

## ANALÝZA PŘEROZDĚLENÍ UHLÍKU STRUKTURNĚ HETEROGENNÍHO SVAROVÉHO SPOJE PO TEPELNÉ EXPOZICI

Eva SCHMIDOVÁ<sup>1)</sup>, Libor BENEŠ<sup>1)</sup>, Karel STRÁNSKÝ<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> Katedra dopravních prostředků, Dopravní fakulta Jana Pernera, Univerzita Pardubice

<sup>2)</sup> Ústav materiálového inženýrství, Odbor nauky o materiálu, Fakulta strojní, VUT Brno

### 1. Specifikace problému

V rámci řešení výzkumného úkolu navařování standardní perlitické kolejnicové oceli (UIC 900A) vysocelegovaným austenitickým materiálem o vyšší provozní odolnosti se projevila nutnost řešení otázky strukturní stálosti jednak spoje základní materiál vs. návar, jednak samotné navařené austenitické oceli.

V obou zmiňovaných případech je strukturní stálost výrazně závislá na difúzních procesech mezi ocelmi svarového rozhraní, popřípadě v navařeném objemu. Tyto jevy znamenají činitele, které v podstatné míře rozhodují o degradaci mechanických, popřípadě korozních vlastností a jsou typické v případech, kde jsou materiály vystaveny provozní expozici za zvýšených teplot, nebo pokud jsou podrobovány tepelnému zpracování po navaření. I když zmiňované expozice není u analyzované technologie nutno uvažovat, jistý nepříznivý efekt může představovat kupříkladu potřeba případné opravy v provozu za dané teploty předeřevu, dále pak nelze vyloučit překročení předepsaných teplotních limitů při samotném navařování vyfrézované pojezdové hrany. Rizikový faktor z tohoto pohledu představuje zejména fakt, že se jedná o aplikace vícevrstevných návarů, kde opakované kladení navazujících housenek znamená značnou tepelnou expozici již navařených vrstev.

### 2. Podstata a mechanismus redistribuce uhlíku v heterogenním spoji

Následkem vysoké absolutní a relativní pohyblivosti (difuzivity) intersticiálně rozpuštěného uhlíku ve srovnání s difuzivitou substitučních prvků, jež tvoří konstituční bázi aplikovaných ocelí, a současně navzájem rozdílné termodynamické aktivity uhlíku v ocelích svarového rozhraní, může dojít k rychlému přerozdělování uhlíku ve směru jeho gradientu aktivity, tj. i proti koncentračnímu spádu – tzv. „up-hill“ efekt. Následkem přerozdělení proběhne změna koncentrace uhlíku v okolí rozhraní svarového spoje, tj. poklesne jeho koncentrace na straně spoje s původně vyšší aktivitou a zvýší se koncentrace na straně spoje s aktivitou nižší. Vznikají tak oduhličená a nauhličená pásma ve spoji, s postupným vytvářením makronehomogenit v okolí původně strukturně homogenního přechodového pásma svařovaných ocelí. Rozsah skokové změny koncentrace uhlíku závisí na výchozím rozložení přísadového substitučního prvku a uhlíku a na jejich termodynamické interakci.

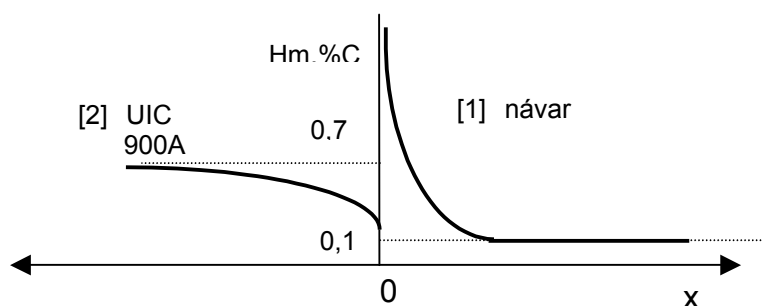
#### *Kvazistacionární model difúze uhlíku.*

Vytváření strukturálních makronehomogenit bývá spojeno např. s poklesem pevnosti v důsledku oduhličení, zkřehnutí vlivem nauhličení, popř. zhoršení korozní odolnosti a může mít za následek rovněž degradaci spoje u uvažované technologie navařování. Možný rozsah těchto změn a jejich dostatečně přesnou predikci umožňuje kvazistacionární model redistribuce uhlíku.

Uvedený model je základním východiskem k posouzení strukturální stálosti a strukturální heterogenity svarových spojů ocelí na základě difúzních a termodynamických dat systému. Pro známé výchozí složení ocelí a termodynamická data vede rovnice ke stanovení koncentračního skoku uhlíku na rozhraní spoje.

Předpokládané rozdíly v koncentracích vzniknou krátce po dosažení teploty exploatace; vlivem delší doby působení se koncentrační spády nemění, mění se pouze šířka oduhličené (nauhličené) oblasti [1].

Základní tvar difúzní křivky pro předpokládaný charakter přerozdělení uhlíku v řešeném spoji – feritický základní materiál (ZM) vs. austenitický návar je schematicky zakreslen na obr. 1.



**Obr. 1** Schéma přerozdělení uhlíku proti koncentračnímu spádu po izotermickém žhání.

**Fig.1** Diagram of up-hill carbon redistribution after isothermal annealing

Byly sledovány dvě cesty získání kvantitativní představy o skutečné tendenci vzniklých rozhraní v přerozdělení uhlíku :

- výpočtem na základě termodynamických a difúzních dat
- experimentálně na základě metalografické analýzy, doplněné o měření mikrotvrdosti přechodového pásma spoje.

Posouzení strukturální stability bylo provedeno simulací s využitím originálního softwarového vybavení, založeného na původních modelech termodynamiky kvazistacionární difúze uhlíku ve svarových spojích ocelí [2] a to pro dvě konkrétní provedení austenitické návarové oceli a následující parametry žhání [teplota/doba žhání]:

900°C/1 hodina; 750°C/12 hodin; 600°C/24 hodin .

Toto šetření prokázalo intenzivní tendenci spoje základní materiál/návar, představující spojení různých strukturálních bází (ferit/austenit) k obrácené redistribuci uhlíku, tj. proti koncentračnímu spádu. Kritický koncentrační skok vyvolal simulovaný režim žhání 750°C/12 hod, což odpovídá teoretické závislosti rychlosti difúze („ $V_{ij}$ “) intersticiálního prvku („ $i$ “) a prvku substitučního („ $j$ “) na teplotě ( $V_{ij}$  stoupá s klesající teplotou).

$$V_{ij} = \frac{D_i}{D_j} \cdot \frac{N_i}{N_j}; \quad (1)$$

kde:

$D_i, D_j$  ..... koeficienty difúze prvků „ $i, j$ “

$N_i, N_j$  ..... atomové zlomky prvků „ $i, j$ “.

### 3. Experimentální posouzení

Na základě uvedených zjištění simulačního výpočtu byly sestaveny parametry navazujících experimentů pro verifikaci předpokládané tendence k redistribuci uhlíku. Přitom podle závislosti intenzity přerozdělení uhlíku v závislosti na teplotě pro obdobný svarový spoj je nejvyšší intenzita přerozdělení uhlíku i stupeň nauhličení austenitické oceli v okolí eutektoidní teploty.

Již uvedenou technologií navařování byly provedeny dva kusy profilů kolejnicové perlitické oceli daného chemického složení (viz tab. 1) o délce cca 500 mm, z nich pak vyhotoveny vzorky o tloušťce řezu cca 25 mm. Tepelný režim experimentálního žíhání simuloval exploataci při různé teplotní hladině :

*Teplota žíhání  $T_1 = 1000^\circ\text{C}$ , doba žíhání  $t_1 = 5$  hod.*

*Teplota žíhání  $T_2 = 700^\circ\text{C}$ , doba žíhání  $t_2 = 15$  hod.*

**Tab. 1** Konkrétní chemické složení aplikovaných ocelí [hm.%]

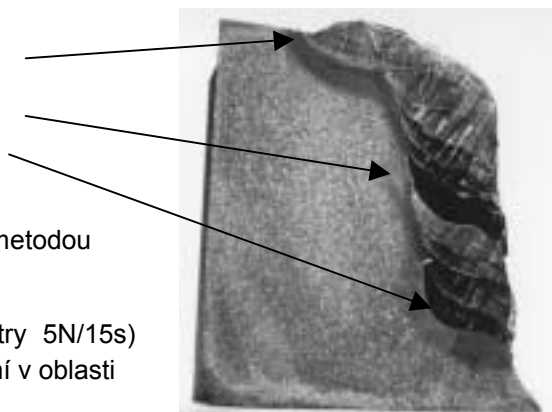
**Chart 1** Individual chemical content of the applied steel [mass %]

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al
kolejnice	0,59	0,92	0,39	0,022	0,015	0,05	0,02	0,05	pod 0,005
návar	0,1	6	0,6			18	8		

K posouzení vyvolané úrovně a charakteru redistribuce uhlíku v jednotlivých svarových rozhraních byly oba vzorky hodnoceny z hlediska:

1) **Metalografického posouzení** vzniklých strukturních změn, tj. analýzou

- makrostruktury
  - celého návaru
  - oblasti kořene návaru, která vzhledem k větší kontaktní ploše může představovat kritickou oblast
- mikrostruktury tepelně ovlivněné oblasti
  - pod hlavovou housenkou
  - ve středu návaru
  - pod kořenovou housenkou.



2) **Úrovně tvrdosti** svarových rozhraní metodou

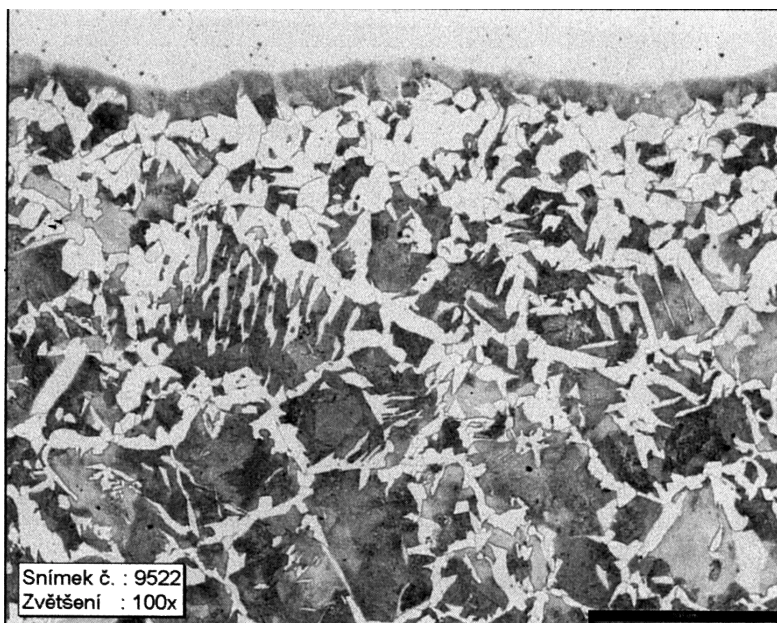
- měření tvrdosti HV30
- měření průběhu mikrotvrdosti (parametry 5N/15s) v linii kolmo na příslušné svarové rozhraní v oblasti
  - kořene návaru
  - středu návaru
  - hlavy návaru.

### 3.1 Metalografické posouzení – teplota žhání 1000°C

Již na makroskopickém pozorování byl viditelný doprovodný efekt vysokoteplotního ohřevu, kdy došlo k odstranění původních strukturních změn, které zviditelňovaly oblast tepelného ovlivnění od navařování. Strukturu celého objemu kolejnicové oceli tvořil převážně lamelární perlit vlivem úplné austenitizace oceli při žhání vzorku (obr. 2). Promíšení obou ocelí bylo pozorováno minimální, což odpovídá aplikované technologii navařování.

Metalografická analýza se dále zaměřovala především na oblasti navazující na hranici ztavení základní materiál – návar.





**Obr. 2** Celkový pohled na návar, zvětšeno 2x  
**Fig. 2** Overall view of the weld deposit, magn. 2x

Ze strany perlitické oceli bylo zde možno pozorovat výrazné změny mikrostruktury, spojené s oduhličením materiálu kolejnice. Na linii propojení navazovala oblast s proměnlivým podílem feritu (klesajícím ve směru do ZM), tvořícího síťoví na hranici zrn perlitu, místy se sklonem ke tvorbě Widmannstättenovy struktury (obr. 3). Lokálně oblast feritického síťoví přecházela v pásma převážně feritických polyedrických zrn. Rozhraní základní materiál – návar lemoval cca 0,1 mm tmavý pás, oddělující silně oduhličenou feritickou oblast od austenitické oceli návaru.

V oblasti nezasazené difúzí podíl feritu, vyloučeného v nesouvislém úzkém síťoví, odpovídal výchozímu obsahu uhlíku, tj. 0,59%. Strukturu zde tvořil relativně hrubozrnný lamelární perlit.

Austenitická ocel, navazující na linii ztavení nejevila známky lokálního prudkého zvýšení obsahu uhlíku. Heterogenity, pozorované v návaru, měly výrazně mezidendritický charakter po celé ploše metalografického výbrusu (Obr. 4). Experimentální vysokoteplotní působení se zde projevilo :

- jednak v mikroskopických strukturních heterogenitách, kdy difúzní přerozdělení uhlíku vedlo ke vzniku bainitu,
- jednak ve značném obsahu karbidů, vyloučených místy plošně v interiéru austenitických zrn, místy přednostně na jejich hranicích.

Dlouhodobý ohřev na teplotu 1000°C tak vedl v návaru především k disperznímu zpevnění, doprovázenému snížením kohezní pevnosti hranic zrn vlivem vyloučených karbidů. Obdobný efekt byl popsán u aplikací austenitických návarů při zvýšené úrovni vneseného tepla samotnou technologií navařování [3].

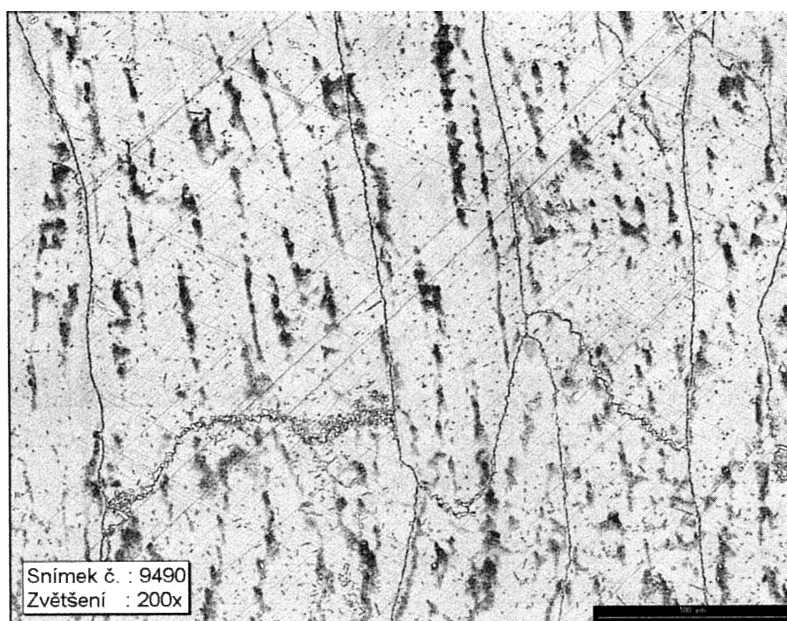
**Obr. 3** Základní materiál pod hranici ztavení ve středu návaru, zvětšeno 100x  
**Fig. 3** Base material under melting boundary in the middle of the weld deposit,  
magn. 100x

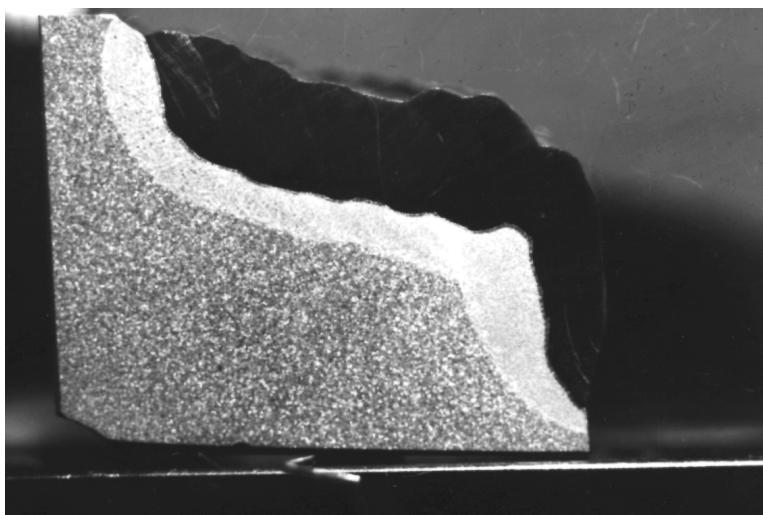
**Obr. 4** Mikrostruktura kořenové housenky, zvětšeno 200x

**Fig. 4** Microstructure of the root weld bead, magn. 200x

### 3.2 Metalografické posouzení – teplota žihání 700°C

Makroskopický snímek leptaného výbrusu vzorku, experimentálně žíhaného při teplotě 700°C (obr. 5) dokumentuje výraznou tepelně ovlivněnou oblast, což je dokladem toho, že teplota ohřevu nepřekročila hranici eutektoidní reakce. Ve srovnání s makrostrukturou vzorku, žíhaného podle cyklu 1100°C/5 hodin, vznikly výraznější i nové strukturní kontrasty na rozhraní perlit-austenit.





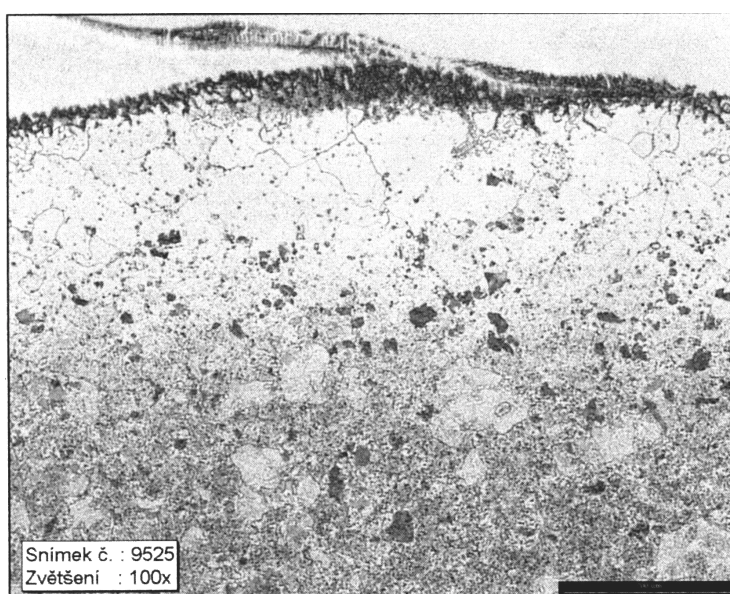
**Obr. 5** Celkový pohled na návar, zvětšeno 2x  
**Fig. 5** Overall view of the weld deposit, magn. 2x

Další mikroskopické snímky (obr. 6 a 7) dokumentují charakter vyvolaných strukturních změn.

Tepelně ovlivněnou oblast perlitické kolejnicové oceli tvořil výrazně zjemněný perlit, převážně sferoidizovaný vlivem dlouhodobého žíhání (obr. 6). Rovněž v oblasti neovlivněné návarem se silně projevil efekt vyžíhání původně čistě lamelárního perlitu, který byl převážně nahrazen perlitem zrnitým. Směrem ke hranici ztavení narůstal podíl feritu, v oblasti bezprostředně pod návarem lze místy strukturu označit za čistě feritickou, ovšem rozměr zde byl zrn výrazně větší. Celou oblast tepelně ovlivněné zóny doprovázel výskyt zrn troostitu, a to nejvýrazněji pod hlavovou housenkou.

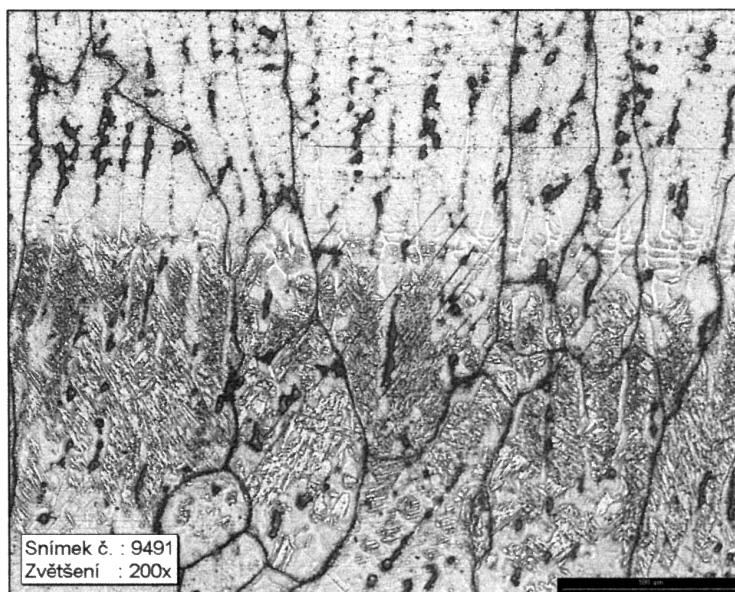
Na původním strukturním rozhraní perlit/austenit se v oblasti zvýšené koncentrace uhlíku vytvořilo pásmo karbidů, tj. pásmo, které je na základě výsledků obdobných experimentů možno označit jako zpevněné částečně koherentními až nekoherentními karbidy typu  $M_{23}C_6$ , částečně také intersticiálně [4]. Toto pásmo současně kopíruje reliéf po linii ztavení, daný promíšením základního a návárového materiálu při navařování, tj. oblasti zvýšeného obsahu uhlíku v objemu návaru již před žíháním.

V mikrostruktuře navařených vrstev došlo vlivem difúze k výrazné precipitaci karbidů, a to především v mezidendritických prostorách, částečně i na hranicích hrubých austenitických zrn (obr. 7). Izolované objemy bainitické mikrostruktury byly omezeny na oblasti pásmového odmíšení legujících prvků v průběhu přetržitého růstu dendritů návárových vrstev.



**Obr. 6** Základní materiál pod hranici ztavení pod hlavovou housenkou, zvětšeno 100x

**Fig. 6** Base material under melting boundary, under the head weld bead, magn. 100x



**Obr.7** Mikrostruktura hlavové housenky, zvětšeno 200x

**Fig. 7** Microstructure of the head weld bead, magn. 200x

Tmavé pásmo karbidů, tvořící mezivrstvu mezi spojovanými materiály, má na snímku na obr. 6 jehlicovitou morfologii. To spolu s přiřazením fáze, odpovídající cca 50% promíšení podle Schaefflerova diagramu může vést k předpokladu, že se jedná o bainitickou strukturu. Z uvedených simulačních výpočtů i obdobných experimentů z literatury [4] vyplývá, že mezivrstva je při uvedených teplotách tvořena karbidickou fází, která vrůstá do austenitu návarové oceli v preferovaných směrech, určených krystalografickou orientací austenitické matrice.

Vytvořený svarový spoj představuje materiály s podstatnými rozdíly teplotní roztažnosti, které jsou při chladnutí spoje po navaření zdrojem vysokých vnitřních napětí. Tato napětí na rozhraní ocelí následně relaxují plastickou deformací v uvedené odpevněné zóně – místy až v čistě feritickém objemu původně perlitické kolejnicové oceli UIC 900A. Přerozdělením uhlíku má precipitačně odpevněný a v následující fázi plasticky deformovaný materiál vyšší volnou energii, a proto je i méně stabilní než sousední zpevněné oblasti. Přejít do stabilnějšího stavu se při exploataci spoje uskutečňuje zotavením a rekrytalizací. V místech, kde plastická deformace oduhličené zóny překročila kritickou hodnotu, došlo k rekrytalizaci, při níž se struktura deformačně zpevněného kovu nahradí novými nedeformovanými zrn, která vznikají nukleací a růstem. Tento jev dokumentuje rovněž snímek na obr. 6, kde je možno pozorovat zrna feritu o značně větších rozměrech, než ve zbylých objemech TOO. Tato nově vznikající feritická zrna mají tendenci růst převážně ve směru kolmém na rozhraní ferit/austenit, tj. proti směru difúzního toku uhlíku.

U vzorku, kde bylo aplikováno žíhání při vyšší teplotě, ale doprovázeno méně intenzivní redistribucí uhlíku a následně menším intersticiálním a precipitačním odpevněním oduhličené zóny, rekrytalizace uvedeného typu nebyla pozorována (obr. 3 – základní materiál na hranici ztavení ve středové oblasti výšky navařované drážky). Oblasti převážně feritické mikrostruktury jsou zde jemnozrnější ve srovnání s navazujícím feriticko-perlitickým pásmem, kde ferit tvoří proeutektoidní obálku původních hrubých austenitických zrn.

### 3.3 Hodnocení změn tvrdosti

Tvrdość byla měřena metodou HV30 na ploše austenitického návaru i v kolejnicové oceli pro oba experimentální režimy vysokoteplotní expozice. Hodnoty tvrdosti HV30 slouží pro přehledné srovnání úrovně tvrdosti v oblasti linie ztavení se vzdálenějšími objemy oceli, neovlivněnými redistribucí uhlíku na rozhraní austenit/ferit. Naměřené hodnoty jsou uvedeny v tab. 2.

Z uvedených hodnot je zřejmé, že v oblastech odlehlých od rozhraní ferit/austenit došlo v austenitické oceli v obou případech žíhání k vyvolání lokálních změn tvrdosti po celé ploše metalografického výbrusu, změny



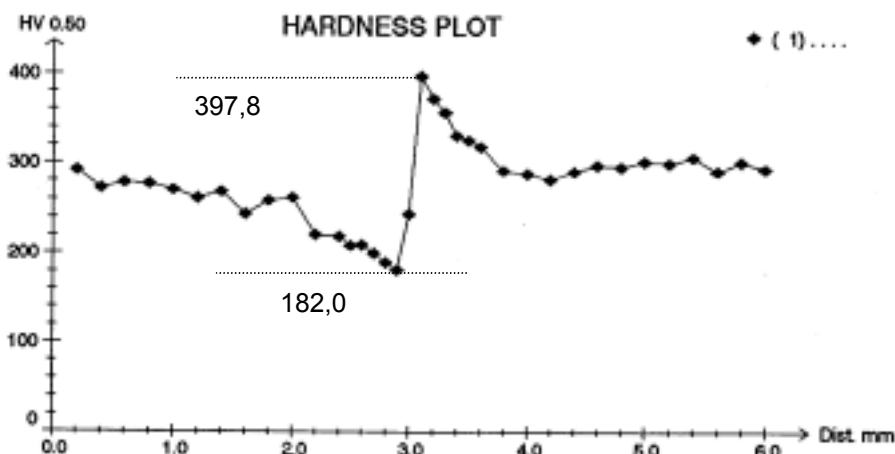
v bezprostřední návaznosti na rozhraní není možno touto metodou vyhodnotit. Kolejnicová ocel vykazovala v oblasti mimo tepelně ovlivněnou oblast ustálenou hladinu tvrdosti, a to při jednoznačně snížených hodnotách po žihání na 700°C, což odpovídá pozorovaným změnám mikrostruktury. Z hodnot zjištěných v pásmu, kopírujícím linii ztavení, lze usuzovat na další snížení tvrdosti v souvislosti se zkoumanou redistribucí uhlíku. Ke korektnějšímu zmapování tohoto efektu byla zvolena metoda měření mikrotvrdosti HV0,5 (počítačem řízený mikrotvrdoměr LECO-400M, režim zatěžování 5N/15s).

**Tab. 2** Změny tvrdosti stanovené metodou HV30

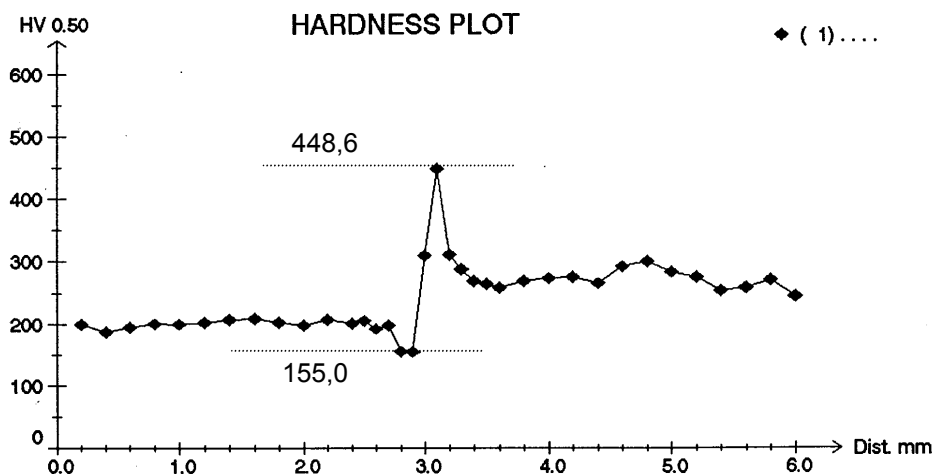
**Chart 2** Changes in hardness measured with HV30 method

Místo měření	režim žihání 1000°C / 5 hod.				režim žihání 700°C / 15 hod.			
	austenit		ferit		austenit		ferit	
oblasti přilehlé linii ztavení	291	225	248	244	207	245	186	177
	309	238	240	212	220	254	187	177
	223	255	210	228	274	255	183	182
oblasti neovlivněné redistribucí uhlíku na rozhraní	239		265		207		195	
	207		261		203		187	
	203		263		225		187	
	228		262		250		191	

Změny hodnot mikrotvrdosti byly analyzovány na průbězích v linii kolmo k hranici ztavení v oblastech hlavy, středu a kořene návarů, pro oba režimy experimentů. Pro stručnější a přehlednější vyjádření hledaných závislostí jsou dále deklarována pouze grafická zobrazení zaznamenaných změn, typických pro provedené zkoušky žihání (obr. 8, 9). Výsledky měření mikrotvrdosti jsou zaznamenány s vyznačením extrémních hodnot – minima v oduhličené oblasti kolejnice a maxima v nahuhličené oblasti austenitické oceli.



**Obr. 8** Protokol z měření mikrotvrdosti vzorku žihaného režimem 1000°C / 5 hod, oblast hlavy návaru  
**Fig. 8** Microhardness course of the 1000°C / 5 hrs annealed sample, region of the head part of weld deposit



**Obř. 9** Protokol z měřeni mikrotvrđosti vzorku řiřaného řeřimem 700°C / 15 hod – oblast hlavy nřvaru  
**Fig. 9** Microhardness course of the 700°C / 15 hrs annealed sample, region of the head part of weld deposit

Přerozdělení uhlíku vedlo během izotermického řiřání k disperznímu a precipitačnímu odpevnění oceli UIC 900A a k intenzivnímu precipitačnímu zpevnění austenitické oceli 18/8/6. Podle dostupných výsledků experimentů se svarovými spoji obdobného chemického složení je v zóně ztavení u obou ocelí tendence k precipitaci globulárních karbidů typu  $M_3C$  a  $M_7C_3$  na straně feritické matrice, zatímco v austenitické matici karbidů typu  $M_{23}C_6$ . Současně je austenit zpevněn intersticiálně.

Výchozí mikrotvrđost kolejnicové oceli, tj. před aplikací experimentálního teplotního cyklu, byla naměřena ( $246 \pm 18$ ) HV<sub>0,05</sub>. Tato klesla v odpevněné oblasti na hodnotu minimálně 155 HV<sub>0,05</sub>. Hraniční oblast austenitu byla po řiřání zpevněna na max. cca 449 HV<sub>0,05</sub> ve srovnání s hodnotou cca 260 HV<sub>0,05</sub> v objemech, nezasažených přerozdělením uhlíku na svarovém rozhraní.

Redistribuce uhlíku ve svarovém spoji má přímý vztah ke změnám tvrdosti v oduhličené i nauhličené zóně. Na známé funkční závislosti „distribuční křivka rozdělení uhlíku – průběh mikrotvrđosti“ byla vypracovaná metodika stanovení korelace mezi koncentrací uhlíku a tvrdostí [4], vedoucí ke vztahu :

$$HV = HV_c \exp(k_c C_c) \quad (2)$$

kde:

HV ..... hodnota mikrotvrđosti dané oblasti

$HV_c$  a  $k_c$  jsou konstanty závislé na teplotě izotermického řiřání (pro teplotní interval 400–1100°C):

pro uhlíkovou ocel :

$$HV_c^{(1)} = (292 \pm 30) - (1,60 \pm 0,33) \cdot 10^{-1} \cdot T \quad (3)$$

$$k_c^{(1)} = - (1,39 \pm 1,67) + (3,16 \pm 0,79) \cdot 10^{-3} \cdot T \text{ [hm.}\%^{-1}] \quad (4)$$

pro austenitickou ocel

$$HV_c^{(2)} = (302 \pm 34) - (1,70 \pm 4,30) \cdot 10^{-2} \cdot T \quad (5)$$

$$k_c^{(2)} = - (2,12 \pm 0,45) + (1,16 \pm 0,51) \cdot 10^{-3} \cdot T \text{ [hm.}\%^{-1}]. \quad (6)$$

Konstanta  $k_c^{(1)}/k_c^{(2)}$  vyjadřuje souhrnné odpevnění oduhličované feriticko–perlitické oceli / zpevnění oceli austenitické, tj. disperzní, precipitační, intersticiální, dislokační a hranicemi zrn.

Konstanta  $HV_c^{(1)}$  se v mezích chyb měření shoduje s mikrotvrđostí oceli A–rema, konstanta  $HV_c^{(2)}$  je mikrotvrđost austenitické oceli prosté uhlíku.

Vztahy semi-empirických konstant (rovnice (2) až (5)) je možné využít k orientačnímu posouzení změn tvrdosti pro známé přerozdělení uhlíku. Metodika umožňuje rovněž využití inverzní závislosti :

$$C_c = \frac{1}{k_c} \ln \frac{HV}{HV_c}, \quad (7)$$

tj. stanovit na základě známého průběhu mikrotvrđosti ve spoji rozložení koncentrace uhlíku. Uvedená závislost byla ověřena pro spoj 12 050 / 17 241 s uváděnou platností pro analogické typy svarových spojů a

vzhledem ke značné příbuznosti k výpočtově kritické kombinaci UIC versus Cr /Ni byly vztahy převzaty pro orientační posouzení vyvolaných změn v přerozdělení uhlíku (tab. 3).

**Tab.3** Parametry pro kvantitativní stanovení přerozděleného uhlíku v experimentálně žíhaném svarovém spoji v oblasti hlavy

**Chart 3** Parameters for quantitative prescription of carbon redistribution in the experimentally annealed weld deposit, in the head region

Materiál	Parametr pro teplotu žíhání							
	1000°C				700°C			
	HV <sub>C</sub>	HV <sub>krit</sub>	k <sub>C</sub>	C <sub>C</sub>	HV <sub>C</sub>	HV <sub>krit</sub>	k <sub>C</sub>	C <sub>C</sub>
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. Závěry a diskuse získaných výsledků

Ze srovnání dat, získaných metalografickým vyhodnocením provedených experimentů, doložených přepočtem změn mikrotvrlosti na změnu původních koncentrací uhlíků je možno vyjmut závěrem několik výsledků pozorování.

Uvažovaný svarový spoj standardní kolejnicové oceli UIC 900A a vysokolegované oceli austenitické má při vysokoteplotním působení tendenci k redistribuci uhlíku proti koncentračnímu spádu, která vede ke vzniku strukturních makronehomogenit na rozhraní. Toto přerozdělení uhlíku je nejvýraznější při zhruba eutektoidních teplotách, kdy vzniklé souvislé pásmo, oddělující spojované oceli, bylo vyhodnoceno jako pásmo koherentních až nekoherentních karbidů typu M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

Popsané děje jsou řízené difúzí, tj. jejich rozhodujícími parametry se stávají teplota a doba tepelné expozice. V řešeném rozsahu uvažovaných technologických i provozních podmínek navrhované technologie se jeví především doby žíhání, spojené s typickým „up-hill“ efektem jako nereálné. Současně ale podle známých modelů u spojů a návarů s velmi nízkou strukturní stálostí, popř. i pro jiná strukturní rozhraní svarových spojů [5], dochází k výrazné redistribuci uhlíku již během svařovacího procesu.

Uvedené experimentálně vyvolané strukturní heterogenity tedy charakterizují možnou degradaci struktury a následně vlastností svarového spoje, a jsou spojeny :

- s redistribucí uhlíku a tvorbou oduhličených a nauhličených zón spoje, tj. s tvorbou makronehomogenit,
- se změnami mechanických vlastností spoje, tj. s odpevněním oduhličených zón a se zpevněním nauhličených pásem kopírujících hranici ztavení svařovaných ocelí,
- s postupnou lokalizací plastické deformace do odpevněných zón spoje při cyklických změnách teploty, popř. zatížení, s vyčerpáním plasticity těchto zón a možnou následnou tvorbou trhlin.

Lektoroval: Prof. Ing. Jaroslav Koukal, CSc.

Předloženo v březnu 2001.

#### LITERATURA

- [1] Žák, J., Novák, M.: Teorie svařování, skripta VUT Brno (1988), 96–108
- [2] Stránský, K.: Posouzení strukturní stability návarů kolejnicových ocelí. Reálný výstup grant. projektu č. 1006/95/1532
- [3] Hlavatý, I., Foldyna, V., Kübel, Z.: Vlastnosti návarů a TOO provedených na různých typech kolejnic. Dny svařovací techniky 2000 Vamberk, květen 2000, s. 176 – 183. ISBN 80–02–01353–0
- [4] Pilous, V., Stránský, K.: Strukturní stálost návarů a svarových spojů v energetickém strojírenství. Academia, Praha 1989
- [5] Till, B., Tillová, E. a kol.: Zvýšení užitečných vlastností a životnosti materiálů výhybek pro městskou dopravu, Expertní studie pro DT Výhybkárna a mostárna Prostějov, Česká Třebová, 1996

## Resumé

### ANALÝZA PŘEROZDĚLENÍ UHLÍKU STRUKTURNĚ HETEROGENNÍHO SVAROVÉHO SPOJE PO TEPELNÉ EXPOZICI

Eva SCHMIDOVÁ, Libor BENEŠ, Karel STRÁNSKÝ

Práce se zabývá analýzou strukturních změn heterogenních svarových rozhraní pod vlivem přídavných tepelných působení. V návaznosti na simulační výpočty vychází z provedených experimentů, založených na žhání reálných vzorků svarových spojů. Obsahuje metalografické analýzy, podepřené naměřenými hodnotami mikrotvrdosti experimentálních návarů žlábkových kolejnic, dále pak kvantitativní vyhodnocení odpovídajících lokálních změn obsahu uhlíku použitím dostupných termodynamických závislostí. Na základě souboru získaných dílčích výsledků usuzuje na příčiny a mechanismus vzniku pozorovaných efektů a s ohledem na sledované použití aplikované technologie pak na případné změny vlastností a provozní odolnosti spojů.

## Summary

### ANALYSIS OF DEFECTS IN TRAMWAY RAIL WELD DEPOSITS

Eva SCHMIDOVÁ, Libor BENEŠ, Karel STRÁNSKÝ

At present, the weld deposits on worn rails and switches is no doubt executed in our conditions but, this is as an absolute majority the re-profiling of the worn-out rail material. These reconstruction works are connected with the necessity of traffic lock-out on a repaired section of a line and, also with the considerable time and economic losses.

But there is even possible a more rational method of increasing the permanent way service life to take into consideration: applying the weld deposits on the exposed functional surfaces (the rails and switches) before their installation into operation. The important requirement with regards to prevention of the excessive worn-out of the wheel flanges of the railway vehicles in connection with application of the proposed technology is indeed to keep a rate of hardness between a wheel and a rail. The values of hardness of the weld deposit should be on the same level or on a slightly higher one than a value of hardness of the fundamental base material.

The paper deals with a study of most relevant problems of physical metallurgy representing the evaluation of weld deposit structural stability. The weld deposit versus base material represent eventual joint of different structural bases (ferrite/austenite) with tendency towards turned over (up-hill) carbon redistribution on their boundaries. There is a expectation of comparatively considerable step of carbon concentration along the boundaries.

We applied fully austenitic coated electrode and flux-cored wire for the wear resistant buildups. The austenitic deposit is noted for very high work hardenability accompanied by good toughness and resistance to cracking. Filler materials and technology for hard surfacing of the heavy loaded parts of tramway rails and criteria of their selection, the combination of two filler materials for the hard surfacing, arc building-up with/without preheating, analysis of the weld deposit effects, there were evaluated when using light and scanning electron microscopy as well as microhardness tests through the studied overlays. Comparison between the properties of welded-on rails with/without preheating and post-heating were investigated, too.

The qualified structural stability problem elaboration signifies the relevant creative contribution to technical and economical effectiveness increase. The first investigations on the quasi static diffusion of interstitial elements were presented more than fifty years ago. They emphasized the considerably lower (i. e. several orders) relative diffusion speed of these substitutional elements in comparison with the high carbon mobility and, also clarified the causes and tendency towards turned over (up-hill) carbon redistribution on the welded boundaries.

The results were utilised recently to calculate the thermodynamic and diffusion data on carbon interaction with addition elements Mn, Si, Cr and Mo and to verify the newly proposed models of carbon redistribution in steel welded joints. In connection with the preparation of technological process for hard surfacing of exposed components of tramway permanent way, we carried out the structural stability evaluation for the three welded boundaries:

- combination of the two steels in weld deposits with the base material, i. e. the rail steel
- boundary between the two weld deposits.

We realised necessary metallographic and chemical analyses supported with microhardness measurement of experimental weld deposits on tramway rails. The causes and mechanisms of the observed effects and microstructure characteristics on the basis of the obtained separate results are assumed, with respect to the application of the used technologies. Finally, the prerequisite arrangements in frame of the entire project aimed at tramway rail quality increase are submitted in the paper.

The metallographic study of the multilayer buildups on tramway rails was proved by evidence of structure state for the individual overlays, the base material as well as the transition regions between them. The significant areas of the multilayer buildups were examined for the above mentioned conditions of hard surfacing technology.

Boundaries between the individual weld deposits stand for the joint of identical structural bases (austenite/austenite) with carbon diffusion on boundaries in the direction of the concentration gradient. We supposed the sharp concentration step substitutional of elements (Mn, Si, P, S, Cr and Ni) and their non-redistribution during and after welding. Next presumption was that the interstitial carbon is the only element considerably redistributing during and after welding in the course of isothermal arrest of weld joint.

Heterogeneous weld boundaries and their structural changes under influence of additional thermal affecting were investigated in accordance to the structural stability evaluation. The simulation procedures were verified by means of metallographic study of real specimens in connection with annealing after hard surfacing.

The achieved results showed the highest concentration step (during the up hill diffusion) in case of the weld deposit Cr-Mn steel welded on the base material UIC 900A for temperature 750°C.

### **Zusammenfassung**

#### **DIE ANALYSE DER ÜBERTEILUNG DES KOHLENSTOFFS DER STRUKTURHETEROGENEN SCHWEISSE NACH THERMOEXPOSITION**

Eva SCHMIDOVÁ, Libor BENEŠ, Karel STRÁNSKÝ

Die Arbeit löst die Analyse der Strukturänderungen der heterogenen Schweissgrenze unter dem Einfluss der zugeben Thermowirkungen. Im Verbindung an Simulationsrechnungen geht sie von ausgeführten Experimenten aus, die an die Glühung der Realmuster der Schweissen gegründet sind. Die Arbeit enthält die metalografischen Analysen von angemessenen Werten der Microhärte der experimenten Aufschweisserinnengleise. Weiter löst die Kvantitativauswertung der lokaländerungen des Kohlenstoffgehalts mit Nützung der Thermodynamischenabhängigkeit.