

# NEUGODNE MIKROSTRUKTURNE SESTAVINE V ZVARNIH SPOJIH KONSTRUKCIJSKIH JEKEL

## UNFAVOURABLE MICRO-CONSTITUENTS IN THE WELDED JOINTS OF CONSTRUCTION STEELS

Viktor Grdun, Boštjan Godec

Inštitut za metalne konstrukcije, Mencingerjeva 7, 1001 Ljubljana, Slovenija  
viktor.grdun@imk.si

Prejem rokopisa - received: 2002-02-04; sprejem za objavo - accepted for publication: 2002-03-26

Lastnosti zvarov so odvisne od mikrostrukture, ki jo lahko načrtujemo z izbranimi materiali in tehnologijo varjenja. V toplotno vplivanem področju in varu lahko nastanejo posebno neugodne mikrostrukturne sestavine, ki slabo vplivajo na lastnosti zvarov, predvsem žilavost in dinamično trdnost. Opravili smo raziskave za ugotovitev pojave neugodnih mikrostrukturnih sestavin in njihovega vpliva na lastnosti realnih zvarov pri različnih konstrukcijskih jeklih.

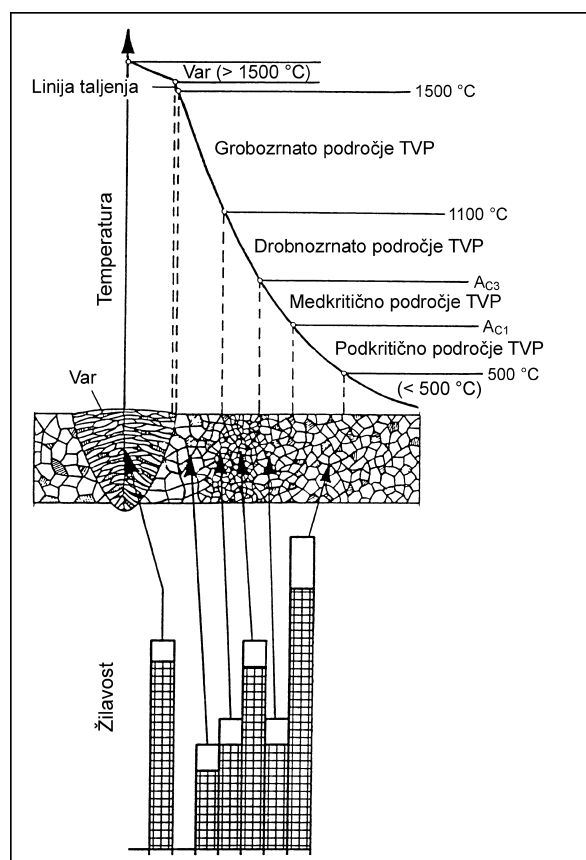
Ključne besede: varjenje, drobnnozrnata konstrukcijska jekla, martenzitno avstenitne mikrostrukturne sestavine, žilavost zvara, toplotno vplivano področje

Weld properties depend on microstructure, which can be planned by selecting the materials and the weld technology. In the heat-affected zone and the weld unfavourable micro-constituents can appear, which have a detrimental effect on the weld properties, especially on the toughness and the dynamic strength. An investigation to determine the unfavourable micro-constituents and their effect on the weld properties of a real weld in different construction steels was performed.

Key words: welding, fine-grain construction steels, martensite-austenite micro-constituents, toughness of the welded joint, heat-affected zone

### 1 UVOD

Med varjenjem konstrukcijskih jekel pride pri segrevanju in ohlajanju do sprememb mikrostrukture. S tem se spremenijo tudi lastnosti varjenega materiala (slika 1). Glede na mikrostrukturo razdelimo toplotno vplivano področje zvarov v štiri dele z naslednjimi orientacijskimi temperaturami: grobozrnato področje (GZ TVP, 1100 - 1500 °C), nadkritično segreto področje (NK TVP, 850 - 1100 °C), medkritično segreto področje (MK TVP,  $A_{C1} - A_{C3}$ ) in podkritično segreto področje (PK TVP, 500 -  $A_{C1}$ )<sup>1,3</sup>. Te temperature seveda veljajo za relativno počasno segrevanje. Pri enovarkovnih zvarih splošnih konstrukcijskih jekel je navadno najslabša žilavost v grobozrnatem delu toplotno vplivanega področja (GZ TVP). V primeru drobnozrnatih jekel pa je lahko posebno neugodno tudi MK TVP, kjer nastajajo predvsem po kristalnih mejah mikrostrukturne sestavine, ki so produkt delne transformacije jekla<sup>1,2,5</sup>. Izoblikujejo se kot neugodne martenzitno-avstenitne in martenzitne mikrostrukturne sestavine (v nadaljevanju označeno z MA) ter bolj ugodne martenzitno-bainitne in bainitne mikrostrukturne sestavine (v nadaljevanju označeno z MB). To je v neposredni povezavi s kinetiko transformacije, ki je odvisna od temperature predgrevanja, vnosa toplote, kemične sestave jekla in temperature avstenitizacije. V MK TVP material pri segrevanju delno transformira v avstenit. Iz tega avstenita nastanejo pri ohlajanju MA in MB.



Slika 1: Žilavost v različnih delih zvara<sup>1,3</sup>

Figure 1: Toughness in the different parts of the welded joint

MA vplivajo predvsem na zmanjšanje žilavosti in dinamične trdnosti zvarnega spoja<sup>1,2,4,5,6,7,13</sup>. Po nekaterih teorijah naj bi bile MA sprožilci krhkega loma, ker bi se pod vplivom natezne napetosti zaradi svoje krhkosti hitro prelomile<sup>5</sup>. Krhkost MA povzročajo mrežne napetosti zaradi prisilno raztopljenega ogljika v martenzitu in delno velika gostota dislokacij v martenzitu ter elastične napetosti v zaostalem avstenitu<sup>8</sup>. Vendar so lastnosti materiala odvisne od celotne mikrostrukture. Pri večvarkovnem varjenju nastajajo MA in MB sestavine v vseh medkritično segretil delih zvara - v grobozrnatem TVP (MK GZ TVP), drobnozrnatem TVP (MK DZ TVP), medkritično segretem TVP (MK TVP) in TVP posameznih varkov v varu (MK TVP var). Pri tem je treba omeniti, da so lahko v varu poleg MA, ki nastanejo v medkritično segretem področju strjenega vara, tudi MA-sestavine kot mikrofaze ob feritu v primeru, ko nastaja acikularni ali pa widmannstättski ferit pri ohlajanju talilnega področja<sup>4,6</sup> (primer pri varjenju drobnozrnatih jekel manjše trdnosti). V tem primeru se zaradi izločanja ferita iz avstenita preostali avstenit bogati z ogljikom. Majhna z ogljikom bogata avstenitna področja, ki ostanejo med igličastim feritom, se lahko pri ohlajanju delno transformirajo v martenzit. Nastanejo področja z martenzitom in zadržanim avstenitom oz. MA. Pogost je tudi primer, ko ostanejo ta področja v celoti v obliki zadržanega avstenita. Tako nastale MA-sestavine imajo drugačno morfologijo in so bolj bogate z ogljikom v primerjavi z MA, ki so nastale v MK TVP. V nadaljevanju se bomo omejili na raziskave MA- in MB-sestavlin, ki nastajajo v medkritično segretil delih zvara.

Pri večvarkovnem varjenju se MA in MB popuščajo zaradi toplotnih ciklov naslednjih varkov, s tem pa se spreminja tudi njihov vpliv. MA se spreminjajo v popuščeni martenzit. Pričakovati je ugoden vpliv na žilavost.

## 2 EKSPERIMENTALNI DEL

Za ugotavljanje nastanka neugodnih mikrostrukturnih sestavin smo po postopku MAG zavarili sočelni zvar s poboljšanim drobnozrnatim jeklom S960QL, kjer smo odvzeli vzorec za metalografsko preiskavo po vsakem varku. Pri varjenju smo ugotavljali čase ohlajanja  $t_{8/5}$  (trajanje ohlajanja med 800 in 500 °C) po smernici SEW 088<sup>9</sup>, kjer veljata enačbi (1) za primer dvodimenzionalnega odvajanja toplote in (2) za primer tridimenzionalnega odvajanja toplote:

$$t_{8/5} = (4300 - 4,3 \cdot T_0) 10^5 \frac{Q^2}{d^2} \left[ \left( \frac{1}{500 - T_0} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - T_0} \right)^2 \right] F_2 \quad (1)$$

$$t_{8/5} = (6700 - 5 \cdot T_0) \cdot Q \cdot \left[ \left( \frac{1}{500 - T_0} \right) - \left( \frac{1}{800 - T_0} \right) \right] F_3 \quad (2)$$

Pri tem pomeni:  $d$  [mm] debelina pločevine,  $Q$  [kJ/mm] vnos toplote ( $Q = \eta \cdot E$ ),  $\eta$  izkoristek energije

(0,8 za MAG),  $E$  [kJ/mm] vnos energije ( $E = U \cdot I \cdot 10^{-3} / v$ ),  $U$  [V] napetost,  $I$  [A] tok,  $v$  [mm/s] hitrost varjenja,  $T_0$  [°C] delovna temperatura (temperatura predgrevanja oz. medvarkovna temperatura),  $F_2$  faktor oblike spoja za dvodimenzionalno odvajanje toplote,  $F_3$  faktor oblike spoja za tridimenzionalno odvajanje toplote (za korenski varek in temenske varke smo upoštevali  $F_2 = F_3 = 1$ , za polnilne varke  $F_2 = F_3 = 0,9$ ). Velja tista enačba, pri kateri dobimo večjo vrednost  $t_{8/5}$ .

Časi ohlajanja  $t_{8/5}$  so bili za koren in polnilne varke 3,46 - 4,37 s ter za temenske varke 4,72 - 9,98 s (slika 4). S tem smo zagotovili realne pogoje varjenja teh jekel, kjer dobimo ustrezno kvaliteto zvarnih spojev pri trdnostno homogenih zvarih. Tako nastane v korenu in na sredini zvara pretežno martenzitna mikrostruktura, ki je močnejše popuščena, v temenu pa manj popuščena in nepopuščena martenzitno bainitna mikrostruktura<sup>11</sup>. Zvarni žleb je bil pripravljen na eni strani samo s plamenskimi odrezom in na drugi strani z rezkanjem (slika 2). S tem smo želeli ugotoviti tudi vpliv priprave zvarnega žleba.

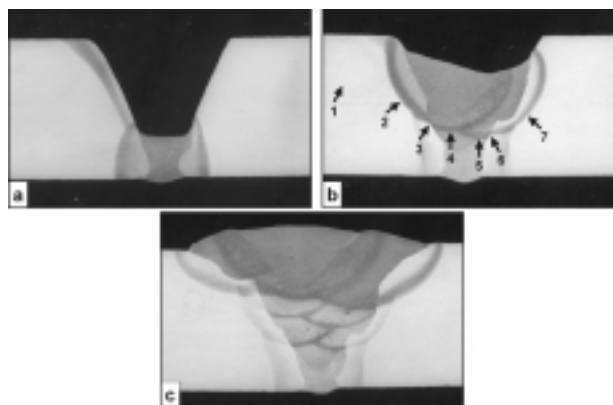
## 3 REZULTATI

### 3.1 Ugotavljanje nastanka MA-mikrostrukturnih sestavin pri varjenju jekla S960QL po postopku MAG na pločevini $t = 15$ mm

**Tabela 1:** Kemična sestava jekla S960QL (W. Nr. 1.8933)

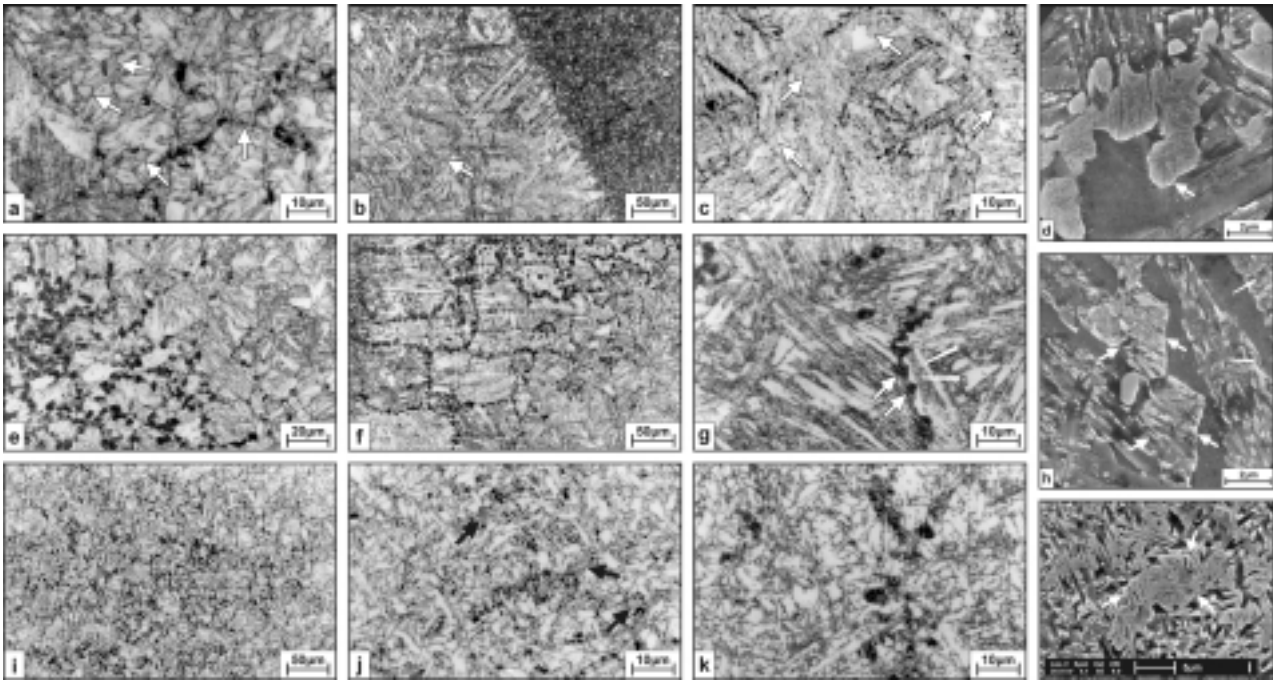
**Table 1:** Chemical composition of steel S960QL (W. Nr. 1.8933)

Kemična sestava [%]				
C	Si	Mn	P	S
0,170	0,240	0,680	0,011	0,0011
Al	B	Cr	Cu	Mo
0,025	0,0002	0,610	0,010	0,360
N	Nb	Ni	Ti	V
0,0037	0,001	1,570	0,003	0,060



**Slika 2:** a) vzorec 1 (1 varek), b) vzorec 4 (4 varke), c) vzorec 9 (9 varkov)

**Figure 2:** a) sample 1 (one weld pass), b) sample 4 (four weld passes), c) sample 9 (nine weld passes)



**Slika 3:** Mikrostruktura zvara 4: *a)* mesto 2 - popuščeni martenzit in MA, *b, c, d)* mesto 3 - popuščeni martenzit in MA, *e)* mesto 7 - popuščeni martenzit in popuščene MA, *f, g, h)* mesto 6 - popuščeni martenzit in popuščene MA, *i)* mesto 1 - osnovni material - popuščeni martenzit, *j)* mesto 4 - popuščeni martenzit in bainit in MA, *k)* mesto 5 - popuščeni martenzit in bainit in popuščene MA, *l)* mesto 4 - popuščeni martenzit in bainit in MA

**Figure 3:** Microstructure of sample 4: *a)* location 2 - tempered martensite and MA, *b, c, d)* location 3 - tempered martensite and MA, *e)* location 7 - tempered martensite and tempered MA, *f, g, h)* location 6 - tempered martensite and tempered MA, *i)* location 1 - parent material - tempered martensite, *j)* location 4 - tempered martensite, bainite and MA, *k)* location 5 - tempered martensite, bainite and tempered MA, *l)* location 4 - tempered martensite, bainite and MA

**Tabela 2:** Mehanske lastnosti in žilavost jekla S960QL  
**Table 2:** Mechanical properties and toughness of steel S960QL

$R_{eH}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_{eH} / R_m$ [%]	A [%]	KV (- 40 °C) [J]
996	1045	95	12	163

**Tabela 3:** Kemična sestava žice NiMoCr 96, Joh. Pengg AG, Austria, ø 1,2 mm, AWS A.5.28 ER 120S-G

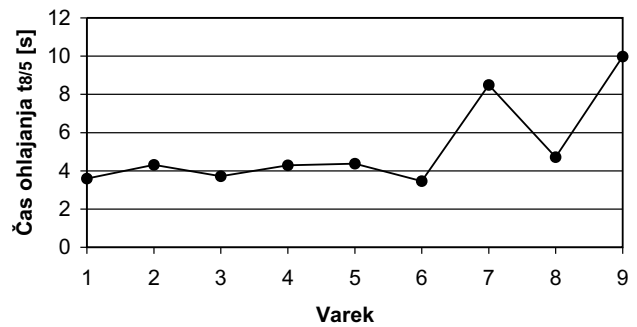
**Table 3:** Chemical composition of wire NiMoCr 96, Joh. Pengg AG, Austria, ø 1,2 mm, AWS A.5.28 ER 120S-G

Kemična sestava [%]					
C	Si	Mn	P	S	Al
0,090	0,610	1,730	0,009	0,013	0,007
Cr	Cu	Mo	Ni	Ti	
0,290	0,070	0,400	2,470	0,050	

**Tabela 4:** Zagotovljene mehanske lastnosti in žilavost žice NiMoCr 96

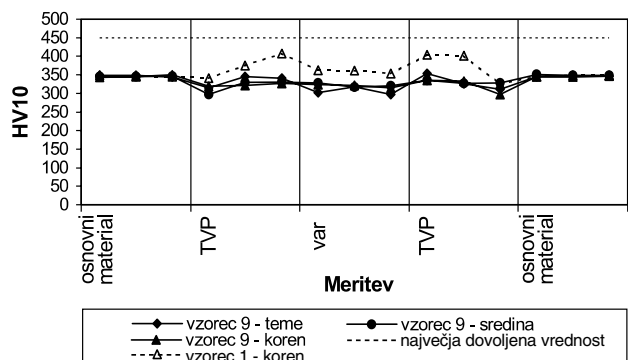
**Table 4:** Guaranteed mechanical properties and toughness of wire NiMoCr 96

$R_{eH}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	$A_5$ [%]	KV (+ 20 °C) [J]	KV (- 60 °C) [J]
≥ 930	≥ 980	≥ 14	≥ 70	~ 40



**Slika 4:** Podatki o varjenju zvarov 1 - 9

**Figure 4:** Data of pass welding 1 - 9



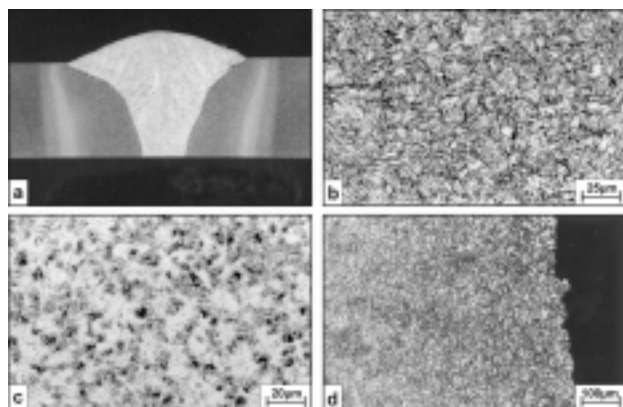
**Slika 5:** Potek trdote čez zvara 1 in 9

**Figure 5:** Hardness test on samples 1 and 9

### 3.2 Primeri neugodnih mikrostrukturnih sestavin in njihov vpliv pri zvarih različnih konstrukcijskih jekel

Pri ugotavljanju vpliva MA-mikrostrukturnih sestavin na lastnosti zvarov smo opravili preiskave na realnih

zvarih konstrukcijskih jekel različne kvalitete, različnih debelin in pri različnih pogojih varjenja. Zvari niso bili toplotno obdelani po varjenju. Opravili smo natezni, pregibni, trdotni in udarni preskus žilavosti po Charpyju, metalografsko preiskavo ter fraktografsko preiskavo Charpy-žilavostnih preskušancev pri jeklu S960QL in S890QL.



**Slika 6:** *a* - makrostruktura zvara 13, *b* - mikrostruktura osnovnega materiala, *c* - MA v MK TVP, *d* - prelom žilavostnega preskušanca skozi MK TVP

**Figure 6:** *a* - macrostructure of weld 13, *b* - microstructure of parent metal, *c* - MA constituents in IC HAZ, *d* - break of Charpy specimen through IC HAZ

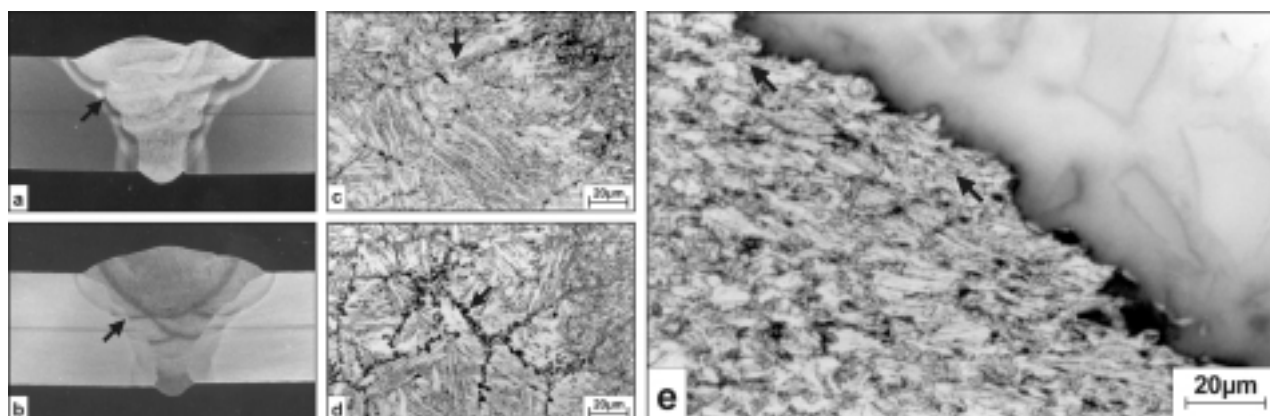
3.2.1 Sočelni zvar pločevine  $t = 5$  mm in  $t = 6$  mm - jeklo S690QL (W. Nr. 1.8928), varjeno s stržensko žico FILCORD TENAX in keramično podložko (**slika 6**)

Izračunani časi  $t_{8/5}$  od začetka do konca varjenja (vpliv podložke ni upoštevan): 18,4 s, 27,0 s. Povprečna vrednost žilavosti KV (-40 °C) v MK DZ TVP je bila 12 J (zahteva  $\geq 27$  J)

3.2.2 Sočelni zvar pločevine  $t = 12$  mm - jeklo S890QL (W. Nr. 1.8983), varjeno po postopku MAG v vertikalnem položaju z nihanjem (vzorec 14) in vodoravnem položaju brez nihanja (vzorec 15) (**slika 7**)

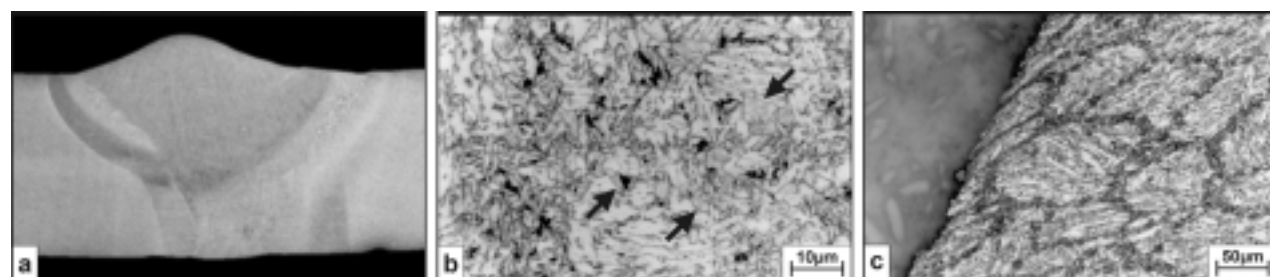
Časi  $t_{8/5}$  od začetka do konca varjenja vzorca 14 (**slika 7a**): 4,2 s, 4,3 s, 3,3 s, 5,6 s, 7,2 s, 8,1 s.

Časi  $t_{8/5}$  od začetka do konca varjenja vzorca 15 (**slika 7b**): 4,5 s, 5,3 s, 3,7 s, 4,9 s, 5,6 s, 5,6 s, 9,5 s.



**Slika 7:** *a* - makrostruktura zvara 14, *b* - makrostruktura zvara 15, *c* - MA v MK GZ TVP zvara 14 na mestu, ki je na sliki 7-a označeno s puščico, *d* - popuščene MA v MK GZ TVP zvara 15 na mestu, ki je na sliki 7-b označeno s puščico, *e* - vzorec 14, prelom pregibnega preskušanca s temenom v nategu skozi področje z MA v MK TVP

**Figure 7:** *a* - macrostructure of weld 14, *b* - macrostructure of weld 15, *c* - MA constituents in IC CG HAZ of weld 14 in the location that is marked with arrow in figure 7-a, *d* - tempered MA constituents in IC CG HAZ of weld 15 in the location that is marked with arrow in figure 7-b, *e* - sample 14, break of face bend specimen through region with MA in IC HAZ



**Slika 8:** *a* - makrostruktura zvara 16, *b* - MA v MK GZ TVP zadnjega varka, *c* - prelom nateznega preskušanca v področju popuščeni MA

**Figure 8:** *a* - macrostructure of weld 16, *b* - MA constituents in IC CG HAZ of last weld pass, *c* - break of tensile specimen in region of tempered MA constituents



**Slika 9:** MA-mikrostrukturne sestavine v MK GZ TVP po popuščanju zaradi toplotnih ciklov naslednjih varkov

**Figure 9:** Tempered MA constituents in IC CG HAZ after tempering due to thermal cycles of next passes

3.2.3 Sočelni zvar pločevine  $t = 6$  mm - jeklo S960QL (W. Nr. 1.8933), varjeno po postopku MAG v vodoravnem položaju z žico NiMoCr96 (**slika 8**)

Časi  $t_{8/5}$  od začetka do konca varjenja: 5,2 s, 6,9 s, 7,2 s.

3.2.4 Sočelni zvar pločevine  $t = 20$  mm - jeklo S355J2G3 (W. Nr. 1.0570), varjeno ročno obločno z elektrodo EVB 50 (EN 499: E 42 4 B 32 H 5)

Časi  $t_{8/5}$  pri varjenju: 5,6 s do 21,4 s

3.2.5 Metalografska in fraktografska preiskava Charpy-žilavostnih preskušancev (**slika 10**)

#### 4 DISKUSIJA

Neugodne MA-mikrostrukturne sestavine v MK TVP nastajajo v TVP in varu v zelo širokem območju časov ohlajanja  $t_{8/5}$ . Ugotovili smo jih pri vseh preiskanih primerih, kjer je bilo območje časov  $t_{8/5}$  med 2,3 in 75 s<sup>10</sup>. V primeru jekla S355J2G3 jih je malo, medtem ko nastajajo intenzivno pri drobnozrnatih jeklih, predvsem pri kvalitetah S690QL do S960QL. To kaže, da na nastanek in pogostost MA-mikrostrukturnih sestavin najbolj vpliva kemična sestava osnovnih in dodajnih materialov in manj lokalne spremembe pri delni transformaciji. Zaradi velike hitrosti segrevanja pri varjenju se začne transformacija v avstenit pri dosti višji temperaturi, kot je to pri ravnotežnih razmerah. Zato ne moremo razlagati nastanka MA in MB z metastabilnim faznim diagramom Fe - Fe<sub>3</sub>C. Energijsko najugodnejša mesta so kristalne meje. Ob teh se pri segrevanju (relativno visoke temperature in kratki časi) poveča koncentracija karbidov, ki se pri transformaciji raztopijo v avstenitu. Področja z večjo koncentracijo karbidov se izoblikujejo tudi znotraj kristalnih zrn. To so temno sivi pasovi z večjo koncentracijo karbidov, ob katerih so svetli pasovi skoraj brez karbidov (na sliki 3g označeno s črticama). Isto področje je prikazano na elektronsko mikroskopskem posnetku na **sliki 3h**. Vendar v

kristalnih zrnih na mestih z večjo koncentracijo ogljika redko nastanejo MA, ker so to energijsko manj ugodna mesta. Pri svetlobnomikroskopski preiskavi so MA-mikrostrukturne sestavine vidne kot svetli delci, ker se slabo jedkajo, popuščene MA pa kot izrazito temni delci. Pri kratkih časih  $t_{8/5}$ , kar je praksa varjenja visokotrdnih drobnozrnatih jekel, nastajajo skoraj v celoti MA, pri dolgih pa MB in MA. MA se pri večvarkovnem varjenju zelo hitro popuščajo (**slika 2**, **slika 3** - mesto 6). Nepopuščene so predvsem v področju TVP zadnjega varka, ki zajame osnovni material in var (vzorca 14, 16) ali pa samo var (vzorca 9, 15).

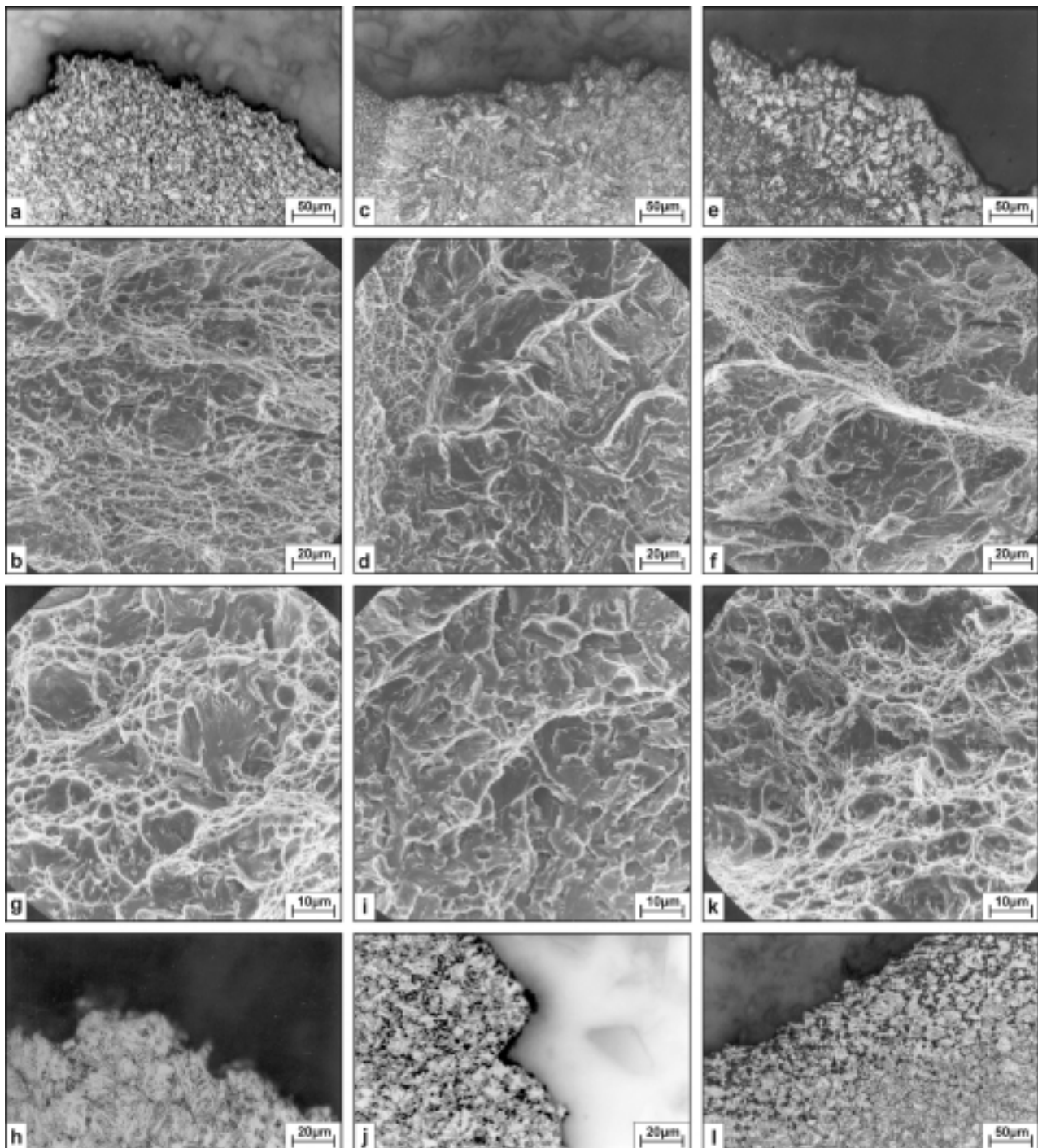
Preskus trdote kaže izrazit vpliv toplotnih ciklov naslednjih varkov pri varjenju. Pri tem pride v primeru martenzitivne mikrostrukture do močnega popuščanja in zmanjšanja trdote osnovne mikrostrukture (**slika 5**). Podoben vpliv je pričakovati tudi pri MA-mikrostrukturnih sestavinah, saj je metalografska preiskava pokazala, da se le-te zelo hitro popuščajo ( $T_{\text{popuščanja}} < 750$  °C).

Pri žilavostnem preskusu po Charpyju je ugotovljena slaba žilavost v MK TVP pri vzorcu 13, kjer so bile v področju zareze po celotni debelini zvara MA-mikrostrukturne sestavine. Pri drugih zvarih, kjer so žilavostni preskušanci zajeli področja z različnimi mikrostrukturami (**slika 11**), so bile žilavosti večje od minimalnih zahtev za osnovni material. Pri oceni vpliva mikrostrukture na žilavost je treba upoštevati tudi širino posameznega področja in lastnosti bližnje okolice ob prelomu, kar tudi vpliva na žilavost<sup>14</sup>.

Prelomi žilavostnih preskušancev po Charpyju so v področjih z MA krhki v primeru goste razporeditve le teh, to je na sredini MK TVP oz. v bližini DZ TVP. V primeru, kjer so MA bolj redko razporejene, so prelomi pretežno žilavi z manjšimi področji krhkega cepilnega loma. Prelom se širi prečno čez MA na mejah in skozi žilavo osnovno mikrostrukturo. Popuščene MA-mikrostrukturne sestavine vplivajo ugodno na žilavost. V popuščnem MK TVP je prelom v celoti žilav, v popuščnem MK GZ TVP pa krhek in žilav. Prelomi v nepopuščnem martenzitivnem GZ TVP so popolnoma krhki. Krhkost kažejo tudi popuščena grobnazna področja.

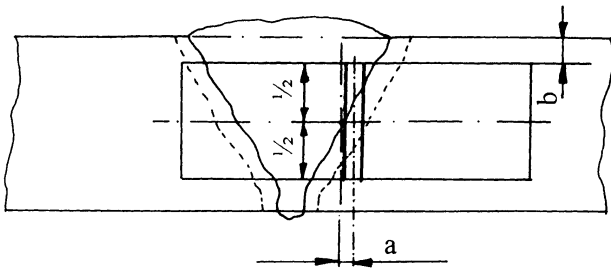
Pri nateznih in pregibnih preskušancih, kjer so bili prelomi skozi področja z MA ali popuščeni MA, nismo nikjer ugotovili mikrorazpoka, ki bi se širile skozi te sestavine v okolico. Pri statičnih obremenitvah z dovolj veliko plastično deformacijo bi bili možni zgodnji prelomi skozi same MA ali pa mikrorazpoke ob njih, vendar preiskave kažejo, da MA ne zmanjšujejo mehanskih lastnosti pri teh obremenitvah. Prelomi pri nekaterih pregibnih preskušancih so posledica trdnostne heterogenosti zvarnih spojev. Napetosti tečenja in trdnosti so bile pri vseh zvarih večje od minimalnih zahtev za osnovni material.

Pri dinamičnih obremenitvah je mehanizem poslabšanja žilavosti in dinamične trdnosti zapleten. Na



**Slika 10:** Prelomi Charpy-žilavostnih preskušancev: *a* (vzorec 16) - mikrostruktura ob prelomu skozi osnovni material, *b* (vzorec 16) - prelom na mestu, ki je predstavljeno na sliki 10 a, *c* (vzorec 16) - mikrostruktura ob prelomu skozi var in GZ TVP zadnjega varka, *d* (vzorec 16) - prelom na mestu, ki je predstavljeno na sliki 10 c (na levi strani žilav prelom v varu), *e* (vzorec 16) - mikrostruktura ob prelomu skozi popuščeno MK GZ TVP, *f* (vzorec 16) - prelom na mestu, ki je predstavljeno na sliki 10 e, *g* (vzorec 16) - prelom na mestu, ki je predstavljeno na sliki 10 h, *h* (vzorec 16) - mikrostruktura ob prelomu skozi področje z MA na prehodu med MK GZ TVP in MK DZ TVP, *i* (vzorec 16) - prelom na mestu, ki je predstavljeno na sliki 10 j, *j* (vzorec 16) - mikrostruktura ob prelomu skozi področje z MA v MK TVP, *k* (vzorec 15) - prelom na mestu, ki je predstavljeno na sliki 10 l, *l* (vzorec 15) - mikrostruktura ob prelomu skozi področje s popuščeni MA v MK TVP

**Figure 10:** Break of Charpy specimens: *a* (sample 16) - microstructure along break through parent metal, *b* (sample 16) - break at place which is shown in figure 10 a, *c* (sample 16) - microstructure along break through weld and CG HAZ of the last weld pass, *d* (sample 16) - break at place which is shown in figure 10 c (on the left side tough break in the weld), *e* (sample 16) - microstructure along break through tempered IC CG HAZ, *f* (sample 16) - break at place which is shown in figure 10 e, *g* (sample 16) - break at place which is shown in figure 10 h, *h* (sample 16) - microstructure along break through region with MA on transition between IC CG HAZ and IC FG HAZ, *i* (sample 16) - break at place which is shown in figure 10 j, *j* (sample 16) - microstructure along break through region with MA in IC HAZ, *k* (sample 15) - break at place which is shown in figure 10 l, *l* (sample 15) - microstructure along break through region with tempered MA in IC HAZ



**Slika 11:** Položaj zareze žilavostnih preskušancev v TVP pri V zvarih debelejših pločevin

**Figure 11:** Notch position of Charpy specimens in HAZ at V welds of thicker sheets

te lastnosti vpliva vrsta obremenitve in celotna mikrostruktura. MA niso povsod povezane med seboj (slika 3).

Zvari imajo boljše lastnosti, če so varjeni enostransko in če je zaključni varek v sredini vara (vzorec 15). Tako je nepopuščeno toplotno vplivano področje tega varka v varu, ki ima navadno boljšo žilavost v primerjavi z grobozrnatim in medkritičnim delom TVP osnovnega materiala. Ob tem je zaradi manjše količine ogljika v varu manjša utrditev v zaključnem TVP, kar ugodno vpliva na pregibne lastnosti zvara.

Pri pripravi zvarnega žleba nismo ugotovili razlike med plamensko odrezano in rezkano stranjo. TVP zvara je bilo širše kot TVP plamenskega reza.

Ugotovljeno je bilo, da so pri drobnzrnatih jeklih različnih kvalitet različni deli zvara najbolj neugodna oz. krhka področja. Tako je pri drobnzrnatih jeklih z bainitno mikrostrukturo in manjšo koncentracijo ogljika najbolj neugodno področje MK GZ TVP, medtem ko je pri drobnzrnatih jeklih z martenzitno mikrostrukturo in večjo koncentracijo ogljika najbolj neugodno področje GZ TVP<sup>1</sup>.

Drobnzrnata jekla moramo variti večvarkovno. Ugodnejše je izbrati manjše vnose toplote in predgrevanje. S tem dosežemo ozka toplotno vplivana področja s popuščeno osnovno mikrostrukturo in popuščenimi MA-mikrostrukturnimi sestavinami, manjša kristalna zrna v GZ TVP in ustrezne mehanske lastnosti. Za jekla kvalitete S690QL do S960QL se je v praksi pokazalo, da lahko dosežemo ustrezne čase  $t_{8/5}$  pri delovnih temperaturah do približno 200 °C pri številu varkov, ki ga ugotovimo na naslednji način:  $0,6 \times d_{\text{pločevine v [mm]}}$  za sočelne V-zvare pri debelinah pločevine 12 - 20 mm,  $0,5 \times d_{\text{pločevine v [mm]}}$  za sočelne V-zvare pri debelinah 10 mm in manj in  $0,8 \times d_{\text{pločevine v [mm]}} - 3$  za X-zvare pri debelinah pločevine  $\geq 20$  mm<sup>11</sup>.

## 5 SKLEPI

Pri splošnih konstrukcijskih jeklih je zaradi majhne količine MA-mikrostrukturnih sestavin njihov vpliv na mehanske lastnosti in žilavost zvarov majhen. Neugodno (le te lastnosti) je grobozrnato področje TVP. Pri

drobnzrnatih jeklih imajo negativni vpliv na žilavost in dinamično trdnost zvarov grobozrnato področje TVP in MA. Tudi pri poboljšanih drobnzrnatih jeklih z martenzitno mikrostrukturo kvalitete S690QL do S960QL, ki imajo večje količine ogljika (0,13 - 0,20 % C) in drugih legirnih elementov in ki jih varimo predvsem na martenzitno mikrostrukturo, je najbolj neugodni del zvara nepopuščeno GZ TVP, ki je izrazito krhko področje. Pri tem ima poleg grobozrnatosti negativni vpliv tudi nepopuščeni martenzit v tem področju. Grobozrnata mikrostruktura vpliva na krhkost tudi v popuščenem MK GZ TVP. MA-mikrostrukturne sestavine vplivajo negativno, če so nepopuščene, kar je omejeno na TVP zadnjega varka. To je težava pri varjenju tankih pločevin, kjer lahko nastane področje z nepopuščenimi MA čez celotno debelino zvara, kjer ugotovimo slabo žilavost tudi z udarnim preskusom žilavosti po Charpyju. Ob tem je skoraj čez celotno debelino zvara tudi nepopuščeno grobozrnato martenzitno področje. Pri debelih pločevinah, ki so varjene večvarkovno, je zaradi toplotne regeneracije zvara malo neugodnih nepopuščenih mikrostrukturnih sestavin. Takšni zvari so lahko zelo kvalitetni, kar potrjuje že dolgoletna uporaba visokotrdnih drobnzrnatih jekel pri najbolj zahtevnih konstrukcijah, ki so dinamično obremenjene in ki obratujejo pri nizkih temperaturah.

Možnosti za izboljšanje kvalitete zvarnih spojev pri tankih pločevinah je treba še boljše raziskati.

## 6 LITERATURA

- C. L. Davis, J. E. King: Cleavage Initiation in the Intercritically Reheated Coarse-Grained Heat-Affected Zone: Part I. Fractographic Evidence, Metallurgical and materials transactions A, 25A (1994), 563 - 573
- C. L. Davis, J. E. King: Cleavage Initiation in the Intercritically Reheated Coarse-Grained Heat Affected Zone: Part II. Failure Criteria and Statistical Effects, Metallurgical and materials transactions A, 27A (1996), 3019 - 3029
- T. B. Larsson, T. Berglund: Handbook on welding of Oxelösund steels, 1992, 18
- ASM HANDBOOK Volume 6, Welding, brazing, soldering, ASM International, 1993, 71 - 83
- Z. Praunseis, M. Toyoda, A. Križman, M. Ohata: The Role and Formation of Martensite-austenite Constituents in HSLA Welded Joints, Materiali in tehnologije 35 (2001) 3 - 4, 161 - 166
- I. Rak, V. Gliha, F. Vodopivec, M. Tavčar: The influence of Welding Technology and Welding Material Selection on Fracture Properties of Submerged Arc Welded, Low Carbon, Fine-grained Steel Plate, Železarski zbornik 25 (1991) 4, 117 - 125
- I. Rak, V. Gliha and M. Kočak: Weldability and Toughness Assessment of Ti-Microalloyed Offshore Steel, Metallurgical and materials transactions A, 28A (1997), 199 - 206
- S. Spaić: Fizikalna metalurgija, binarni sistemi, metalografija zlitin, Naravoslovnotehniška fakulteta, Ljubljana 2000, 305
- SEW 088 - 1993, Schweißgeeignete Feinkornbaustähle, Verlag Stahleisen, Düsseldorf
- B. Godec, V. Grdun, I. Kovše: Welding fine-grained construction steel Niomol 490K, 4<sup>th</sup> European conference on welding, joining and cutting, Cavtat - Dubrovnik, 24 - 26 May, 2001, 173 - 178

V. GRDUN, B. GODEC: NEUGODNE MIKROSTRUKTURNE SESTAVINE V ZVARNIH SPOJIH ...

<sup>11</sup> V. Grdun, B. Godec, R. Kežar: Posebnosti pri varjenju visokotrdnih drobnozrnatih konstrukcijskih jekel S960QL, Dan varilne tehnike 2001, zbornik prispevkov, 36 - 41

<sup>12</sup> ASM HANDBOOK Volume 9, Metallography and Microstructures, ASM International, 1985, 165, 666

<sup>13</sup> I. Hrivnjak, prevod L. Nedeljković: Zavarljivost čelika, Građevinska knjiga, Beograd 1982, 164

<sup>14</sup> E. Schmidtman, W. Eckel und F. Hanus: Einfluß des Gefüges in der Wärmeeinflußzone auf die Zähigkeit von Schweißverbindungen hochfester Feinkornbaustähle, Stahl u. Eisen 103 (1983) 6, 275 - 280