

ŠTRUKTÚRNA STABILITA AUSTENITICKÝCH NÁVAROV KOĽAJNICOVÝCH PROFILOV ČASŤ II (EXPERIMENT)

EVA SCHMIDOVÁ^{1*}, LIBOR BENEŠ¹, KAREL STRÁNSKÝ²

V práci sú prezentované výsledky experimentálneho žihania heterogénnych zvarových spojov, kde základný materiál predstavuje štandardný typ perlitickej koľajnicovej ocele a návarový materiál je vysokolegovaná austenitická oceľ. Vyhodnotenie vyvolaných efektov je založené na metalografickom pozorovaní, podoprenom meraním úrovne tvrdosti kritických oblastí a nadväzujúcim orientačným prepočtom nameraných zmien tvrdosti na zmeny v koncentrácii uhlíka oproti pôvodnému zloženiu oceli na zvarovom rozhraní. Vykonané experimenty nadväzujú na výsledky vstupných simulačných výpočtov; deklarované výsledky potvrdili tendenciu spoja k redistribúcii uhlíka oproti koncentračnému spádu, a to za vzniku výrazných koncentračných a štruktúrnych heterogenít na rozhraní základný materiál-návar. Najvýraznejšie prerozdelenie obsahu uhlíka je možné očakávať pri teplotách blízkyh eutektoidnej teplote.

STRUCTURAL STABILITY OF AUSTENITIC SURFACING WELDS OF RAIL PROFILES PART II (EXPERIMENT)

The paper presents results of experimental annealing of heterogeneous welded joints where the standard type of pearlitic rail steel was used as a parent material and the high-alloyed austenitic steel as the surfaced weld metal. The evaluation of caused effects is based on the metallographic observation with an aid of hardness measurement in critical regions and following conversion of orientation for the measured hardness changes to carbon concentration changes in comparison with the initial chemical content on the weld boundary. The performed experiments follow the results of introductory simulating calculations; the submitted results confirmed tendency of the joint towards the up-hill carbon redistribution with inception of considerable concentration and structural heterogeneity on the fusion line. The most conspicuous carbon redistribution can be expected in temperature range close to the eutectoid temperature.

¹ Univerzita Pardubice, Dopravná fakulta JP, Slovanská 452, 560 02 Česká Třebová, Česká republika

² Fakulta strojního inženýrství VUT Brno, Technická 2, 616 69 Brno, Česká republika

* kontaktný autor, e-mail: Eva.Schmidova@upce.cz

Key words: heterogeneous welded joints, carbon redistribution, structural stability, high-temperature exposure of weld boundaries

1. Úvod

Jedným z variantov zvýšenia prevádzkovej odolnosti koľajnicových ocelí v exponovaných úsekoch tratí je ich naváranie vysokolegovaným materiálom. Vzniká tak otázka odolnosti voči dodatočnému tepelnému pôsobeniu jednak rozhrania ferritický základný materiál vs. austenitický návar, jednak samotnej navárané ocele.

V oboch prípadoch štruktúrna stálosť výrazne závisí od difúzných procesov medzi oceľami zvarového rozhrania, prípadne v navarenom objeme. Tieto procesy v podstatnej miere rozhodujú o degradácii mechanických a korózných vlastností [1] a sú typické pre prípady, keď sú materiály vystavené prevádzkovej expozícii za zvýšených teplôt alebo pokiaľ sú podrobené tepelnému spracovaniu po naváraní. Aj keď o zmienenej expozícii nie je pri analyzovanej technológii nevyhnutné uvažovať, istý nepriaznivý efekt môže predstavovať napríklad potreba prípadných opráv v prevádzke za danej teploty predhrevu, ďalej nemožno vylúčiť prekročenie predpísaných teplotných limitov pri samotnom naváraní vyfrézovanej vodiacej hrany. Rizikový faktor z tohto pohľadu predstavuje predovšetkým skutočnosť, že ide o aplikácie viacvrstvových návarov, kde opakované kladenie nadväzujúcich húseníc znamená značnú tepelnú expozíciu už navarených vrstiev.

Následkom prerozdelenia uhlíka je preto možné predpokladať za zvýšeného tepelného pôsobenia zmenu jeho koncentrácie v okolí rozhraní. Vznik makronehomogenít v podobe oduhličenej a nauhličenej pásy v spoji môže následne viesť k degradácii spoja. V tejto súvislosti je potrebné uviesť, že simultatívne uvažované časy žihania značne presahujú reálne riziká dodatočného tepelného pôsobenia na navarené úseky koľajnicových profilov. Popri tom ale vystupuje fakt, že predpokladané rozdiely v koncentráciách vzniknú krátko po dosiahnutí teploty exploatacie; vplyvom ďalšieho času pôsobenia sa koncentračné spády nemenia, mení sa len šírka oduhličenej (resp. nauhličenej) oblasti [2].

Cieľom práce je opísať možné vyvolané procesy, vymedziť ich účinok pre umožnenie predikcie nežiaducich efektov na prevádzkovú odolnosť návarov.

2. Experimentálny postup

Kvantitatívna predstava o tendencii prerozdelenia uhlíka sa získala simuláciou využitím originálneho softvérového vybavenia, založeného na pôvodných modeloch termodynamiky kvázistacionárnej difúzie uhlíka v zvarových spojoch ocelí [3]. Táto analýza poukázala na intenzívnu tendenciu spoja základný materiál/návar, predstavujúceho spojenie rôznych báz, k obrátenej redistribúcii uhlíka – tzv. „up-hill“ efektu.

Na základe uvedených zistení boli pre verifikáciu predpokladanej tendencie k redistribúcii uhlíka zostavené parametre ďalej prezentovaných experimentov. Tie to zároveň nadväzovali na výsledky súbežne prebiehajúcich prác, smerujúcich k optimalizácii technológie. Preto oproti pôvodnému návrhu (predstavovanému kombináciou dvoch typov austenitických návarov) bola zostava uvažovaných materiálov zúžená len na jeden druh austenitickej návarovej ocele, a to typu 18/8 Cr/Ni v kombinácii so štandardnou perlitickou koľajnicovou oceľou UIC 900A (konkrétne chemické zloženie vyhotovených experimentálnych vzoriek uvádza tab. 1). Tepelný režim experimentálneho žihania simuloval exploatáciu pri teplotnej hladine $T_1 = 1000^\circ\text{C}$ s časom žihania $t_1 = 5$ hodín a $T_2 = 700^\circ\text{C}$ s časom žihania $t_2 = 15$ hodín.

Tabuľka 1. Konkrétne chemické zloženie aplikovaných ocelí [hm. %]

Table 1. Actual chemical composition of the applied steels [wt. %]

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al
Koľajnica	0,59	0,92	0,39	0,022	0,015	0,05	0,02	0,05	< 0,005
Návar	0,1	6	0,6			18	8		

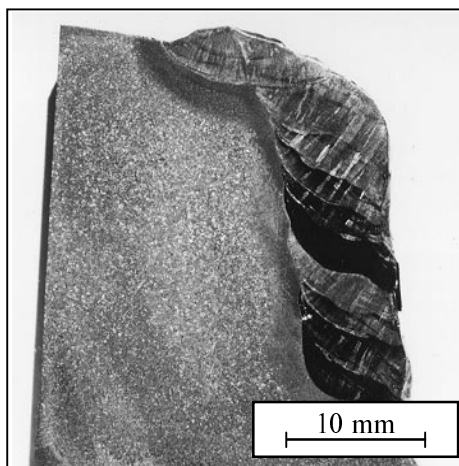
Na posúdenie charakteru a vyvolanej úrovne redistribúcie uhlíka sa vyhotovili vzorky priečných rezov rozhraní (obr. 1). Tieto sa hodnotili z hľadiska:

1. vyvolaných štruktúrnych zmien, t.j. analýzou mikroštruktúry teplom ovplyvnenej oblasti,

2. zodpovedajúcich zmien úrovne tvrdosti jednotlivých zvarových rozhraní:

- pod hlavovou húsenicou,
- v strede návaru,
- pod koreňovou húsenicou.

Hodnotenie je doplnené o orientačný prepočet zistených zmien tvrdosti kritických oblastí na zmeny koncentrácií uhlíka na základe ďalej citovaných závislostí.



Obr. 1. Celkový pohľad na navarenú časť koľajnicového profilu.

Fig. 1. General view of the welded part of the rail profile.

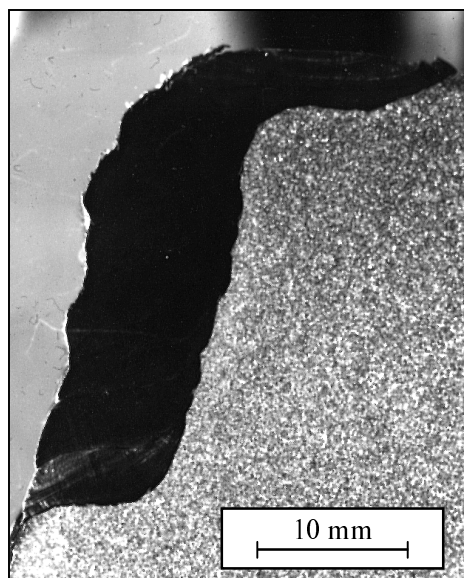
3. Výsledky

3.1 Metalografické posúdenie

Ako pozorovaný efekt ohrevu na 1000 °C je možné označiť odstránenie pôvodných štruktúrnych zmien, ktoré zviditeľňovali oblasť tepelného ovplyvnenia od navárania. (Makroštruktúrne snímky na obr. 2 v porovnaní s obr. 3).

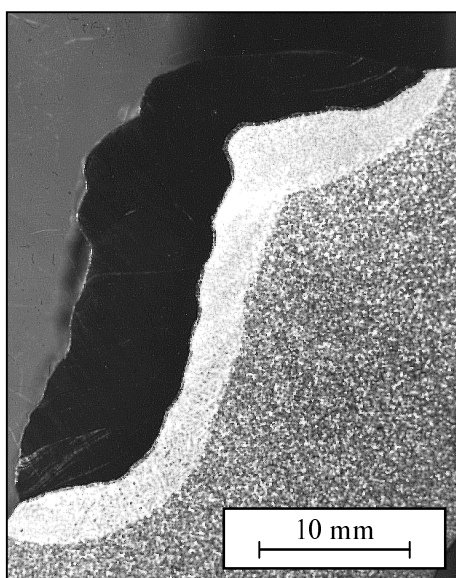
Metalografická analýza je ďalej zameraná predovšetkým na oblasti nadväzujúce na rozhranie základný materiál-návar.

Po režime žihania 1000 °C/5 h sme nepozorovali výrazné zmeny mikroštruktúry zo strany perlitickej ocele, spojené s oduhliččením materiálu koľajnice. Na líniu prepojenia nadväzovala oblasť s premenlivým podielom feritu (klesajúcim v smere do základného materiálu), tvoriaceho sieťovú štruktúru na hranici zŕn perlitu, lokálne so sklonom k tvorbe Widmannstättenovej štruktúry (obr. 4). Smerom k zvarovému spoju oblasť feritickej sieťovej štruktúry prechádzala do pásma prevažne feritických polyedrických zŕn. V oblasti odľahlej od zvarového rozhrania podiel feritu vylúčeného v nesúvislej úzkej sieťovej štruktúre zodpovedal východiskovému obsahu uhlíka. Štruktúru tu tvoril relatívne hrubozrnný lamelárny perlit.



Obr. 2. Celkový pohľad na návar po žíhaní pri 1000 °C/5 h.

Fig. 2. General view of the weld deposit after regime of 1000 °C/5 hours annealing.



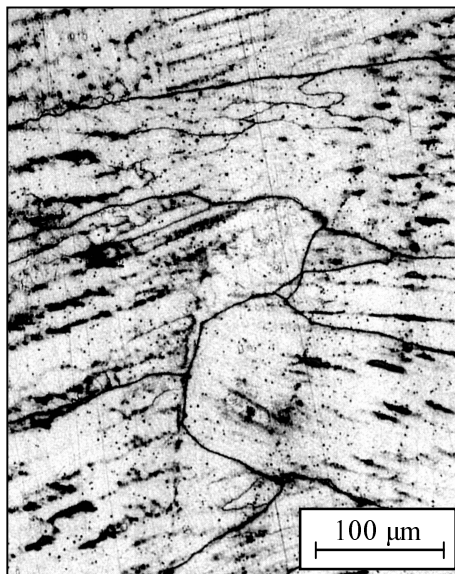
Obr. 3. Celkový pohľad na návar po žíhaní pri 700 °C/15 h.

Fig. 3. General view of the weld deposit after regime of 700 °C/15 hours annealing.



Obr. 4. Tepelne ovplyvnená oblasť v strede návaru.

Fig. 4. Heat-affected zone in the centre of the weld deposit.



Obr. 5. Mikroštruktúra koreňovej húsenice.

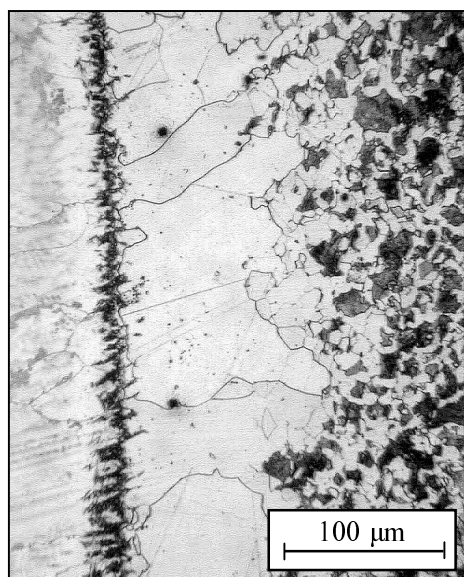
Fig. 5. Microstructure of the root weld bead.

Austenitická oceľ nadväzujúca na rozhranie základný materiál-návar nejavila známky zvýšenia obsahu uhlíka. Heterogenity pozorované v návare mali výrazne medzidendritický charakter po celej ploche metalografického výbrusu (obr. 5). Experimentálne vysokoteplotné pôsobenie sa tu prejavilo:

- jednak v mikroskopických štruktúrnych heterogenitách, keď difúznym pre-rozdelením uhlíka vznikol bainit,
- jednak v značnom obsahu karbidov, vylúčených miestami plošne v interiéri austenitických zŕn, miestami prednostne na ich hraniciach.

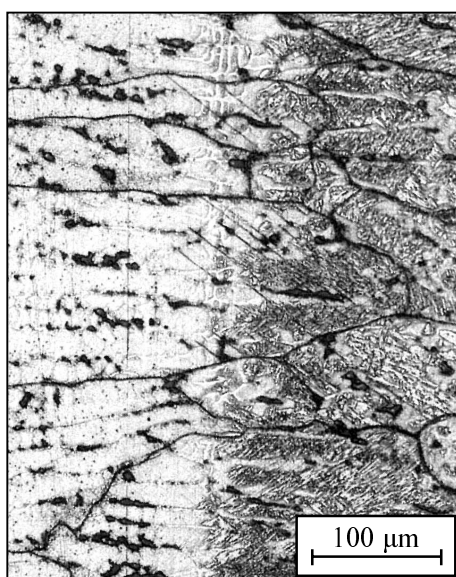
Dlhodobý ohrev na teplotu 1000 °C tak viedol v návare predovšetkým k disperznému spevneniu, doprevádzanému znížením kohéznej pevnosti hraníc zŕn vplyvom vylúčených karbidov. Obdobný efekt bol opísaný pri aplikáciách austenitických návarov pri zvýšenej úrovni vneseného tepla samotným procesom navárania [4].

V kontraste s tým po žíhaní režimom 700 °C/15 h tepelne ovplyvnenú oblasť perlitickej koľajnicovej ocele tvoril výrazne zjemnený perlit, prevažne sferoidizovaný vplyvom dlhodobého žíhanie (obr. 6). Smerom k rozhraniu základný materiál-návar narastal podiel feritu, v oblasti bezprostredne pod návareom je možné štruktúru označiť ako čisto feritickú. V celej teplom ovplyvnenej oblasti sa vyskytovali zrná troostitu, a to najvýraznejšie pod hlavovou húsenicou.



Obr. 6. Zvarové rozhranie hlavovej húsenice.

Fig. 6. Welding boundary of the head weld bead.



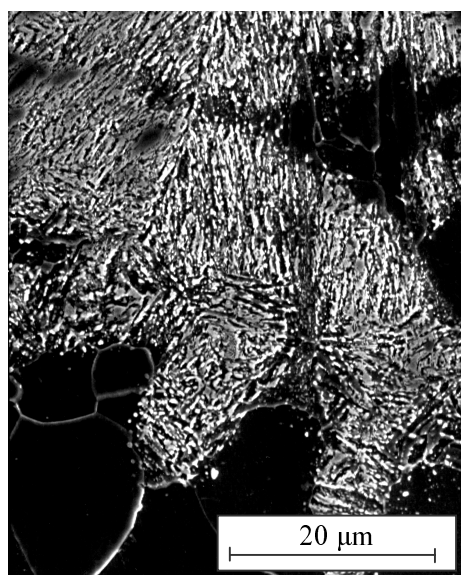
Obr. 7. Mikroštruktúra hlavovej húsenice.

Fig. 7. Microstructure of the head weld bead.

V mikroštruktúre navarených vrstiev došlo vplyvom difúzie k výraznej precipitácii karbidov, a to predovšetkým v medzidendritických priestoroch, čiastočne i na hraniciach hrubých austenitických zŕn (obr. 7). Izolované objemy bainitickej mikroštruktúry sa obmedzili na oblasti pásmového odmiešania legujúcich prvkov v priebehu prerušovaného postupu kryštalizačnej fronty, a teda i rastu dendritov návarových vrstiev.

Na pôvodnom štruktúrnom rozhraní perlit/austenit sa v oblasti zvýšenej koncentrácie uhlíka vytvorilo pásmo tvoriace medzivrstvu medzi spojovanými materiálmi (obr. 6). Jeho ihlicovitá morfológia spolu s priradením fázy zodpovedajúcej cca 50-percentnému premiešaniu podľa Schaefflerovho diagramu môže viesť k predpokladu, že ide o pásmo bainitickej mikroštruktúry so značným množstvom vytlúčených karbidov. Detailnejší pohľad na sledované pásmo ale jednoznačne potvrdil výsledky citovaných simulačných výpočtov, z ktorých vyplýva, že medzivrstvu pri uvedených teplotách tvorí výlučne karbidická fáza, ktorá vrastá do austenitu návarovej ocele v preferovaných smeroch, určených kryštalografickou orientáciou austenitickej matrice (obr. 8, 9).

Tepelnou exploatáciou naváraných profilov pri danej teplote teda následkom



Obr. 8. Mikroštruktúra rozhrania v oblasti hlavovej húsenice.

Fig. 8. Microstructure of the boundary in area of the head weld bead.



Obr. 9. Detail pásma na rozhraní, tvoreného veľmi jemnými karbidmi.

Fig. 9. Detailed view of the area on the boundary, set up of very fine carbides.

prerozdelenia uhlíka vzniká pásma, ktoré je na základe výsledkov obdobných experimentov možné označiť ako spevnené čiastočne koherentnými až nekoherentnými karbidmi typu $M_{23}C_6$, čiastočne tiež intersticiálne [5].

Vytvorený zvarový spoj predstavuje materiály so značnými rozdielmi teplotnej rozťažnosti, ktoré sú pri chladnutí spoja po navarení zdrojom vysokých zvyškových napätí. Tieto napätia na rozhraní ocelí následne relaxujú plastickou deformáciou v uvedenej odpevnenej zóne – miestami až v čisto feritickom objeme pôvodne perlitickej koľajnicovej ocele UIC 900A. Prerozdelením uhlíka má precipitačne odpevnený a v nasledujúcej fáze plasticky deformovaný materiál vyššiu voľnú energiu, a preto je i menej stabilný než susedné spevnené oblasti. Prechod do stabilnejšieho stavu sa pri eksploatacii spoja uskutočňuje zotavením a rekryštalizáciou. V miestach, kde plastická deformácia oduhličenej zóny prekročila kritickú hodnotu, došlo k rekryštalizácii, pri ktorej sa štruktúra deformačne spevneného kovu nahradila novými nedeformovanými zrnami, vznikajúcimi nukleáciou a rastom. Tento jav dokumentuje obrázok 6, kde je možné pozorovať zrná feritu väčších rozmerov než vo zvyškovom objeme teplom ovplyvnenej zóny. Tieto tvoriace sa feritické zrná majú tendenciu rásť prevažne v smere kolmom na rozhranie ferit/austenit, t.j. proti smeru

difúzneho toku uhlíka. Uvedený proces môže byť dôležitý z hľadiska húževnatosti prechodovej oblasti, keď tvar a veľkosť zrna základného materiálu na rozhraní základný materiál-návar ovplyvňuje morfológiu zvarového kovu. Rast pevnej fázy je epitaxiálny, to znamená, že kryštalizujúci návarový kov dedí veľkosť i orientáciu zŕn prechodového pásma. Nepriamo tak pôsobí i na likvačné a segregáčne procesy počas tuhnutia [6].

Pri vzorkách, kde sa aplikovalo žíhanie pri vyššej teplote, ale bolo doprevádzané menej intenzívnou redistribúciou uhlíka a následne menej výrazným intersticiálnym a precipitačným odpevnením oduhličenej oblasti, sme rekryštalizáciu uvedeného typu nepozorovali. Oblasti s prevažne feritickou mikroštruktúrou sú tu jemnozrnnéjšie v porovnaní s nadväzujúcim feriticko-perlitickým pásmom, kde ferit tvorí proeutektoidnú obálku pôvodných hrubých austenitických zŕn.

3.2 Zmeny úrovne tvrdosti

Na porovnanie úrovne tvrdosti v oblasti rozhrania základný materiál-návar so vzdialenejšími objemami ocelí, neovplyvnenými redistribúciou uhlíka na rozhraní, slúžia hodnoty tvrdosti HV30 (tab. 2).

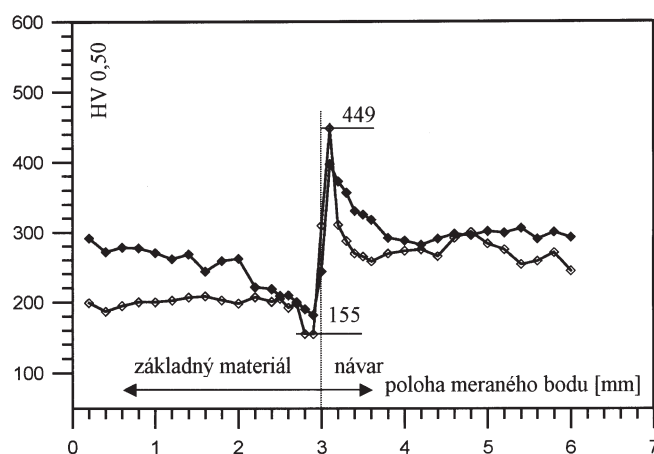
Z uvedených hodnôt je zrejmé, že v austenitickej oceli došlo po oboch režimoch žíhanie k lokálnym zmenám tvrdosti po celej ploche metalografického výbrusu, zmeny v bezprostrednej nadväznosti na rozhranie nie je možné touto metódou vyhodnotiť. Zníženie hodnôt tvrdosti perlitickej ocele po žíhaní na 700 °C zodpovedá pozorovaným zmenám mikroštruktúry. S cieľom korektnejšie zmapovať sledované efekty sme hodnotili zmeny mikrotvrdosti HV0,5 (režim zaťažovania 5 N/15 s) v línii kolmo na rozhranie základný materiál-návar (obr. 10 – porovnania zmien v oblasti hlavovej húsenice).

Prerozdelenie uhlíka teda v priebehu izotermického žíhanie viedlo k disperznému a precipitačnému odpevneniu ocele UIC 900A a k intenzívnemu precipitačnému spevneniu austenitickej ocele 18/8/6. Podľa dostupných výsledkov experimentov so zvarovými spojmi obdobného chemického zloženia majú tieto na rozhraní základný materiál-návar tendenciu k precipitácii globulárnych karbidov typu

Tabuľka 2. Zmeny tvrdosti stanovené metódou HV30

Table 2. Hardness changes assessed by the HV30 method

Miesto meraní	Režim žíhania			
	1000 °C/5 h		700 °C/15 h	
	austenit	ferit	austenit	ferit
Oblasti priľahlé k rozhraniu (6 meraní)	256,8±35,8	230,3±16,4	242,5±24,7	182,0±4,3
Oblasti neovplyvnené redistribúciou uhlíka na rozhraní (4 merania)	219,3±17,1	262,8±1,7	221,3±21,4	190,0±3,8



Obr. 10. Priebeh mikrotvrlosti naprieč zvarovým rozhraním po žíhaní pri 1000 °C/5 h (♦) vs. 700 °C/15 h (◇) – oblasť hlavy návaru.

Fig. 10. Microhardness distribution across the weld boundary after the regime of 1000 °C/5 h (♦) vs. 700 °C/15 h annealing (◇) – the head part of the weld deposit.

M_3C a M_7C_3 na strane feritickej matrice, zatiaľ čo v austenitickej matrici karbidov typu $M_{23}C_6$. Zároveň je austenit spevnený intersticiálne.

Redistribúcia uhlíka v zvarovom spoji má priamy vzťah ku zmenám tvrdosti v oduhličenej i nauhličenej oblasti. Na známej funkčnej závislosti „distribučná krivka rozdelenia uhlíka – priebeh mikrotvrlosti“ bola vypracovaná metodika stanovovania korelácie medzi koncentráciou uhlíka a tvrdosťou [5], vedúca ku vzťahu

$$HV = HV_C \cdot \exp\{k_C \cdot C_C\}, \quad (1)$$

kde HV značí hodnotu mikrotvrlosti danej oblasti, HV_C a k_C sú konštanty závislé od teploty izotermického žíhania (pre interval 400–1100 °C) pre uhlíkovú oceľ:

$$HV_C^{(1)} = (292 \pm 30) - (1,60 \pm 0,33) \cdot 10^{-1} \cdot T, \quad (2)$$

$$k_C^{(1)} = -(1,39 \pm 1,67) + (3,16 \pm 0,79) \cdot 10^{-3} \cdot T \text{ [hm. \%}^{-1}\text{]}, \quad (3)$$

pre austenitickú oceľ:

$$HV_C^{(2)} = (302 \pm 34) - (1,70 \pm 4,30) \cdot 10^{-2} \cdot T, \quad (4)$$

$$k_C^{(2)} = -(2,12 \pm 0,45) + (1,16 \pm 0,51) \cdot 10^{-3} \cdot T \text{ [hm. \%}^{-1}\text{]}. \quad (5)$$

Konštanta $k_C^{(1)}/k_C^{(2)}$ vyjadruje súhrnné odpevnenie oduhličovanej feriticko-perlitickej ocele/spevnenie ocele austenitickej, t.j. disperzné, precipitačné, intersticiálne, dislokačné a hranicami zŕn.

Konštanta $HV_C^{(1)}$ v medziach chýb merania zodpovedá mikrotvrdosti ocele Arema, konštanta $HV_C^{(2)}$ značí mikrotvrdosť austenitickej ocele bez uhlíka.

Vzťahy semiempirických konštánt (rovnice (1) až (4)) je možné využiť na orientačné posúdenie zmien tvrdosti pre známe prerozdelenie uhlíka. Metodika tiež umožňuje využitie inverznej závislosti

$$C_C = \frac{1}{k_C} \ln \frac{HV}{HV_C}, \quad (6)$$

t.j. na základe známeho priebehu mikrotvrdosti v spoji stanoviť rozloženie koncentrácie uhlíka. Uvedená závislosť sa overila pre spoj 12 050/17 241 s uvádzanou platnosťou pre analogické typy zvarových spojov a vzhľadom na značnú príbuznosť s kombináciou UIC 900A vs. 18/8 CrNi sa vzťahy prevzali na orientačné posúdenie vyvolaných zmien v prerozdelení uhlíka (tab. 3).

Tabuľka 3. Parametre pre kvantitatívne stanovenie prerozdeleného uhlíka v experimentálne žíhanom zvarovom spoji v oblasti hlavy

Table 3. Parameters for the quantitative assessment of the carbon redistribution in the experimentally annealed weld joint – the head part of the weld deposit

Materiál	Parameter pre teplotu žihania							
	1000 °C				700 °C			
	HV_C	HV_{krit}	k_C	C_C	HV_C	HV_{krit}	k_C	C_C
UIC 9000A	132	182,0	1,77	0,181	136	155,0	1,68	0,078
18/8/6	285	397,8	0,96	0,347	290	448,6	1,31	0,440

4. Diskusia o získaných výsledkoch

Z porovnania údajov získaných metalografickým vyhodnotením vykonaných experimentov, doložených prepočtom zmien tvrdosti na zmenu pôvodných koncentrácií uhlíka, je možné vybrať záverom niekoľko pozorovaní.

Predovšetkým sa experimentálne potvrdila tendencia uvažovaného zvarového spoja k redistribúcii uhlíka proti koncentračnému spádu a následne ku vzniku štruktúrnych makronehomogenít na rozhraní. Toto prerozdelenie uhlíka je najvýraznejšie pri zhruba eutektoidných teplotách, keď vytvorené súvislé pásмо, oddeľujúce spojované ocele, sa vyhodnotilo ako pásмо koherentných až nekoherentných karbidov typu $M_{23}C_6$. Experimentálne vyvolané zmeny pôvodnej mikroštruktúry zvarového rozhrania prezentujú možnú degradáciu štruktúry v rámci uvažovaných technológií a následne i vlastností daného zvarového spoja.

Opísané deje sú riadené difúziou, t.j. ich rozhodujúcimi parametrami sa stávajú teplota a čas teplotnej expozície. V riešenom rozsahu uvažovaných technologických i prevádzkových podmienok navrhovanej technológie sa javia predovšetkým časy žihania, spojené s typickým „up-hill“ efektom, ako nereálne. Zároveň ale podľa známych modelov spojov a návarov s veľmi nízkou štruktúrnou stálosťou dochádza k výraznej redistribúcii uhlíka už v priebehu zváracieho procesu.

5. Závery

Experimentálne žihania štruktúrne a chemicky heterogénnych zvarových spojov potvrdili výpočtovo stanovenú tendenciu difúzie uhlíka. Vyvolané zmeny pôvodnej stavby zvarového rozhrania sú spojené:

- s redistribúciou uhlíka a s tvorbou oduhličенých a nauhličенých zŕn spoja, t.j. s tvorbou makronehomogenít,
- so zmenami mechanických vlastností spoja, t.j. so znížením pevnosti oduhličенých zŕn a so zvýšením pevnosti nauhličенých pásiem kopírujúcich rozhranie zváraných ocelí,
- s postupnou lokalizáciou plastickej deformácie do zŕn spoja so zníženou pevnosťou pri cyklických zmenách teploty, popr. zaťaženia, s vyčerpaním plasticity týchto oblastí a s možnou následnou tvorbou trhlín.

Podakovanie

Autori ďakujú pani Ing. Drahomíre Janovej za odbornú pomoc pri získaní publikovaných výsledkov.

LITERATÚRA

- [1] MADHUSUDHAN REDDY, G.—MOHANDAS, T.—TAGORE, G. R. N.: Journal of Materials Processing Technology, 49, 1995, s. 213.
- [2] ŽÁK, J.—NOVÁK, M.: Teorie svařování, 1988, s. 96.
- [3] BENEŠ, L.—SCHMIDOVÁ, E.—STRÁNSKÝ, K.: Kovové Mater., 36, 1998, s. 74.
- [4] HLAVATÝ, I.—FOLDYNA, V.—KÜBEL, Z.: In: XXIV. dny svařovací techniky 2000. Dům techniky Pardubice 2000, s. 176.
- [5] PILOUS, V.—STRÁNSKÝ, K.: Strukturní stálost návarů a svarových spojů v energetickém strojírenství. Praha, Academia 1989.
- [6] HRIVŇÁK, I.: Teória zvariteľnosti kovov a zliatin. Bratislava, VEDA 1989.

Rukopis dodaný: 27.11.2001