8).

2 Preiskave in rezultati

V programu preiskav so bile predvidene tri različne kvalitete jekla StE 355, kot prikazuje tabela 1. Mehanske lastnosti vseh treh jekel so prikazane v tabeli 2, parametri varjenja in ustrezni dodatni materiali pa so prikazani v tabeli 3.

Vzorci izrezani iz plošč so pri preizkusih pokazali mehanske lastnosti, ki so podane v tabelah 4 in 5. V tabeli 6 so prikazane največje trdote in velikost zrna v grobozrnatem TVP.

Na sliki 1 sta prikazana preseka skozi zvar za EPP in ročno obločno varjenje. Slike 2, 3 in 4 prikazujejo mikrostrukturo grobozrnatega TVP za jeklo 1, 2 in 3. Slika 5 prikazuje razporeditev velikosti izločkov v jeklu 3, slika 6 pa prikazuje izmerjene CTOD vrednosti v grobozrnatem TVP EPP in ročno obločno izvedenega zvara.

Sliki 7 in 8 prikazujeta vzdolžni presek zvara v CTOD preizkušancu po preizkusu v jeklu 1 ter s tem problematiko iniciiranja krhkega loma glede na položaj vrha konice vnešene utrujenostne razpoke pred preizkusom.

3 Diskusija rezultatov

Glede na kemično analizo podano v tabeli 1 opazimo, da sta jekli 2 in 3 mikrolegiranega tipa s Ti ter nizko vsebnostjo C in S, razlika je le v vsebnosti V. Razmerje Ti / N je praktično enako in tudi razmerje C/N je ugodno nizko. Jeklo 1 je konvencionalnega tipa in je predvideno za primerjavo.

Mehanske lastnosti jekla 2 in 3 prikazujejo v tabeli 2 izredno visoko žilavost tudi pri nizkih temperaturah. Tudi v TVP ostaja žilavost visoka (tabela 5). Meja plastičnosti jekla je v vseh treh primerih v osnovnem materialu nižja kot pa v zvaru tako, da lahko govorimo o "overmatching" lastnostih zvarnega spoja (tabela 4a in 4b). S stališča mehanskih lastnosti in Charpy-eve žilavosti praktično ne opazimo razlik med jekloma 2 in 3, čeprav je opazna razlika v velikosti zrn v TVP (tabela 6). Jeklo 1 seveda prikazuje slabše žilavostne lastnosti.

Metalogrfska analiza presekov prikazanih na sliki 1 je pokazala v grobozrnatem predelu TVP pri jeklu 1 in 2 grobozrnato delno usmerjeno bainitno mikrostrukturo (sliki 2 in 3). Struktura v TVP jekla 3 je mnogo manj groba in vsebuje večjo količino izločenega ferita, ki pri višjih povečavah prikazuje usmerjeno obliko in že začetek

Tabela 1. Kemična sestava preizkovanih jekel

Table 1. Chemical composition of treated steels

Tip jekla *	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Cu	Ni	Ti	V	Nb	Ca	C/N	Ti/N
St E 355 (1)	0.15	0.37	1.47	0.012	0.004	0.0059	0.044	0.02	0.03	-	0.004	0.037	0.002	25	-
St E 355+Ti+V (2)	0.10	0.43	1.46	0.017	0.002	0.0059	0.025	0.26	0.44	0.013	0.040	0.016	0.002	17	2.20
St E 355+Ti (3)	0.09	0.43	1.46	0.013	0.003	0.0071	0.046	0.21	0.44	0.016	-	0.022	0.001	12	2.25

* $P_{cm}=0.238$ -jeklo 1, $P_{cm}=0.210$ -jeklo 2, $P_{cm}=0.190$ -jeklo 3; $Ceq_1=0.399$ -jeklo 1, $Ceq_2=0.397$ -jeklo 2, $Ceq_3=0.370$ -jeklo 3

P_{cm} - parameter hladne razpokljivosti

Ceq - ogljikov ekvivalent po IIW

Tabela 2. Mehanske lastnosti preizkovanih jekel

Table 2. Mechanical properties of treated steels

Tip jekla	σ_t^* (MPa)	σ_m^* (MPa)	δ_5 (%)	Charpy V udarna energija (J)* -10°C -40°C	
1	399	549	31.7	125	76
2	423	536	27.6	296	233
3	388	515	32.5	292	300

*Prečna smer valjanja

Tabela 3. Podatki o varjenju

Table 3. Welding parameters

Tandem-EPP varilni postopek	
Število varkov	10
Varilna žica/prášek	OE-SD3/OP121TT
Vnešena toplota	40 kJ/cm, t _g /5=44 sec
Temperatura predgrevanja	100°C
Temperatura med varki	200°C
Varjenje z oplaščeno elektrodo	
Število varkov	31
Oplatišena elektroda	Tenacito 38 R (dia.4-5 mm)
Vnešena toplota	20 kJ/cm, t _g /5=11 sec
Temperatura predgrevanja	100°C
Temperatura med varki	200°C

Tabela 4a. Mehanske lastnosti EPP zvara

Table 4a. SAW Mechanical properties

Tip jekla	σ_t (MPa)	σ_m (MPa)	δ_5 (%)	Charpy V udarna energija (J) -10°C -40°C	
1	476	580	25.7	140	53
2	466	571	26.6	183	147
3	492	578	24.4	166	140

Tabela 4b. Mehanske lastnosti zvara izvedenega z oplaščeno elektrodo

Table 4b. MMA weld metal Mechanical properties

Tip jekla	σ_t (MPa)	σ_m (MPa)	δ_5 (%)	Charpy V udarna energija (J) -10°C -40°C	
1	507	566	23.6	182	166
2	468	573	25.6	159	132
3	546	616	24.5	178	136

Tabela 5. Žilavostne lastnosti TVP EPP zvara in zvara izvedenega z oplaščeno elektrodo

Table 5. MMA and SAW HAZ impact toughness

Tip jekla	RO, Charpy V energija (J)		EPP, Charpy V energija (J)	
	-10°C	-40°C	-10°C	-40°C
1	167	112	47	47
2	158	153	197	170
3	171	155	179	103

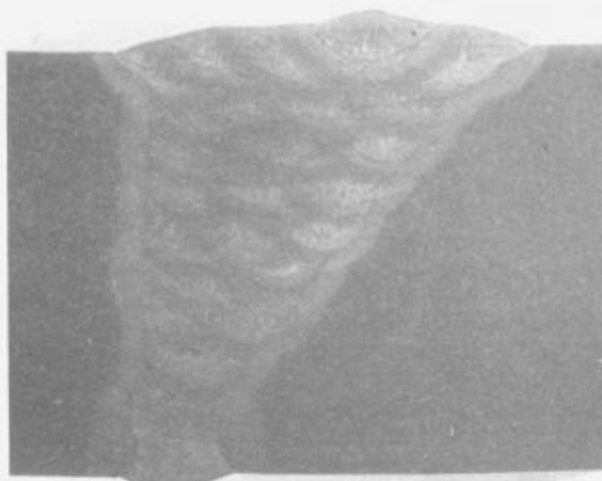
Tabela 6. Trdota in velikost zrna v grobem delu TVP zvara EPP

Table 6. Hardness and grain size of the CGHAZ of SAW welds

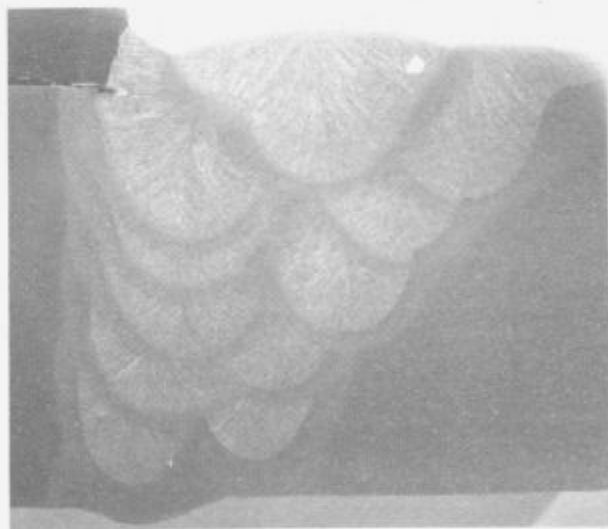
Tip jekla	Max. HV	Velikost zrna	
		/mm/	ASTM No
1	213	0.171	~2
2	240	0.117	~3
3	194	0.060	~5

acikularne oblike izločanja (slika 4). Preiskave z vrstičnim in TEM elektronskim mikroskopom so pokazale v jeklu 2 neenakomerno porazdeljene izločke Ti,Nb(N) v velikosti 0.01 do 0.4 μm in tudi od 1 do 4 μm , vidne z optičnim mikroskopom, ki tako niso mogli ovirati rasti zrn v TVP kljub optimalnemu razmerju Ti/N. Raztopljeni elementi Nb in V sta prispevala k povišanju zakalitve, ker sta ostala v TVP v trdni raztopini. Višja trdota v TVP jekla 2 je razvidna iz tabele 6.

Pri jeklu 3 ni bilo mogoče z vrstičnim mikroskopom opaziti izločkov TiN, ker so bili premajhni. Šele pregled s TEM je pokazal, da so izločki prisotni pretežno v velikosti < 0.02 μm , kar je manj od optimalne velikosti, saj se pri visokih temperaturah ob liniji spajanja že raztapljajo

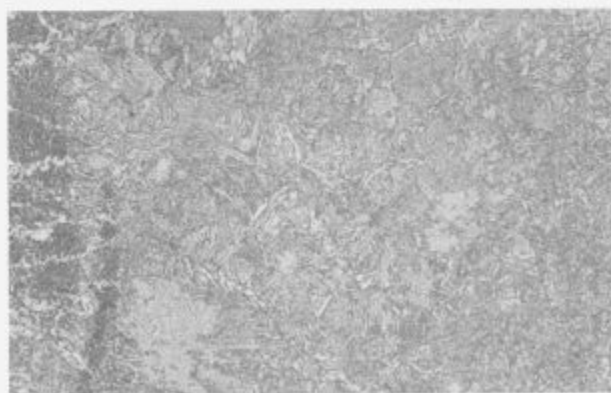


a)

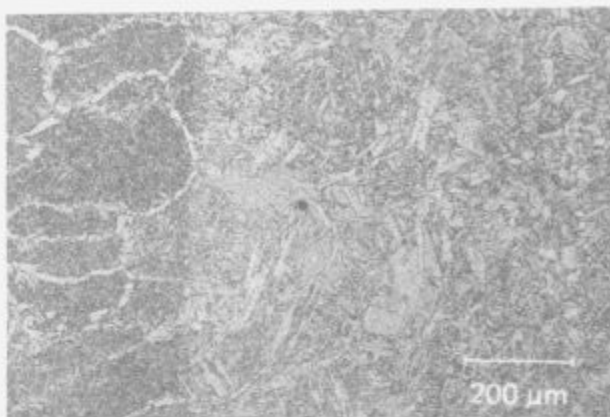


b)

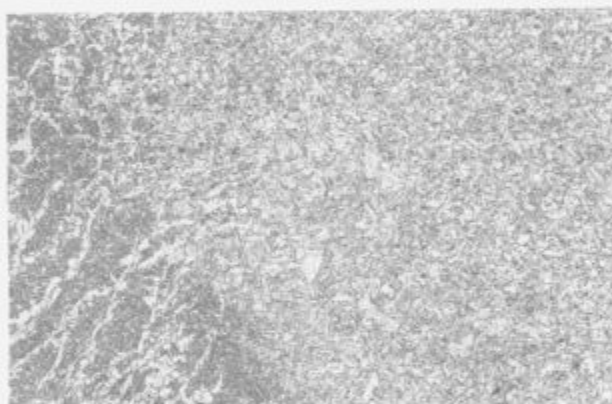
Slika 1. Prečni prerez a) EPP in b) RO zvara
Figure 1. Macrosection of a) SAW and b) MMA weld joints



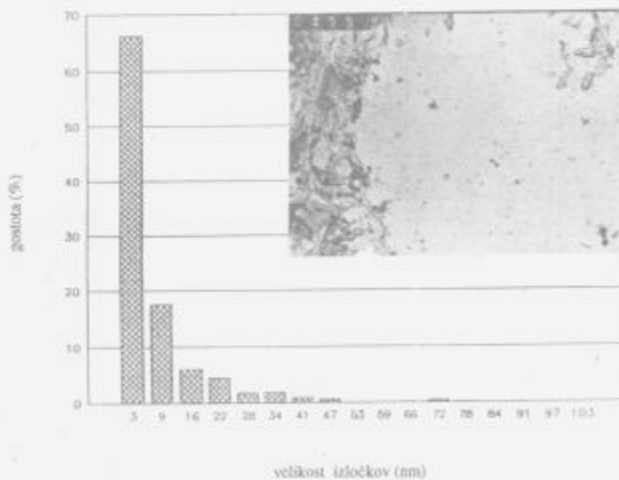
Slika 2. TVP EPP zvara na jeklu 1 (StE 335)
Figure 2. CGHAZ of SAW weld on Steel 1 (StE 335)



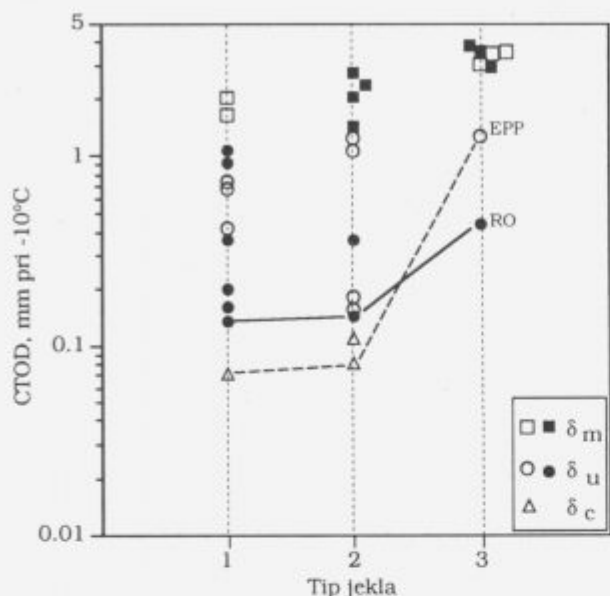
Slika 3. TVP EPP zvara na jeklu 2 (StE 335+Ti+V)
Figure 3. CGHAZ of SAW weld joint on Steel 2 (StE 335+Ti+V)



Slika 4. TVP EPP zvara na jeklu 3 (StE 335+Ti)
Figure 4. CGHAZ of SAW weld joint on Steel 3 (StE 335+Ti)

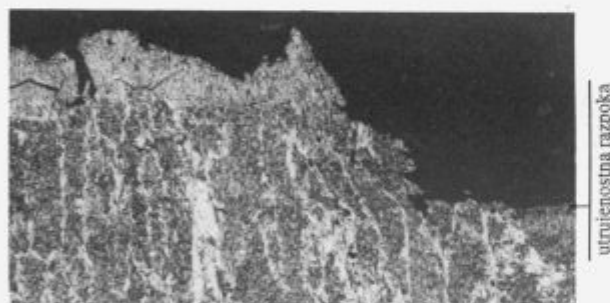


Slika 5. Procentualna razporeditev izločkov v jeklu StE Ti-3
Figure 5. Percentage of particles distribution on Steel StE Ti-3



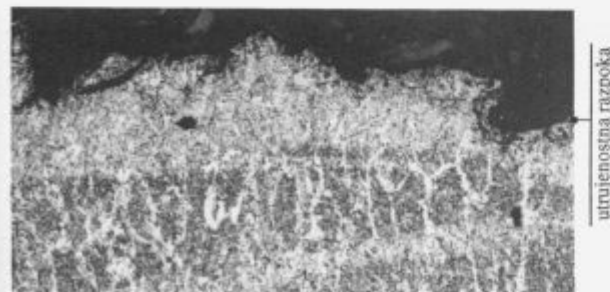
Slika 6. CTOD vrednosti v grobozrnatem delu TVP v varjenem stanju

Figure 6. CGHAZ CTOD values in as welded condition



Slika 7. Konica razpoke v zvaru in potek loma v TVP ($\delta_u=0.723$)

Figure 7. Crack tip in WM and fracture path at CGHAZ ($\delta_u=0.723$)



Slika 8. Konica razpoke v TVP in potek loma ($\delta_c=0.071$)

Figure 8. Crack tip and fracture path at CGHAZ ($\delta_c=0.071$)

(slika 5). Ker pa je njihova razporeditev mnogo bolj enakomerna kot pri jeklu 2, je njihov zaviralni vpliv za preprečitev rasti zrn večji.

Navedeno je jasno razvidno iz slike 6, kjer so podani rezultati meritev lomne žilavosti po metodi CTOD z vrisanimi mejama najnižjih vrednosti. Med jekloma 1 in 2 praktično ni razlike, ker so se v obeh primerih pokazala lokalna krhka področja v TVP, še preden je prišlo do stabilne rasti razpoke in je spodnja meja za CTOD vrednost pod 0.1 mm (po predpisih za "offshore" sisteme BS/DNV mora biti CTOD vrednost v TVP večja od 0.25 mm pri -10°C).

Pri jeklu 3 se je v večini primerov pojavila najvišja vrednost CTOD (δ_m) brez porušitve med preizkusom, le v enem primeru se je pojavila določena nestabilnost, vendar šele po dolgi stabilni rasti razpoke ($\delta_u > 1$ mm).

Kot je razvidno iz tabele 5, Charpy-eva metoda določevanja žilavosti v grobozrnatem delu ni pokazala bistvene razlike. Pri jeklu 3 je ta vrednost celo nižja, kar govori o neustreznosti uporabe te metode za identifikacijo LKP. Kot nazorno prikazujeta sliki 7 in 8, je podobna vendar na mnogo manjši prostor reducirana problematika pri identifikaciji LKP s CTOD metodo. Zaradi tega je potrebno uporabiti več preizkušancev, da bi zagotovo zadeli z vrhom utrujenostne razpoke v grobozrnati del TVP. Jasno je, da je potrebno po vsakem preizkusu izvesti metalografski rez za kontrolo mesta iniciacije loma. Na sliki 7 je vrh zarez nameščen v bolj žilavem zvaru tako, da je pred nestabilnostjo v TVP opazna znatna plastifikacija v zvaru.

Na sliki 8 je bil vrh zarez nameščen točno v grobozrnatem delu TVP in je vrednost CTOD pred nestabilnostjo ustrezna za to področje.

4 Sklep

1. Rezultati preiskave prikazujejo v varjenem stanju visoke vrednosti CTOD lomne žilavosti v grobozrnatem delu TVP pri drobnnozrnatem jeklu, ki je mikrolegirano s kombinacijo Ti-Nb na osnovi fine porazdelitve izločkov, ki so še sposobni zadrževati rast avstenitnih zrn. Kasnejše preiskave na simuliranih preizkušancih so pokazale nižje CTOD vrednosti kot v zvarnem spoju, kar je pripisati še ne optimalni velikosti in porazdelitvi izločkov.

2. Rezultati prav tako prikazujejo, da je efekt Nb in V v Ti-mikrolegiranih jeklih negativen (težnja k pospeševanju tvorbe puščičastega ferita in poviševanju prekaljivosti) ter da velikost in porazdelitev TiN izločkov igra ključno vlogo pri nadzoru rasti zrn. Čim bolj kompleksna je kemična sestava izločkov, predvsem, če se tvorijo karbonitridi, tem bolj se znižuje njihova temperatura raztapljanja v trdni raztopini.

3. Protislovnost med Charpy-V in CTOD izmerjeno žilavostjo prikazuje delno neobčutljivost Charpy preizkusa na mikrostrukturne spremembe zaradi zmanjšane širine grobozrnatega dela TVP, zato je potrebna previdnost pri razvrščanju lomnih lastnosti TVP dejanskih zvarnih spojev modernih Ti-mikrolegiranih jekel.

P.S. Prispevek je bil predstavljen v obširni obliki na med. konferenci OMAE 92, Calgary, Canada.

5 Viri

- ¹ Yao S. and Kocak M., "Influence of Titanium on HAZ Microstructure and Toughness of Offshore Steel Welds: Literature Review-part 1", GKSS Report, GKSS 90/E/39, 1990, pp. 1-51.
- ² Suzuki S., Weatherly G.C. and Houghton D.C., "The Response of Carbo-Nitride Particles in HSLA Steels to Weld Thermal Cycles", *Acta metall.*, Vol. 35, No. 2, pp. 341-352, 1987.
- ³ Kanazawa S., Nakashima A. et al., "Improvement of weld fusion zone toughness by fine TiN", *Trans. ISIJ*, Vol. 16, 1976, pp. 486-495.
- ⁴ Loberg B. et al., "The Role of Alloy composition on the stability of nitrides in Ti-microalloyed steels during weld thermal cycles", *Met. Trans., A*, Vol. 15A, Jan, 1984, 33
- ⁵ Strid J. and Easterling K.E., "On the Chemistry and Stability of Complex Carbides and Nitrides in Microalloyed Steels", *Acta Metallurgica*, Vol 33, No. 11, Nov. 1985, pp. 2057-2074.
- ⁶ Chen Z. et al., "Nature of Large Precipitates in Titanium containing HSLA Steels", *Materials Science and Technology*, Oct. 1987, 3, 10, pp. 836-844.
- ⁷ Homma H. and Okita S. et al., "Improvement of HAZ Toughness in HSLA Steel by Introducing Finely Dispersed Ti-Oxide", *Welding Research Supplement*, Oct. 1987, pp. 301s-309s.
- ⁸ Yamamoto K. et al., "Newly Developed Ti-Oxide Bearing Steel Having HAZ Toughness", presented at ASTM Symposium at "Residual and Unspecified Elements in Steel", Nov. 1987.
- ⁹ Chijiwa R. et al., "Extra high toughness Titanium-oxide steel plates for offshore structures and line pipe", *OMAE*, Houston Texas USA, 7-12, 2, 1988.
- ¹⁰ Nakanishi M. and Komizo Y. et al., "Development of High Toughness Steel Plates for Low Temperature Service by Dispersion with Nitride Particles and Oxide Particles", *IIW / IX-1281-83*.
- ¹¹ Mori N. et al., "The Behaviour of B and N in Notch Toughness Improvement of Ti-B Bearing Weld Metals", *IIW Doc. IX-1158-80*, 1980.
- ¹² Mori N. et al., "Mechanism of Notch Toughness Improvement on Ti-B-bearing Weld Metals", *IIW. Doc IX-1196-81*, May 1981.
- ¹³ Evans G.M., "The Effect of Titanium in Manganese Containing MMA Weld Deposits", To be published in *Welding Journal*.
- ¹⁴ Lefebvre G. and Dufrane J.J., "Modern Offshore Steel Grades to 450 MPa Yield Strength", *Proc. of the 8th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Eng. (OMAE-1989)*, The Hauge, March 1989, Vol. III-Part B, pp. 329-343.
- ¹⁵ Kocak M., Seifert K., Yao S. and Lampe H., "Comparison of Fatigue precracking Methods for Fracture Toughness Testing of Weldments: Local Compression and Step-Wise High R-Ratio", *Proc. of the Int Conf. Welding-90*, GKSS-Geesthacht, Oct. 1990, Ed. M. Kocak, pp. 307-318.
- ¹⁶ Maurickx T and Taillard R., "Effect of TiN precipitates on the Mechanism of Bainitic Transformation in Microalloyed Steels", *Proceedings of the High "Nitrogen in Steels"*, Lille, May 1988.
- ¹⁷ Mukae S. et al., "Solution of TiN during Synthetic Weld Thermal Cycling and Heat Affected Zone Toughness in Low Carbon Steels", *Trans. of the Japan Welding Soc.*, Vol. 18, No. 2, Oct. 1987, pp. 58-68.
- ¹⁸ Nakanishi M. and Komizo Y. et al., "Development of High Toughness Steel Plates for Low Temperature Service by Dispersion with Nitride Particles and Oxide Particles", *IIW / IX-1281-83*.
- ¹⁹ Koda M. et al., "Relation between Dissolution Behaviour of TiN Precipitates and Austenitic Grain Size in Synthetic HAZ", Presented at the 108th ISIJ Meeting, Japan, Oct. 1984, Lecture No. S1265.
- ²⁰ Lau T.W., North T.H. and Glover A.G., "Heat Affected Zone Properties of Ti-Bearing Steels: A Study of Microstructure", *Proc. of the 6th Int. Conf. on Offshore Mechanics and Arctic Eng. (OMAE-1987)*, Vol. III, Houston, Texas, USA, March 1987, pp. 57-69.
- ²¹ Verrier P., Maurickx T., Taillard R. and Garrigues G., "Effect of HAZ Microstructure on the Fracture Toughness of Offshore Microalloyed Structural Steels", *IIW Doc. IX-1645-91*, 1991.
- ²² Maurickx T. and Taillard R., "Effect of TiN Precipitates on the Mechanism of Bainitic Transformation in Microalloyed Steels", *IIW Doc. IX-1646-91*, 1991.