

VLOGA IN NASTANEK MIKROSTRUKTURNIH SESTAVIN M-A V ZVARNIH SPOJIH MALOOGLEJČNIH VISOKOTRDNOSTNIH KONSTRUKCIJSKIH JEKEL

THE ROLE AND FORMATION OF MARTENSITE-AUSTENITE CONSTITUENTS IN HSLA WELDED JOINTS

Zdravko Praunseis¹, Masao Toyoda², Alojz Križman¹, Mitsuru Ohata²

¹Univerza v Mariboru, Fakulteta za strojništvo, Smetanova 17, 2000 Maribor, Slovenija

²Osaka University, Faculty of Engineering, Yamadaoka 2-1, 565-0871 Osaka, Japonska
zdravko.praunseis@uni-mb.si

Prejem rokopisa - received: 2001-01-26; sprejem za objavo - accepted for publication: 2001-02-27

Martenzitno-avstenitne sestavine v varu in na toplotno vplivanem področju drastično zmanjšujejo lomno žilavost zvara. Zaradi tega je treba posebno pozornost nameniti nastanku teh sestavin pri večvarkovnem varjenju visokotrdnostnih jekel z visoko vneseno energijo. V članku je opisan vpliv martenzitno-avstenitnih sestavin na lomno žilavost, metalurške značilnosti le-teh ter njihovo preprečevanje in odpravljanje v zvarih.

Ključne besede: varjenje v zaščiti plina, visokotrdnostna malolegirana konstrukcijska jekla, mikrostruktura, martenzitno-avstenitne strukturne faze, var, toplotno vplivano področje, hitrost ohlajevanja

The existence of martensite-austenite constituents in the weld metal and heat-affected zone seriously reduces the fracture toughness of the welded joint. Therefore, we have investigated the formation of the martensite-austenite constituents when high-strength low-alloy steel is welded with a high heat input or using multi-pass welding. This paper deals with the effects of martensite-austenite constituents on the fracture toughness, the metallurgical features of the martensite-austenite constituents, and the prevention and elimination of the martensite-austenite constituents in the welded joints.

Key words: arc welding, high-strength low-alloy steels, microstructure, martensite-austenite constituents, weld metal, heat-affected zone, cooling rate

Kratice

ASTM	ameriško združenje za preizkuse in materiale
CTOD	odpiranje konice razpoke
TVP	toplotno vplivano področje
GZ TVP	grobzrnato TVP
LKP	lokalno krhko področje
MAG	postopek varjenja v zaščitni atmosferi plina CO ₂
M-A	martenzitno-avstenitne strukturne faze
MK FZ TVP	medkritično segreto fino zrnato TVP
MK GZ TVP	medkritično segreto grobzrnato TVP
MK TVP	medkritično TVP
TMO	termomehansko obdelano jeklo
OM	osnovni material
PK GZ TVP	podkritično segreto grobzrnato TVP
SENB	upogibni preizkušanelec z enostransko zarezo (Single Edge Notch Bend)
VTML	visokotrdnostna malolegirana konstrukcijska jekla

1 UVOD

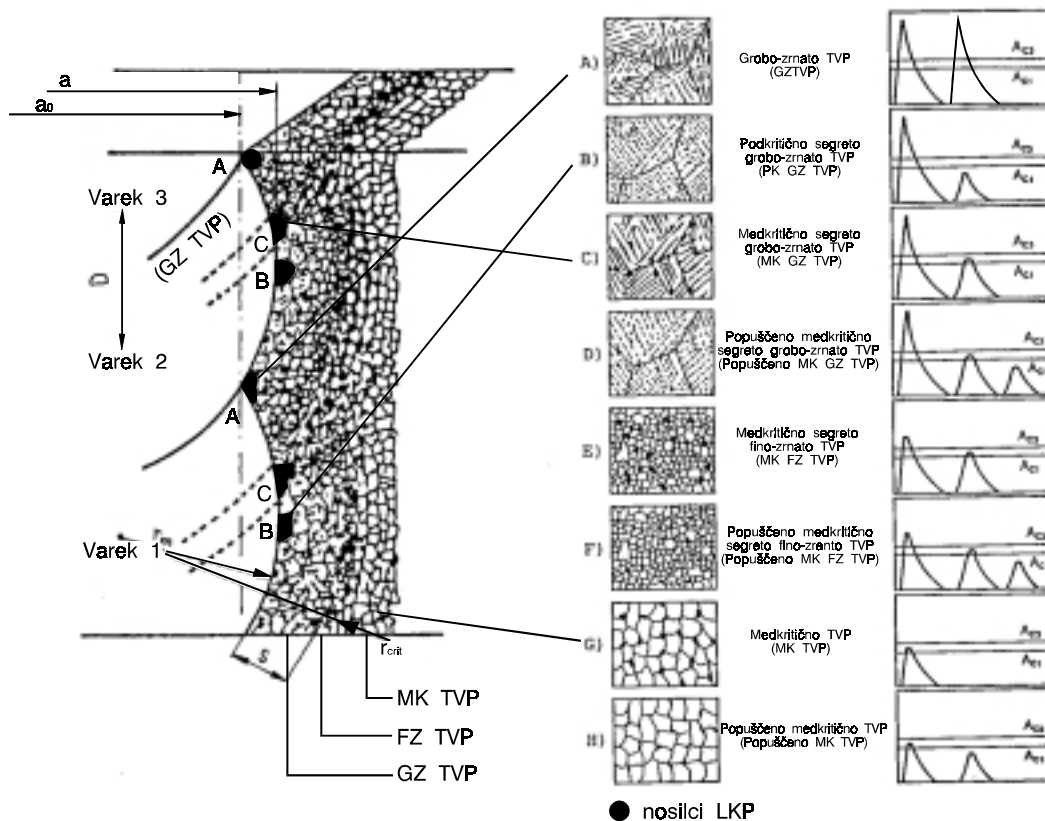
Z raziskavami¹⁻⁸ je bilo ugotovljeno, da mikrostrukturalne sestavine M-A (angl.: M-A constituents) v varu in na TVP drastično zmanjšujejo CTOD (angl.: Crack tip

opening displacement) oz. lomno žilavost zvarnega spoja, ker povzročijo nastanek LKP. Sestavine M-A so opazne v večvarkovnem varu in so posebej izrazite na TVP.

Pri enovarkovnem varjenju je nastanek sestavin M-A na GZ TVP odvisen od časa ohlajevanja $\Delta t_{8/5}$ zvara oziroma mikrostrukture, ki je v tem času nastala. Lomna žilavost GZ TVP se močno zmanjšuje z daljšanjem časa $\Delta t_{8/5} \geq 20$ s glede na spremembo mikrostrukture iz homogene martenzitno - bainitne v heterogeno s primarnim feritom in usmerjenim feritom znotraj grobega zrna. Pri tem grobo zrno izrazito raste. Delež sestavin M-A se znatno povečuje z daljšanjem ohlajevalnega časa zvara $\Delta t_{8/5}$.

Pri večvarkovnem varjenju je lomna žilavost GZ TVP odvisna od višine temperature (T_m), na katero je bilo področje GZ TVP ponovno segreto, in časa $\Delta t_{8/5}$ (slika 1). Karakteristične mikrostrukture s sestavinami M-A v realnem večvarkovnem varu in na TVP zvarnega spoja prikazuje slika 2.

Najbolj se lomna žilavost zaradi povečanega nastanka sestavin M-A lokalno poslabša na področju MKGZ TVP v delu GZ TVP, ki je bilo ponovno segreto na medkritično temperaturo med A_{c1} in A_{c3} zaradi termičnega vpliva naslednjega varka. Pri krajših časih $\Delta t_{8/5} \leq 6$ s je vpliv maksimalne temperature ponovnega segretja GZ



Slika 1: Porazdelitev mikrostruktur na TVP večvarkovnega zvarnega spoja
Figure 1: Distribution of microstructures in HAZ of welded joint

TVP na zmanjševanje lomne žilavosti MKGZ TVP najbolj izrazit do temperature $T_m = 750$ °C. Z daljšanjem časa $\Delta t_{8/5}$ pa se lomna žilavost MKGZ TVP še dodatno poslabša v celotnem temperaturnem intervalu T_m med A_{c1} in A_{c3} . Nastajanje sestavin M-A je najbolj intenzivno pri večvarkovnem varjenju VTML z veliko vnešeno energijo.

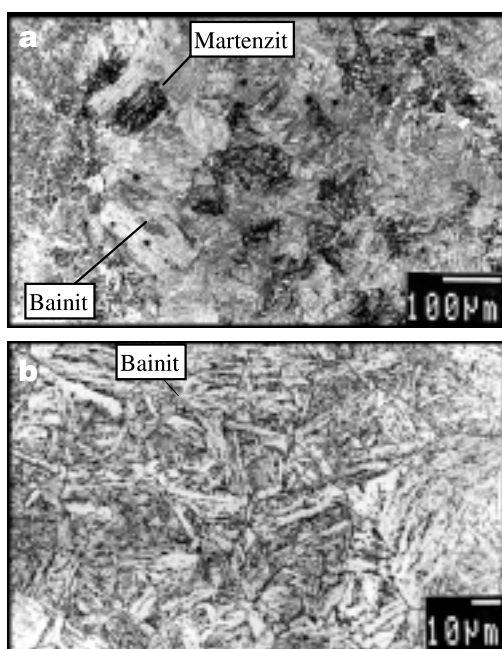
2 METALURŠKE ZNAČILNOSTI SESTAVIN M-A

Sestavine M-A lahko morfološko razdelimo na ploščate in masivne (slika 3). Izoblikovanje teh sestavin je odvisno od časa ohlajevanja ($\Delta t_{8/5}$) oziroma kaljivosti jekla. Sestavine M-A nastajajo med ohlajevanjem zvarnega spoja iz avstenita v končni fazi transformacije. Ugotovljeno je bilo, da je njihovo nastajanje v tesni povezavi z rastjo ferita med ohlajevanjem ter kaljivostjo jekla.

Pri jeklih z veliko kaljivostjo se faze α ne da izoblikovati niti pri daljših časih $\Delta t_{8/5}$ (≈ 500 s), in tako sestavine M-A nastajajo med letvastimi fazami α v kristalnem zrnju. Nasprotno, pri jeklih z manjšo kaljivostjo se mikrostrukture α izoblikujejo po kristalnih mejah in se letvasta faza α ne pojavi niti pri časih $\Delta t_{8/5} \geq 200$ s. Takrat nastane veliko število masivnih sestavin M-A ^{5,7}.

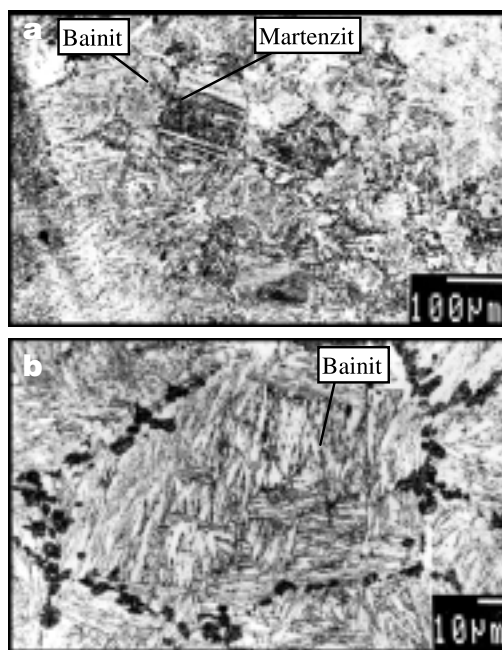
Rast mej mikrostruktur α in interkristalnih podolgovatih mikrostruktur α je bolj intenzivno (manj ovirano) pri jeklih z manjšo kaljivostjo. V trenutku, ko se interkristalne podolgovate mikrostrukture α srečajo, ostane med njimi nespremenjeno masivne oblike področje γ , iz katerega se izoblikujejo masivne sestavine M-A. Za te sestavine je značilna velika koncentracija ogljika ($\approx 1\%$) in trdota ($\approx 700 - 900$ HV). Vsebnost ogljika v masivnih sestavinah M-A, ki so se izoblikovale na TVP VTML je odvisna od časa $\Delta t_{8/5}$ in je lahko tudi do 10-krat večja od vsebnosti ogljika v matrici ferita in osnovnega materiala (slika 4).

Vsebnost ogljika in Ni se povečuje z daljšanjem časa $\Delta t_{8/5}$. Znano je, da je trdota martenzita odvisna od vsebnosti ogljika. Zaradi tega se trdota sestavin M-A povečuje z večanjem vsebnosti ogljika (slika 5). Navadno je trdota masivnih sestavin M-A (950 HV) večja od trdote ploščatih (700 HV) ^{5,8}. Vsebnost ogljika in s tem trdoto teh sestavin lahko znatno zmanjšamo s toplotno obdelavo po varjenju (segrevanje od 300 - 450 °C). Zaradi velike lokalne trdnostne neenakosti med osnovno matrico in sestavino M-A se pod vplivom natezne napetosti ob tej sestavini poveča koncentracija plastičnih deformacij, kar v veliki meri lahko vpliva na lomno vedenje zvarnega spoja, saj se krhka sestavina M-A kmalu prelomi in s tem sproži krhki lom (nastopi



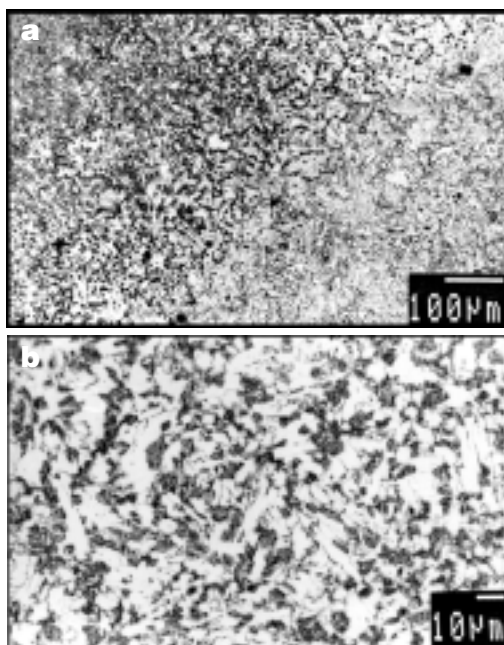
Slika 2.1: Grobo zrnato toplotno vplivano področje a) z velikostjo kristalnega zrna 4 po ASTM. Na sliki b) pri večji povečavi (500-krat) je podkritično segreto grobozrnato TVP (PK GZ TVP - Slika 1) z bainitno mikrostrukturo⁸

Figure 2.1: Coarse grain HAZ a) with ASTM 4 grains. In Fig. b) at higher magnification (500 x) subcritical coarse grain HAZ (SC CG HAZ - Figure 1) is shown with bainitic microstructure⁸



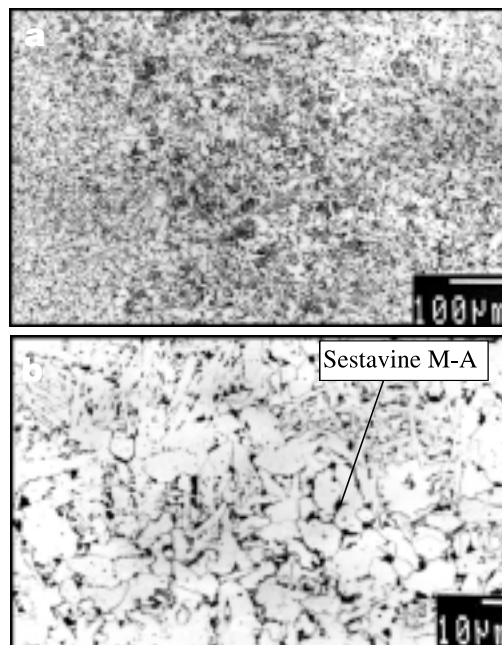
Slika 2.3: Grobozrnato TVP a) z mikrostrukturo iz bainita in martenzita, ki je bila ponovno segreta na temperaturo med A_{c1} in A_{c3} (t. i. MK GZ TVP - Slika 1) s porazdelitvijo krhkih sestavin M-A po kristalni meji (ASTM 4) zrna bainita b)⁸

Figure 2.3: CG HAZ a) with bainitic-martensitic microstructure, which was subsequently heated at a temperature between A_{c1} and A_{c3} i.e. (IC CG HAZ-Figure 1) with distributed brittle M-A constituents along grain boundaries of primary grains (ASTM 4) with directed bainitic microstructure b)⁸



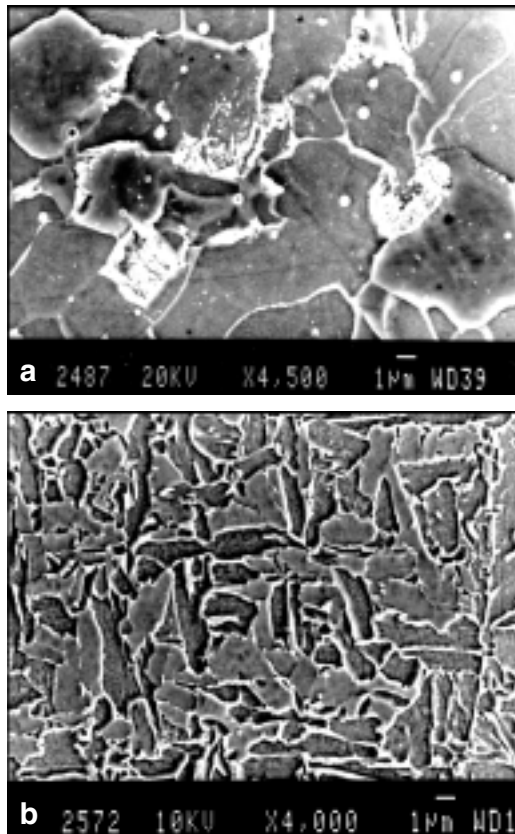
Slika 2.2: Toplotno vplivano področje a), segreto na medkritično temperaturo med A_{c1} in A_{c3} (MK TVP - slika 1). Pri večji povečavi b) je vidno področje delne premene v avstenit, iz katerega so nastale mikrostrukturne sestavine M-A⁸

Figure 2.2: HAZ a), heated at intercritical temperature between A_{c1} in A_{c3} (Inter Critical HAZ - Figure 1). At higher magnification b) the region of partial transformation to austenite, from which M-A constituents are formed, can be seen⁸



Slika 2.4: Feritno - bainitna mikrostruktura v mehkem korenu večvar-kovnem varu a) s porazdeljenimi krhkimi sestavinami M-A po kristalnih mejah feritnih zrn b)⁸

Figure 2.4: Ferritic-bainitic microstructure of soft root weld metal a) with distributed brittle M-A constituents along ferrite grain boundaries b)⁸

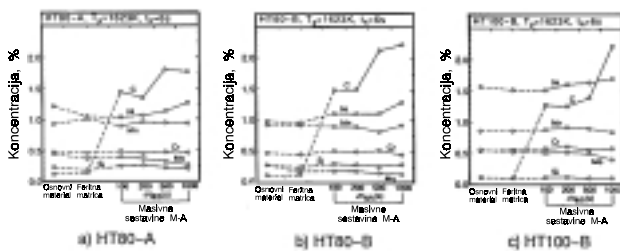


Slika 3: Masivna a) in ploščata b) oblika sestavine M-A ⁸
 Figure 3: Massive a) and elongated b) shape of M-A constituent ⁸

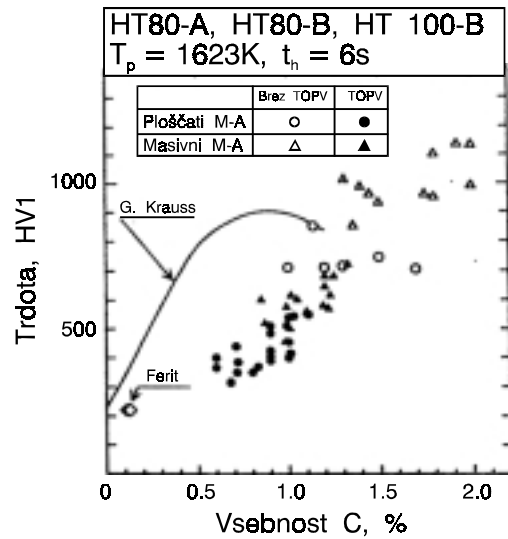
kot sprožilec krhkega loma) ¹⁻⁴. Ta mikrostruktura M-A sestavlja martenzit (letvast in ploščat) in zaostali avstenit. Mikrostruktura sestavine M-A lahko vsebuje tudi cementit, ki je izločen iz avstenita ali pa nastane kot posledica samopopuščenja letvastega martenzita. V sestavini M-A se pojavlja cementit v obliki:

- a) grobozrnatega paličastega cementita, izločenega po robovih sestavin M-A, ali v zaostalem avstenitu, ali na meji zaostalega cementita in avstenita
- b) drobnozrnatega igličastega ali dendritskega cementita, izločenega v letvastem martenzitu.

Grobozrnati paličasti cementit se izloča pri relativno visokih temperaturah neposredno iz avstenita, obogatenega z ogljikom. Drobnozrnati igličasti ali dendritski

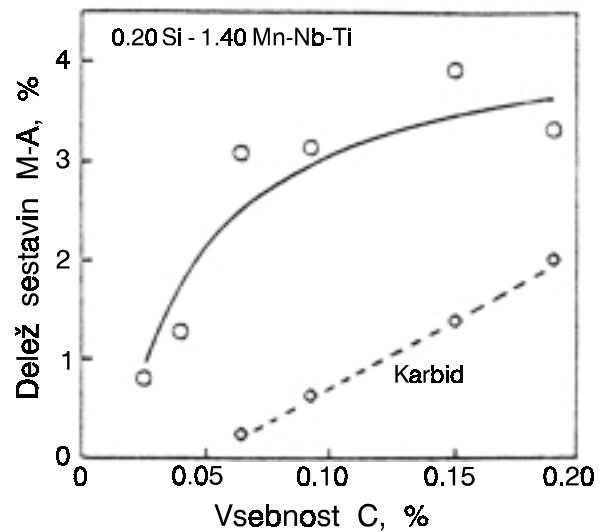


Slika 4: Spreminjanje kemične sestave v masivnih sestavinah M-A glede na čas $\Delta t_{8/5}$ pri VTML
 Figure 4: Change in the composition of massive M-A constituents with $\Delta t_{8/5}$ at HSLA steels

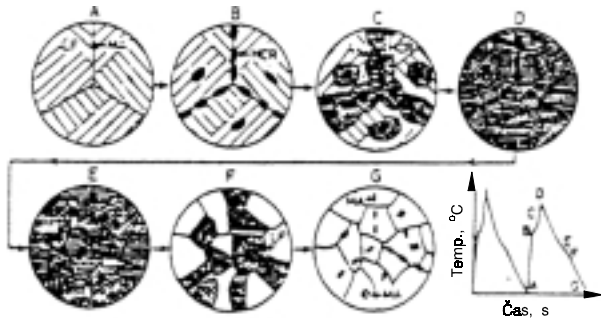


Slika 5: Odnos med trdoto in vsebnostjo C v sestavinah M-A
 Figure 5: Relation between hardness and C content of M-A constituents

cementit se izloča med samopopuščanjem letvastega martenzita. Na TVP VTML zvarnega spoja so masivne sestavine M-A sestavljene iz ploščatega dvojčičnega martenzita, letvastega martenzita, zaostalega avstenita in cementita. Ploščate sestavine M-A v glavnem sestavlja letvast martenzit z nakopičenimi dislokacijami. V njih lahko najdemo tudi sledove ploščatega martenzita, zaostalega avstenita in cementita. Iz tega lahko sklepamo, da je ploščati martenzit značilen za masivne sestavine M-A, medtem ko je letvasti cementit značilen za ploščate. Delež zaostalega avstenita je večji pri masivnih sestavinah M-A kot pri ploščatih. Pri masivnih sestavinah M-A je delež zaostalega avstenita znatno manjši od deleža martenzita. Glede na te ugotovitve lahko sklepamo, da nastaja martenzit v sestavinah M-A pri različnih temperaturah M_s . To pomeni, da obstaja tudi



Slika 6: Vpliv ogljika na delež sestavin M-A
 Figure 6: Effect of C content on fraction of M-A constituents



Slika 7: Shematski prikaz nastajanja sestavin M-A v območju z manjšo kaljivostjo

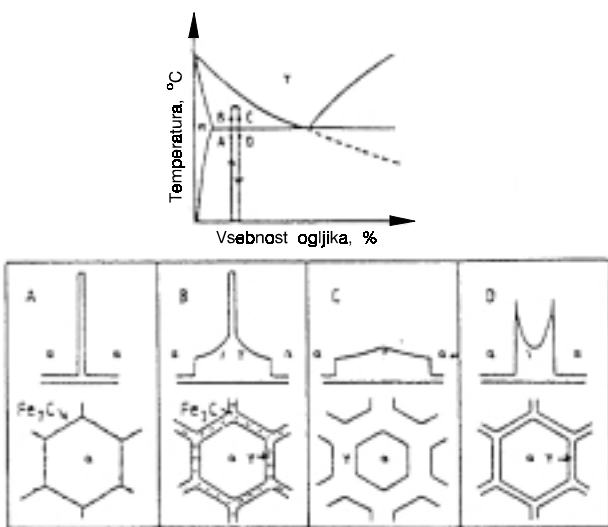
Figure 7: Schematic illustration of formation of M-A constituents in the low-hardenability region

temperaturno zaporedje, pri katerem nastajajo končni produkti v sestavinah kot sledi ⁵:

- temperatura, pri katerih se izloča iz avstenita prosti cementit
- M_{s1} temperatura letvastega martenzita
- M_{s2} temperatura ploščatega martenzita
- med temperaturama M_{s1} in M_{s2} se prične finoizrati cementit izločati v notranjosti letvastega martenzita med procesom samopopuščanja.

3 NASTANEK IN RAZPAD SESTAVIN M-A TER NJIHOV VPLIV NA LOMNO ŽILAVOST ZVARA

Če želimo izboljšati lomno žilavost na TVP zvarnega spoja je treba detajlno poznanje mehanizmov nastanka in razpada sestavin M-A, ki so odvisni od termičnega cikla varjenja in kemične sestave jekla. Delež sestavin M-A se povečuje z večjo vsebnostjo C v jeklu (slika 6), zato je treba za izboljšanje lomne žilavosti na TVP zmanjšati vsebnost C v osnovnem materialu ^{1,2,5}.

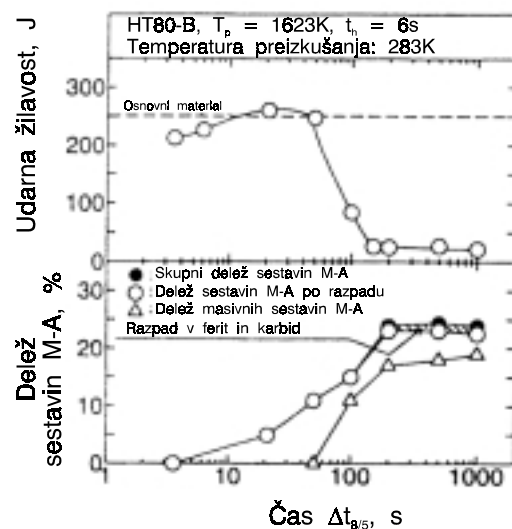


Slika 8: Shematski prikaz nastanka sestavin M-A v območju $\alpha + \gamma$ na TVP zaradi toplotnega vpliva naslednjega varka

Figure 8: Schematic illustration of the formation of M-A constituents in the $\alpha + \gamma$ region

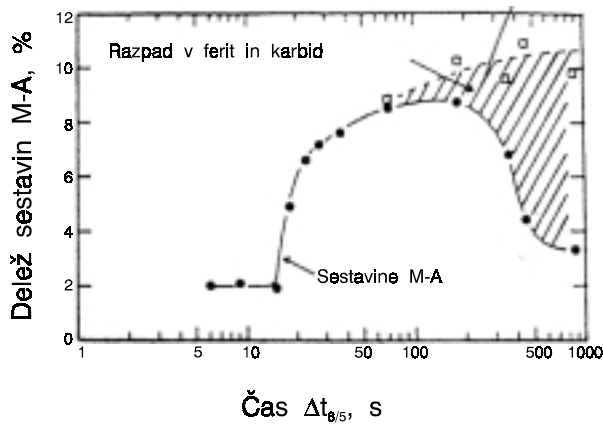
Prav tako je treba zmanjšati vsebnost tistih legirnih elementov, ki pospešujejo in s tem večajo delež sestavin M-A. Element N ter karbidotvorni elementi Cr, Mo, Nb in V pospešujejo nastajanje sestavin M-A in zavirajo difuzijo ogljika med transformacijo avstenita v ferit in s tem razpad sestavin M-A. Koncentracija omenjenih elementov vodi do nastanka sestavin M-A. Z zmanjševanjem vsebnosti Ni in Cu se zmanjšuje delež sestavin M-A, ker se zmanjša s tem tudi kaljivost jekla. Zmanjševanje vsebnosti Si povzroči pospešeno izločevanje cementita in zoženje feritne letve, kar ovira nastajanje teh sestavin. Slika 7 shematsko prikazuje nastanek sestavin M-A v primeru, ko je maksimalna temperatura ponovnega segrevanja nad Ac_3 ⁵. Takrat je kaljivost jekla majhna in proces nastajanja sestavin M-A je povsem drugačen kakor v primeru, ko jeklo segrevamo v feritnem in avstenitnem območju. V območju segrevanja do temperature Ac_3 prične nastajati avstenit na področju z visoko vsebnostjo C, tj. na meji primarnih avstenitnih zrn (B, C). Temperature, ki so nekoliko višje od Ac_3 , ne vplivajo na spremembo področja z visoko vsebnostjo ogljika, ker niso dovolj visoke za popolno difuzijo ogljika (D). Med ohlajanjem se poligonalni in bainitni ferit transformirata iz maloogljčnih področij (E, F). Sestavine M-A nastanejo iz preostalega visokoogljčnega avstenita (G). Pri večvarkovnem varjenju zvarnega spoja nastanejo sestavine M-A na TVP med delovanjem drugega toplotnega cikla, ko je maksimalna temperatura ponovnega segrevanja področja TVP med Ac_1 in Ac_3 (slika 8). Sestavine M-A nastanejo vzdolž avstenitnih kristalnih mej. Po pojavu prvega toplotnega ciklusa se prične izločevanje karbidov (A) po kristalnih mejah grobega avstenitnega zrna (slika 8).

Med delovanjem drugega toplotnega cikla nastaja avstenit po kristalnih mejah (B), v katerega se raztopijo



Slika 9: Vpliv deleža sestavin M-A v odvisnosti od časa $\Delta t_{8/5}$ na udarno žilavost VTML

Figure 9: The influence of the fraction of M-A constituents in relation with $\Delta t_{8/5}$ on the impact toughness of HSLA steel



Slika 10: Vpliv časa $\Delta t_{8/5}$ na nastanek in razpad sestavin M-A

Figure 10: The effect of time $\Delta t_{8/5}$ on the formation and decomposition of M-A constituents

karbidi (C). Med ohlajevanjem feritnega + avstenitnega področja se avstenitno področje tem bolj bogati s C, čim bolj se zmanjšuje delež avstenita (D). Avstenit se delno spremeni v martenzit, kar povzroči nastanek sestavin M-A. Na nastanek sestavin M-A ima velik vpliv čas $\Delta t_{8/5}$ (slika 9). Z daljšanjem časa $\Delta t_{8/5}$ se delež sestavin M-A povečuje⁵. Pri krajših časih $\Delta t_{8/5}$ nastajajo samo ploščate sestavine in njihov vpliv na udarno žilavost ni znaten. Občutno zmanjševanje udarne žilavosti nastopi pri daljših časih $\Delta t_{8/5}$, ko se prične povečevati delež masivnih sestavin M-A. To pomeni, da nastajanje masivnih sestavin M-A močno zmanjšuje žilavost. Pri daljših časih $\Delta t_{8/5} \geq 100$ s pa te sestavine razpadejo v ferit in karbid. Takrat se njihov delež prične zmanjševati, kot prikazuje slika 10.

4 SKLEPI

Sestavine M-A so v večvarkovnem varu in na TVP ter močno znižujejo lomno žilavost celotnega zvara. Njihov delež se znatno povečuje z daljšanjem ohlajevalnega časa $\Delta t_{8/5}$ zvara.

Razpad teh sestavin nastopi, ko je maksimalna temperatura ponovnega segrevanja pri tretjem toplotnem ciklu pod A_{c1} . V temperaturnem območju (300 - 400 °C) se prične najprej delni razpad sestavin M-A z izločevanjem karbidov. Njihov popoln razpad se pojavi nad 600 - 700 °C. Razpad sestavin M-A na ferit in karbid lahko povzročimo tudi s toplotno obdelavo zvarnega spoja po varjenju.

Tehnologija večvarkovnega varjenja VTML je pri raziskavah¹⁻⁴ takšna, da časi $\Delta t_{8/5}$ ne prečkajo 10 s, kar je s stališča nastajanja sestavin M-A na TVP ugodno, ker le-te sploh ne nastajajo. V tem primeru nastane na GZ TVP martenzit in bainit. Zaradi tega je treba variti poboljšana VTML z manjšimi vnosi energije oziroma časi $\Delta t_{8/5} \leq 20$ s, da sestavine M-A ne nastanejo.

5 LITERATURA

- ¹ Praunseis, Z., Toyoda, M., Sundararajan.: Fracture behaviours of fracture toughness testing specimens with metallurgical heterogeneity along crack front, *Steel research*, 71(2000)9, 366-370
- ² Toyoda, M., Praunseis, Z.: Transferability of fracture mechanics parameters to fracture performance evaluation of welds with mismatching, *Kovine zlitine tehnologije*, 34(2000)6, 513-524
- ³ Praunseis, Z., Sundararajan, Toyoda, M. and Ohata, M.: The Influence of Soft Root on Fracture Behaviours of HSLA Steel Weldments, *Materials and Manufacturing Processes*, 17(2000)1, 234-254
- ⁴ Praunseis, Z.: The influence of microstructure on fracture toughness of undermatched weld metal. *Metallic Materials*, 37(1999)4, 266-279
- ⁵ Matsuda, F., Fukada, Y.: Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituents in welded joints in Japan, *Welding in the World*, 154(1996)37, 135-139
- ⁶ Toyoda, M., Praunseis, Z., Ohata, M.: Fracture behaviour of welded joints under static and dynamic loading, *Varilna tehnika* 49(2000)4, 212-224
- ⁷ Fukada, Y., Komizo, Y.: Study on critical CTOD property of HAZ in C-Mn microalloyed steel, *IIW Doc.IX-1664-92 SC-XI-A*, 21, 1992
- ⁸ Praunseis, Z.: The influence of strength under matched weld metal containing heterogenous regions on fracture properties of HSLA steel weld joints, PhD thesis, Maribor, 1998