

## STRUKTURNÍ A FÁZOVÉ ANALÝZY SVAROVÉHO SPOJE BAINITICKÉ KOLEJNICOVÉ OCELI

Eva SCHMIDOVÁ

Katedra dopravních prostředků

### 1. Charakteristika problému a zaměření prováděných analýz

Současné trendy vývoje kolejové dopravy přinášejí zvyšování nápravových zatížení, ročních přepravních objemů, přepravních rychlostí a v dané souvislosti zvyšování nároků na provozní odolnost kolejového svršku.

Deformace povrchových vrstev, opotřebení kontaktní únavou v systému interakce kolo – kolejnice, limitně vedoucí k celistvým lomům kolejnicových profilů – v jejich variabilních formách, s intenzitou a poměrem jednotlivých složek opotřebení v závislosti na aktuálních podmínkách dopravy, zabezpečují intenzitu experimentů s novými materiály kolejnicových ocelí. Nedůvěra a odpor k představení nových slitin má přímý následek často až ve kritické povaze zaangažovaných komponent.

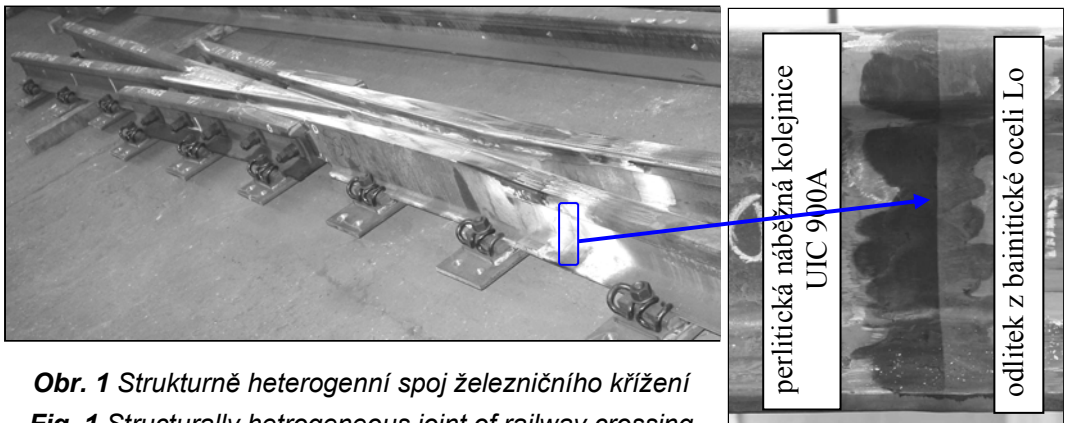
Vzhledem k specifickým podmínkám zatížení představují nejvíce exponované součástí tratí především části křížení – kde vedle kontaktně-únavového zatížení a abraze působí výrazná rázová složka zatížení. Systematický výzkum v oblasti výroby kolejových konstrukcí se proto soustřeďuje zejména na výhybky nové generace, uplatňující nové konstrukční prvky a materiály.

Perlitická struktura představuje limit pro pevnost cca 1350 N/mm<sup>2</sup> při odpovídající tvrdosti asi 400 HB, v přímém vztahu k odolnosti proti opotřebení; řešení extrémně

zatěžovaných úseků tratí tak směřuje k aplikacím jiných typů mikrostruktury. Byly testovány možnosti martenzitických ocelí, rozšiřuje se uplatnění austenitických manganových ocelí zejména pro srdcovky křížovatek tratí.

Vývoj bainitických ocelí pro odlitky srdcovek, kdy již můžeme vycházet z prvních zkušeností s jejich provozováním i v našich podmínkách naznačuje, že se jedná o velice perspektivní cestu k dosažení optimální kombinace mechanických vlastností. Současně nová strukturální báze přináší řadu dalších otázek v souvislosti, kupř. se svařováním se úseky se standardního perlitického kolejnicového materiálu. Vzniká tak je svarové rozhraní, tvořeno materiály o výrazně odlišném obsahu legujících prvků – **obr. 1**.

Značná část problémů heterogenních spojů může souviset se ztrátou strukturální stability vytvořených fázových rozhraní pod vlivem tepelného působení – v dané aplikaci připadá v úvahu dodatečný ohřev při rovnání svařenců. Vzhledem k tomu, že bainitický materiál o vyšší odolnosti se přesazuje zejména v silně exponovaných úsecích, lze uvedená rizika označit za statisticky významná a proto studium svarových rozhraní bylo předmětem následujících prezentovaných analýz.



**Obr. 1** Strukturně heterogenní spoj železničního křížení  
**Fig. 1** Structurally heterogeneous joint of railway crossing

### Rozsah provedených analýz

Jako východiskový bod byly hodnoceny sady párů kolejnic (perlitická vs. bainitická) svařovaných standardním způsobem, a to z pohledu:

- jakosti provedeného svaru, tj. jeho únosnost při zkoušce statickým ohybem,
- „materiálová reakce“ obou typů kolejnicových ocelí na tepelně-tlakovou expozici od svařovacího cyklu.

Provedené vstupní analýzy tak sloužili pro komplexní vyhodnocení vlivů svarového cyklu – pro vyloučení s dalšího šetření. Dále jsou uvedeny výsledky, vztahující se pouze ke studiu vlivu dodatečné reálné teplotní expozice, kdy přístup k hodnocení byl založen

na jedné straně na poznání kritických mezí teplotního ovlivnění, vedoucích až vyvolání k nežádoucím efektům; na druhé straně praktickém ověření reálných limitů.

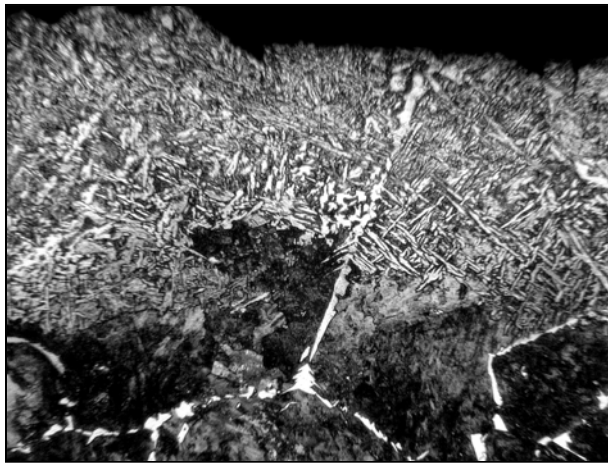
Byly sledovány dvě cesty získání kvantitativní představy o skutečné tendenci vzniklých rozhraní v přerozdělení uhlíku:

**A) Výpočtem na základě termodynamických a difúzních dat**

**B) Experimentálním ověřením**

## 2. Strukturní stabilita svarového rozhraní

Analýzy svarových spojů perlitické a bainitické kolejnicové oceli, provedených technologií odporového stykového svařování poukázaly na přítomnost strukturně odlišné mezivrstvy v nerovnoměrné vrstvě na hranici ztavení. Kontrastně s deklarovaným zjištěním - ohledně mechanického promíšení jako zdroje dokumentované mezivrstvy, vypovídá její evidentní strukturní souvislost s perlitickou částí spoje. Konkrétně na **obr. 2** je zachycena proeutektoidní obálka původního austenitického zrna, která se díky své vyšší stabilitě zachovala i v objemu studovaného strukturního pásma. Jako možný zdroj odlišné fáze tedy lze uvažovat i difúzní přerozdělení v procesu ochlazování svarového spoje.



**Obr. 2** Strukturní vazba odlišné fáze na perlitickou ocel (zv.250x).

**Fig. 2** Structural bond of different phase on pearlite steel (Magn. 250x)

Pro korektní analýzu podílu naznačených vlivů na tvorbě této vrstvy je nutno prošetřit především otázku tendence přerozdělení uhlíku na rozhraní spoje. Míra i charakter redistribuce uhlíku (popř. i jiných prvků) je vedena termodynamickou aktivitou v konkrétních podmínkách a může rozhodujícím způsobem ovlivňovat jakost svarového spoje. Přitom jako reálný iniciátor doprovodných redistribučních procesů u dané technologie připadá v úvahu dodatečná teplotní expozice při rovnání svařovaných bloků oceli.

Následkem vysoké absolutní a relativní pohyblivosti (difuzivity) intersticiálně rozpuštěného uhlíku ve srovnání s difuzivitou substitučních prvků, jež tvoří jejich konstituční bázi 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.

Strukturní stálost je výrazně závislá na difúzních procesech mezi ocelmi svarového rozhraní, se mohou uplatňovat procesy přerozdělení intersticiálního uhlíku, popř. dusíku. Tyto jevy mohou v limitních případech znamenat degradaci mechanických vlastností a jsou typické v případech, kde jsou materiály podrobovány provozní expozice za zvýšených teplot, nebo pokud jsou podrobovány tepelnému zpracování po svařování (popř. v souvislosti s reprofilací [1]).

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

### 3. Simulace vycházející z kvazistacionárního modelu redistribuce uhlíku

Program experimentálních analýz byl postaven na základě vstupních simulací prostřednictvím původního výpočtového software, v návaznosti na výsledky práce Prof. Ing. Stránského, DrSc [2, 3]. Tyto simulace umožnily kvalifikovaný odhad charakteru a rozsahu redistribuce uhlíku nastudovaném svarovém rozhraní, přičemž parametry jednotlivých propočtů sledují jednako limity reálných provozních expozic, jednako limity předpokládaných difúzních závislostí.

Ze sady simulačních výpočtů vyplynuly následující tendence k přerozdělení uhlíku na rozhraní svarového spoje:

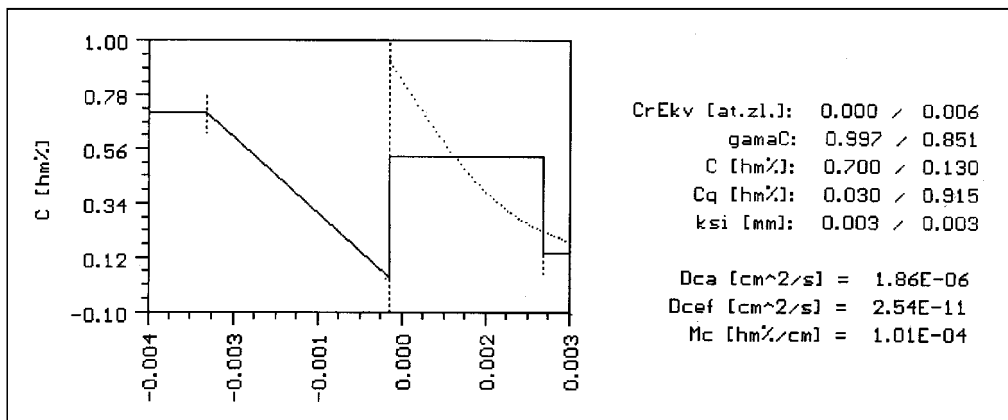
Jako minimální teplotní expozice, vzhledem k teplotní závislosti difúzní aktivity uhlíku, byla uvažována 400°C. Pro danou kombinaci (strukturní a chemickou) materiálů bylo zjištěno, že až **do teploty 500°C není předpoklad k redistribuci uhlíku na rozhraní**. Minimální teplota, která tedy může iniciovat změny výchozí koncentrace uhlíku je 500°C, ovšem podle výsledků simulace až nad dobu expozice cca 10 hodin, tzn. ani tato teplota nepředstavuje reálné nebezpečí nežádoucích strukturních změn.

Eva Schmidová:

Nejpodrobněji byl vyšetřen vliv ohřevu do výše, odpovídající prakticky aplikovanému ohřevu při rovnání svařenců, tj. dle údajů výrobce cca 680°C. Byla prokázána tendence k obrácené redistribuci uhlíku. Z výsledků simulací, provedených při odstupňované délce teplotního zatěžování, vyplývá jako **minimální doba ohřevu pro vyvolání redistribuce uhlíku při prakticky aplikované teplotě 680°C cca 15 minut - obr.3**. V souladu s teorií kvazistacionární difúze v soustavách „Fe - intersticiální prvek“ se dobou teplotní expozice mění pouze šířka nauhličené, resp. oduhličené oblasti; dosahované maximum koncentrace uhlíku v nauhličeném pásmu zůstává při dané teplotě konstantní – cca 0,5%C.

Dále byla řešena otázka případného překročení předepsaných teplotních limitů ohřevu. **Při ohřevu do cca 750°C se míra přerozdělení podstatně nemění**. Při teplotách vyšších než je transformační je předpoklad změny charakteru redistribuce na tendenci k přerozdělení ve směru koncentračního spádu – a to v celém teplotním rozmezí austenitické fáze. Šířka difúzí zasažených pásem dosahuje pro dobu ohřevu odpovídající praktickým aplikacím řádově desetiný milimetru, s dobou ohřevu výrazně narůstá.

Podrobnější studium na principech modelování umožňuje speciální software (kupř. Termocalc, Dictra – pro výpočtovou konstrukci fázové rovnováhy při interakci několika složek na svarovém rozhraní). Aplikované simulace sloužily pro výchozí posouzení dané situace, které je vhodné vzhledem k technologickému pojetí problému.



**Obr. 3** Redistribuce uhlíku po ohřevu v režimu 680°C/0,25 hod.

**Fig. 3** Carbon redistribution after heating regime of 680°C/0,25 hrs.

Podstatné z hlediska používaných technologií je zjištění, že prakticky aplikovaný režim ohřevu 680°C při rovnání svařenců představuje reálné podmínky pro obrácenou redistribuci uhlíku, tj. **může vést k nežádoucím změnám mechanických vlastností** v oblastech přilehlých linii ztavení spojovaných materiálů. Proto byla provedena sada experimentů, zaměřených na praktické ověření předpokládaných tendencí a analýzu vyvolaných mechanismů.

#### 4. Experimentální vyhodnocení tepelně aktivovaných dějů svarového rozhraní

Experimentální část studie sledovalo otázky:

- zdroje strukturních heterogenit (vliv promíšení vs. redistribuce prvků),
- vlivu dodatečné teplotní expozice na výchozí stav,
- vlivu strukturních nehomogenit na únosnost spoje.

Rozbor uvedených závislostí je v práci založen na hodnocení svarových spojů v několika stádiích zpracování, zde prezentovaných konkrétními sériemi analyzovaných experimentálních vzorků:

**Sada I** - rozhraní bez dodatečného mechanického, nebo teplotního zatěžování

**Sada II** - rozhraní po experimentálním žhání dle předem stanovených parametrů

**Sada III** - rozhraní po provozní teplotní expozici (rovnání kolejnic)

##### Analýzy svarových rozhraní bez dodatečné expozice .....Sada I

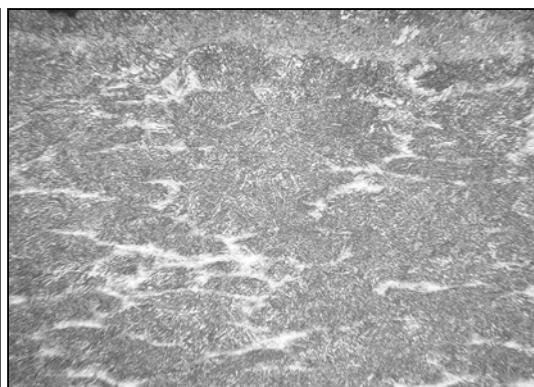
Sada vzorků č.I prezentuje svarové rozhraní ve stavu po odporovém svařování. Její hodnocení tak umožňuje popis typických strukturních efektů vlivem teplotního a deformačního působení svarového cyklu.

Ze strany perlitické oceli je zřejmé oduhličení v pásmu cca 0,5mm, vedoucí k tvorbě proeutektoidního feritu na hranicích zrn, místy s tendencí k tvorbě Widmanstattenovy struktury (**obr. 4**). Odlišná leptatelnost hranic původních austenitických zrn bainitické oceli zviditelňuje plasticky zdeformovanou oblast (**obr. 5**).



**Obr. 4** Proeutektoidní ferit v oduhličeném pásmu (zv. 250x)

**Fig. 4** Proeutectoid ferrite in the decarburized area (Magn.250x)

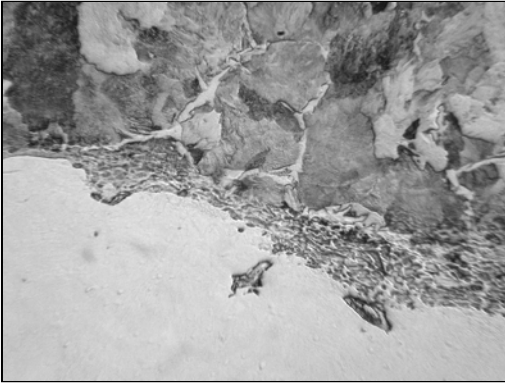


**Obr. 5** Plastický tok bainitické oceli pod svarovým rozhraním (zv. 50x)

**Fig. 5** Plastic flow of the bainitic steel beneath the weld boundary (Magn.50x)

Ze zmapování rozhraní po průřezu svařovaných kolejnic dále vyplývá, že hranice ztavení je v proměnlivé míře kopírována pásmem odlišné fáze – **obr. 6** ve srovnání s **obr. 4**. Přitom jako převažující lze označit přímé strukturální rozhraní perlit tvářené oceli vs. bainit lité kolejnicové oceli.

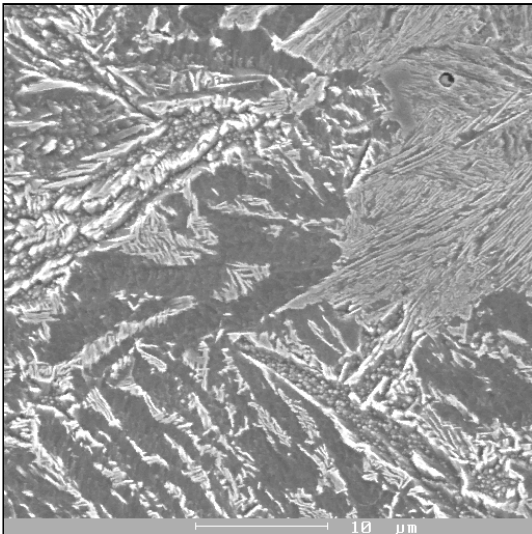
Lze předpokládat, že se jedná o vliv členitosti svařovaných profilů; přímá vazba na vybrané části průřezu (hlava, stojina, pata) nebyla pozorována. Pozorování rovněž vyloučilo podmíněnou vazbu na oblasti vyššího promíšení materiálů - zde dokumentováno v místě, kde nedostatečně natavené objemy perlitické oceli zasahují do značné hloubky bainitického materiálu, a to bez doprovodné „mezivrstvy“ zmiňované odlišné fáze - **obr. 7**.



**Obr. 6** Typická stavba rozhraní (zv. 250x)  
**Fig. 6** Typical structure of the boundary  
 (Magn.250x)



**Obr. 7** Oblast vyššího promíšení (zv. 250x)  
**Fig. 7** Area with the higher mixing  
 (Magn.250x)



Ve shodě s prezentovanými výsledky studia lomových ploch bylo přechodové pásmo identifikováno jako převážně jemná bainitická fáze, která je v závislosti na stupni promíšení s perlitickou ocelí kombinovaná s velice jemným martenzitem, popř. lamelárním perlitem – **obr. 8**.

**Obr. 8** Jehlicová morfologie rozhraní  
 (zv. 2000x)  
**Fig. 8** Boundary with the carbide  
 distribution (Magn.500x)

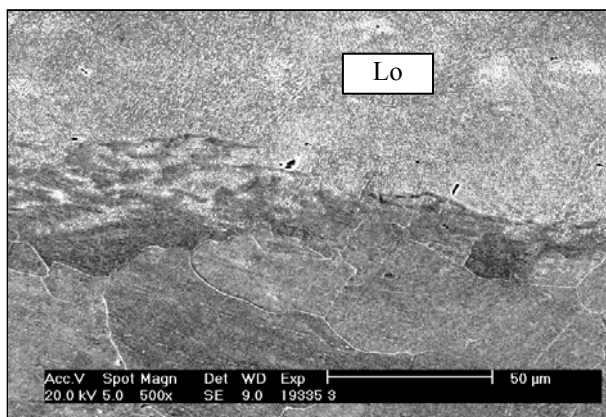
## Experimentální teplotní expozice .....Sada II

Experimentálnímu teplotnímu zatěžování byla podrobena sada vzorků svarového rozhraní, vyhotoveného standardní technologií stykového odporového svařování. Jednotlivé vzorky byly žíhány v elektrické peci při různých teplotních režimech.

### Výchozí experimentální teplotní zatěžování

Jako výchozí experiment bylo zvoleno žíhání v režimu 680°C/5 hodin. Teplota ohřevu tak odpovídala prakticky aplikované teplotní zátěži; doba ohřevu byla zvolena vzhledem k potřebě metalografického vyhodnocení.

Žíháním bylo vyvoláno výrazné oduhličení v pásmu cca 150  $\mu\text{m}$ , kontrastní oblasti na rozhraní s bainitickou litou ocelí byly identifikovány jako lokality s různou hustotou vyloučené karbidické fáze – **obr. 9**. Bližšímu studiu byly podrobeny části svarových rozhraní, kde byl před dodatečnou teplotní expozicí pozorován výskyt odlišné fáze – viz kap.7. Podle výsledků provedených pozorování (světelná a elektronová mikroskopie) rezultuje dodatečný ohřev oblastí do nerovnoměrných shluků karbidických útvarů. Vznikají tak mikrolokality s výraznými rozdíly mechanických vlastností, které v závislosti na rozsahu ovlivňují únosnost spoje.



**Obr. 9** Nerovnoměrná distribuce karbidů (zv. 500x)

**Fig. 9** Non-even carbide distribution (Magn.500x)

### Experimentální žíhání podle výpočtově stanovených parametrů

Na základě vyhodnocení úvodního experimentálního žíhání byly nastaveny navazující teplotní režimy. Konkrétní vyvolaná šířka oduhličené oblasti ze strany perlitické oceli (ve srovnání s difúzní dráhou v bainitické oceli lépe metalograficky odlišitelná) sloužila pro stanovení difúzivity uhlíku v daném zkoumaném difúzním prostředí:

Eva Schmidová:



Vycházejíce z 1.Fickova zákona pro střední difúzní dráhu atomů platí:

$$\delta = \sqrt{6D\tau} \quad (1)$$

kde:

$\delta$ .....střední difúzní dráha atomů,  
 $D$ .....difuzivita (difúzní součinitel),  
 $\tau$ .....doba teplotní expozice.

Významný vliv teploty na střední kvadratické přemístění atomů je implicitně obsažen v teplotní závislosti difuzivity:

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-\Delta H_d}{R.T}\right) \quad (2)$$

$D_0$  .....frekvenční faktor,  
 $\Delta H_d$  .....aktivační entalpie difuze,  
 $R$ .....plynová konstanta,  
 $T$  .....absolutní teplota.

Difuzivitu je nutné vždy vztahovat k určitému difundujícímu prvku a určitému prostředí; pro dále prezentované výpočty byly použity difuzní charakteristiky uhlíku ve feritu.

Pro parametry teplotního působení, aplikovaného na referenčním vzorku, tj. teplotu 680°C a dobu ohřevu 5 hodin byla naměřena šířka oduhličeného pásma cca 150 $\mu$ m. Této hodnotě difuzní dráhy uhlíku odpovídá difuzivita uhlíku  $D_C$ :

$$\delta = \sqrt{6D_C\tau};$$

$$\delta = 0,150E-3 \text{ m}; \tau = 18000 \text{ s}$$

$$D_C = 2,083 E-13 \text{ m}^2\text{s}^{-1}$$

Z teplotní závislosti difuzivity byl stanoven frekvenční faktor pro konkrétní teplotu:

$$D_C = D_0 \exp\left(\frac{-\Delta H_d}{R.T}\right);$$

$$\Delta H_d = 84,1 \text{ kJ.mol}^{-1}; R = 8,31441 \text{ J.mol}^{-1}.\text{K}^{-1}; T = 953 \text{ K}$$

$$D_0 = 8,478 E-9 \text{ m}^2\text{s}^{-1}$$

Zpětně byly stanoveny doby žíhání, vedoucí ke stejnému rozsahu oduhličení perlitické oceli pro různé teplotní hladiny. Vzhledem k předpokládaným prakticky aplikovaným rozsahům teplot jsou dále prezentovány dvě varianty působících teplot, pro které byly v návaznosti na výpočet rovněž nastaveny experimentální žíhací cykly:

**1. T = 580°C**, která představuje situaci, kdy není dosaženo předepsané výšky ohřevu.

$$D_{C1} = D_0 \exp\left(\frac{-\Delta H_d}{R.T_1}\right);$$

$$\Delta H_d = 84,1 \text{ kJ.mol}^{-1}; R = 8,31441 \text{ J.mol}^{-1}.\text{K}^{-1}; T_1 = 853 \text{ K}$$

$$D_{C1} = 6,003 \text{ E-14 m}^2\text{s}^{-1}$$

$$\delta = \sqrt{6D_{C1}\tau}; \delta = 0,150 \text{ E-3 m};$$

$$\tau_1 = \frac{\delta^2}{6.D_{C1}} = 6,247 \text{ E4 s} = \text{cca 17 hodin}$$

**2. T = 730°C**, kdy je simulovaná opačná situace – překročení předepsaných limitů na hranici austenitizace (vycházíme z hodnoty Ac1 = 730°C pro ekvivalent oceli UIC 900A). Jak již bylo uvedeno, překročení transformační teploty vede ke změně charakteru redistribuce uhlíku).

$$D_{C2} = D_0 \exp\left(\frac{-\Delta H_d}{R.T_2}\right);$$

$$\Delta H_d = 84,1 \text{ kJ.mol}^{-1}; R = 8,31441 \text{ J.mol}^{-1}.\text{K}^{-1}; T_2 = 1003 \text{ K}$$

$$D_{C2} = 3,536 \text{ E-13 m}^2\text{s}^{-1}$$

$$\delta = \sqrt{6D_{C2}\tau}; \delta = 0,150 \text{ E-3 m}$$

$$\tau_2 = \frac{\delta^2}{6.D_{C2}} = 1,061 \text{ E4 s} = \text{cca 3 hodiny}$$

Pro obě teplotní varianty byly provedeny experimenty s následujícími režimy žíhání:

ad 1) 580°C, 17 hodin

ad 2) 730°C, 3 hodiny

Cílem experimentální části práce bylo poznání konkrétních parametrů redistribuce uhlíku na fázovém rozhraní, studium doprovodných působících mechanismů a ověření výpočtově stanovených kritérií.

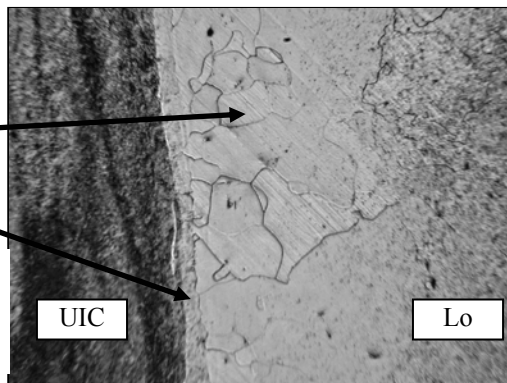
#### ad 1) Vliv teplotního režimu 580°C/17 hod.

Typickou morfologií rozhraní po žíhání dokumentuje **obr.10**. Vyvolaná šířka oduhličené oblasti je velice nerovnoměrná – pohybuje se v rozmezí 80 až 170 μm;

Šířka karbidického pásma na rozhraní byla vyvolána v rozsahu 30 až 50 μm.

**Obr. 10** Typická stavba rozhraní (zv. 250x)

**Fig.10** Typical structure of the boundary (Magn.250x)



Vrstva karbidů po délce fázového rozhraní je místy tvořena pásmy o rozdílné hustotě a rozložení. Evidentní je tendence přednostního obsazování hranic rozměrných feritických zrn v oduhličeném pásmu. Rovněž ze strany bainitické oceli byl pozorován vyšší podíl karbidické fáze na hranicích původních austenitických zrn.

Na základě zmapování rozdílů po délce hranice ztavení lze popsat dva různé charaktery přerozdělení uhlíku. Převažuje výrazné oduhličení perlitické oceli, spojené s růstem a polygonizací feritických zrn. Daná varianta je spojena s pásmem zhruba homogenně dispergovanými karbidů. V menší míře byly pozorovány oblasti, kde je potlačen vznik souvislého feritického pásma. Karbidické pásmo na hranici ztavení je v těchto případech lemováno vrstvou karbidických shluků. Ze srovnání s morfologií rozhraní ve výchozím stavu, tj, před teplotním zatěžováním lze daný efekt spojovat s lokálními rozdíly v míře promíšení spojovaných ocelí. Tvorba výrazných karbidických shluků je vázaná na oblasti, kde zmiňované je promíšení zdrojem ostrých koncentračních rozhraní ještě před teplotním působením. Dodatečný ohřev částečně zachová původní strukturní nehomogenity jako lokální rozdíly ve výchozím obsahu uhlíku a tak rezultuje do tvorby karbidů s různou intenzitou.

#### ad 2) Vliv teplotního režimu 730°C/3 hod.

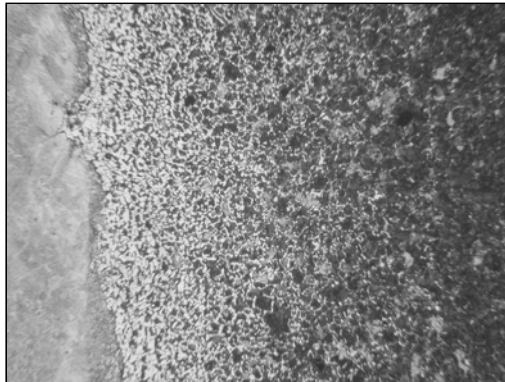
Daný režim teplotního působení vyvolal výrazně užší oduhličené pásmo – bylo neměřeno v rozsahu 30 až 60 μm. Jako typický doprovodný efekt lze uvést velice nerovnoměrné vyloučení karbidů na hranici ztavení. Ze srovnání s výsledky hodnocení svarových rozhraní před experimentálním teplotním zatěžováním vyplývá souvislost

s různou mírou promíšení pouze částečně natavených mikroobjemů svařovaných ocelí. Kratší doba ohřevu tedy vedla k výrazně nehomogenní stavbě jednotlivých pásem rozhraní, kde shluky karbidů a mikroobjemy v různém stadiu oduhličení přecházejí přímo v jehlicovou stavbu bainitické oceli.

### Vyhodnocení vlivu reálné teplotní expozice ..... Sada III

Provozně aplikované teplotní zatížení na teplotu 860°C představuje technologicky předepsaný ohřev při rovnání částí kolejnic, u kterých došlo k deformaci v souvislosti se stykovým odporovým svařováním. Rozbory byly vzhledem k možným rozdílům strukturních charakteristik rozhraní v závislosti od geometrie svařovaných profilů samostatně orientovány do oblasti hlavy, stojiny a oblasti paty kolejnic.

Šířka oduhličené oblasti je dokumentována na **obr. 11** – po výšce svařovaného profilu byla naměřena v rozsahu 3 až 5mm. Pásmo oduhličení materiálu UIC 900A tvoří souvislou vrstvu s výraznými rozdíly podílu základních strukturních složek - perlitu a feritu - v uvedené oceli. Původní, téměř výhradně perlitická struktura materiálu zde plynule přechází přes lamelární perlit se souvislou feritickou obálkou původního austenitického zrna až po mikrostrukturu s podstatným obsahem feritu s morfologií rovnoosých zrn, v místních extrémech oduhličení až čistě feritickou.



**Obr. 11** Rozsah oduhličení perlitické oceli (zv. 100x)

**Fig. 11** Decarburization area of the pearlitic steel (Magn.100x)

Uvedená pozorování tedy potvrdila výpočtové i experimentálně stanovené předpoklady ohledně tendencí k přerozdělení původní koncentrace uhlíku na hranici ztavení. Pro predikci konkrétního vlivu na jakost svarového rozhraní je rozhodující charakter a stádium vyvolaných strukturních změn.

Když vycházíme z poznatků vyplývajících z předešlých analýz jednotlivých sad vzorků, u kterých byly experimentálně vyvolané možné degradační účinky, lze z metalografického šetření vyhodnotit jejich reálný rozsah při provozním teplotním zatížení. Odlišná leptatelnost bainitické oceli v těsné vazbě na hranici stavení svědčí o strukturních změnách v dosahu cca 1 mm. Tyto změny ovšem zahrnují jednak

studovaný vliv difúzních procesů, jednak působení aktuálního režimu ochlazování. Uvedené vlivy je možno odlišit pouze na základě srovnání strukturních charakteristik se sadou vzorků bez teplotního zatížení. Výchozí stav rozhraní zde vykazuje nesrovnatelně nižší stupeň oduhličení perlitické oceli, na straně bainitického materiálu pak strukturu bez podstatných heterogenit v návaznosti na svarovou linii. To ukazuje na rozhodující význam termodynamických procesů vlivem dodatečného teplotního zatížení.

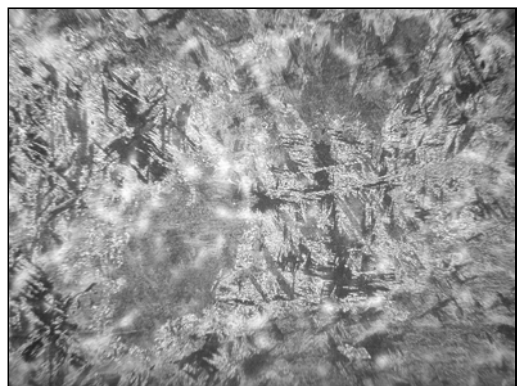
Rozbor svarového rozhraní v několika místech profilu poukázalo na zvýšený podíl martenzitické složky v bainitické oceli podél spoje. Karbidická pásma nebyla přímo metalograficky pozorována. Při diskusi tohoto jevu je možno vyjít z výsledků sady experimentálních žhání (podepřených výpočtovou simulací). Zde se projevil rozhodující vliv doby žhání na šířku pásem, ovlivněných redistribucí uhlíku. Delší časy ohřevu, zvolené pro laboratorní teplotní režimy, tak umožnily zviditelnění strukturních změn při zachování jejich charakteru. Proto lze předpokládat lokální nárůst obsahu uhlíku v bainitické oceli na rozhraní i u provozního teplotního režimu – při podstatně menším dosahu redistribuce [4].

Vzhledem k povaze lité oceli byla rovněž studována otázka možného nežádoucího vlivu případných licích vad v bainitické oceli v bezprostřední blízkosti rozhraní pod celkovou tepelnou expozicí – tj. od procesu svařování spolu s dodatečným ohřevem. Ve zmíněných oblastech byly pozorovány pouze ojediněle licí vady, charakteristické pro danou ocel- mikroskopické staženiny - viz **obr. 12**.

Další typ nehomogenity mikrostruktury bainitické oceli Lo8CrNiMo byl pozorován pouze u skupiny vzorků, odebraných ze stojiny kolejnice - místní výrazné zhrubnutí bainitických jehlic (**obr. 13**). Aplikované parametry technologie svařování tedy vedly k přehřátí bainitické struktury v oblasti paty, tj. části profilu, kde minimální objem oceli způsobuje odpovídající minimální odvod tepla z tepelně ovlivněné oblasti svaru. Uvedené strukturní efekty se objevují pouze lokálně a není předpoklad, že by měli významný vliv na jakost svarového spoje.



**Obr. 12** Oxidy v mikro dutinách lité oceli (zv. 100x)  
**Fig. 12** Oxides in the microvoids of the cast steel (Magn. 100x)



**Obr. 13** Lokální zhrubnutí bainitu (zv. 50x)  
**Fig. 13** Locally coarsened bainite (Magn. 50x)

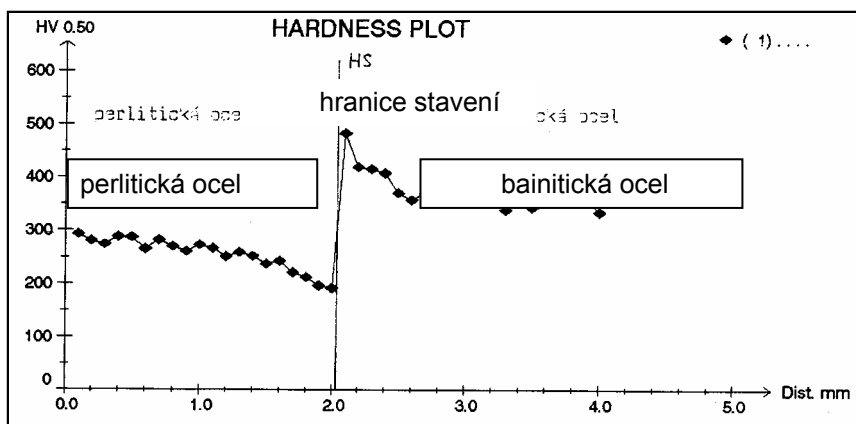
## 5. Souhrné hodnocení tvrdosti

Kvantitativní posouzení studovaného vlivu jednotlivých režimů teplotního zatížení na stabilitu rozhraní umožňuje vyhodnocení lokálních změn tvrdosti. Gradient výchozího stavu tvrdosti na rozhraní, uvažovaný jako měřítko oduhličení, umožnil odděleně posoudit působení technologie svařování od vlivu dodatečného ohřevu.

Pro posouzení možných rizik, spojených s technologicky předepsaným teplotním působením (680°C) na odporové svařené kolejnicové profily lze vyjít s poznatků experimentálního teplotního zatížení a jejich srovnání s analýzami materiálu po přímé provozní exploataci. Přitom u experimentálního žhání byly vyvolané výraznější změny základních materiálů – což odpovídá době ohřevu. Na straně perlitické oceli je zde efekt spojen s globularizací perlitického cementitu (u provozního zatížení si zachovává lamelární charakter); u bainitické lité oceli došlo k popuštění jednotlivých strukturních složek. Vzhledem k tomu, že struktura lité oceli je již ve výchozím stavu heterogenní, vliv teplotního působení se v jednotlivých mikroobjemech liší – vyšší míru popuštění lze uvažovat u martenzitické složky v mezidendritických prostorách (při odpovídajících rozdílech v obsahu legujících prvků, popřípadě i uhlíku).

Provedená měření dále ukázala na pozvolný pokles tvrdosti oceli UIC 900A v pásmu o tloušťce cca 0,5 mm od svarového spoje, dále odpovídající nárůst tvrdosti bainitické oceli těsně u rozhraní. Naměřené změny tvrdosti odpovídají očekávanému charakteru přerozdělení uhlíku, tj. predikci dle aplikovaného software pro difúzní procesy ve svarovém spoji při dodatečném tepelném působení.

Rovněž výsledky hodnocení vzorků po přímém provozním ohřevu (**obr. 14**) potvrzují působení redistribučních procesů, jako zdroje popsanych metalografických efektů.



**Obr. 14** Gradient tvrdosti po přímém provozním ohřevu – hlava kolej. profilu

**Fig. 14** The hardness gradient after the direct operational heating rail head

## 6. Závěry, diskuse dosažených výsledků

Budeme-li vycházet z uvedené konfrontace - vzorků, sloužící jako etalon vs. provozně ohříváné svarové spoje při rovnání svařenců, můžeme vyvodit následující poznatky :

K pozorovanému oduhličení kolejnicové oceli UIC 900A v pásmu přilehlém linii stavení došlo následkem dodatečného ohřevu při rovnání svařenců (vzorky prezentující výchozí stav nevykazovaly oduhličení tohoto rozsahu)

Výrazné navýšení tvrdosti na straně bainitické oceli můžeme za podpory experimentů (680°C/5hod.) rovněž spojit s přerozdělením uhlíku. Karbidické pásmo – dokumentované u experimentálního režimu - za působení provozního ohřevu nebylo pozorováno. Na základě metalografického hodnocení lze zpevnění spojit s výskytem martenzitického pásma.

Přítomnost martenzitické fáze na rozhraní svědčí o překročení transformační teploty při provozním ohřevu. Přitom ke transformaci na martenzit dochází již za podmínek lokálně změněného chemického složení styčného pásma ocelí. Redistribuce uhlíku tedy vytváří podmínky pro nežádoucí změny struktury na rozhraní a v souvislosti s odpovídajícím poklesem tažnosti může vést ke snížení jakosti svarového spoje.

Jako další efekt přídavného teplotního působení je možno označit odstranění původně zhrubnuté mikrostruktury od procesu svařování, tj. vyžihání perlitické kolejnice v okolí svarového spoje, kde je zrna mírně zjemněno i ve srovnání se strukturou ve vzdálenější oblasti. Opačný efekt, tj. zhrubnutí struktury, byl dohřevem vyvolán ze strany bainitické kolejnice. Současně ale nutno uvést, že se může jednat i o efekt „přehřátí“ přímo při odporovém svařování. U sady vzorků, představujících etalon pro hodnocení jednotlivých změn, tyto strukturální heterogenity nebyly pozorovány; současně ale nelze vyloučit jisté odchylky ve výchozím stavu struktury na konto technologie svařování.

Studium vlivů zbývajících experimentálních žíhacích režimů směřovalo k odhadu případného překročení předepsaných technologických parametrů ohřevu, kdy doba ohřevu je přizpůsobena potřebě metalografickému vyhodnocení.

V případě dlouhodobého ohřevu (580°C/17hod) je zřejmá především tendence k rozšiřování nauhličené oblasti - karbidického pásma na svarovém rozhraní; jako doprovodný efekt pak vyrovnávání lokálních heterogenit mikrostruktury lité oceli. Celkový charakter přerozdělení uhlíku na rozhraní, spolu s vlivem na strukturu perlitické oceli, se s dobou žihání (při odpovídajícím snížení teploty ohřevu) prakticky nemění.

U režimu 730°C/3 hod. došlo rovněž dle měření tvrdosti k vyvolání stejného charakteru přerozdělení uhlíku. Míra strukturálních změn v oblastech odlehlejších od svarového rozhraní přibližně odpovídá teplotnímu cyklu dle předepsané technologie ohřevu (680°C/5hod); celkový pokles tvrdosti je pod rozhodujícím vlivem doby žihání.

Poděkování: Tato práce byla realizována za přispění GAČR - z prostředků grantového projektu č.reg.101/04/0033 s názvem „Analýza mezních stavů povrchových vrstev temene kolejnice z hlediska kontaktního zatížení účinkem kolových sil při průjezdu kolejového vozidla“. Řešitelé děkují tímto Grantové agentuře České republiky za udělenou finanční podporu.

Lektoroval: Doc.Ing. Ivo Hlavatý, PhD.

Předloženo: 22.3.2004

### Literatura

1. HLAVATÝ I., FOLDYNA V., KÜBEL Z. *Technologie navařování kolejnic bez předeřevu. In: Proceeding of the 7th International Conference Technológia 2001.* Bratislava: Slovenská technická univerzita, Strojnícka fakulta, s. 599 – 602, (2001).
2. STRÁNSKÝ K. *Posouzení strukturní stability návarů kolejnicové oceli.* Realizační výstup grantového projektu GAČR r.č.106/95/1532
3. PILOUS V., LÖBL K., STRÁNSKÝ K. *Návary a svarové spoje konstrukčních ocelí.* Vodní stavby Praha a.s., Plzeň, s.451,(1983).
4. MAZANEC K., HYSPECKÁ L. *Fyzikálně metalurgické vlastnosti martenzitu ocelí.* Studie ČSAV, ACADEMIA, Praha 1983, s.172, t.č. 509-21-827

### Resumé

#### **STRUKTURNÍ A FÁZOVÉ ANALÝZY SVAROVÉHO SPOJE BAINITICKÉ KOLEJNICOVÉ OCELI**

Eva SCHMIDOVÁ

Práce řeší problematiku vlivů dodatečné teplotní expozice heterogenních svarových rozhraní v souvislosti s nasazováním nového typu kolejnicového materiálu do železničního provozu – bainitické oceli pro lité komponenty srdcovek. Na základě provedených výpočtů a simulací lokálních změn koncentrací uhlíku byla provedena řada experimentálních prací. Jejich vyhodnocení umožnilo predikci reálních degradačních mechanismů svarových rozhraní v závislosti na konkrétních podmínkách aplikovaných výrobních postupů, popř. dodatečného zatížení.

### Zusammenfassung

#### **STRUKTUR- UND PHASENANALYSEN DER SCHWEIßNAHT BEI DEM BAINATISCHEN GLEISSTAHL**

Eva SCHMIDOVÁ

Die Arbeit löst die Problematik der heterogenen Schweißnähte unter einer nachträglichen Wärmeeinwirkung im Zusammenhang mit dem Einsatz eines neuen Gleismaterialtypus (bainatischer Stahl) im Bahnverkehr. Die Versuchsreihe wurde anhand der durchgeführten Lokalveränderungsberechnungen und –simulationen durch Kohlenstoffkonzentration durchgeführt. Ihre Auswertung ermöglichte die Vorhersage der realen Degradationsmechanismen

Eva Schmidová:



der Schweißnähte in Abhängigkeit von konkreten applizierten Produktionsvorgängen, bzw. eines nachträglichen Belastung.

## Summary

### STRUCTURAL AND PHASE ANALYSES OF WELD JOINT ON RAIL BAINITIC STEEL

Eva SCHMIDOVÁ

The maintenance of the railway steel requires enormous money expended throughout the world. The biggest wearing-out of the rail material for tramway and railway transport is found on the exposed places of the lines, i.e. on the foot of the rail, outer track curve, crossings, switch blades, stock rails of a switch, frogs, guide rails, the braking and starting sections in the immediate surroundings of stations and so on. The rails are stressed in this way just after their installation on the line, namely in the intensity corresponding to the type and frequency of the traffic.

Consequently, the damaged of a rail or wheel can appear at the better case, and derauling of a vehicle at the worst one. The cause can be the worn rail or wheel flange with getting worn over the permitted tolerance.

But there is even possible a more rational method of increasing the permanent way service life to take into consideration: applying the new bainitic steel on the exposed functional sections of switches. 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 new steel is slightly higher than a value of hardness of the standard material.

The paper deals with a study of most relevant problems of physical metallurgy representing the evaluation of the weld joint structural stability. The bainitic steel versus standard pearlite material represent eventual joint of different structural bases (ferrite/bainite) 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.

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 the technological process for flash but welding, the work carried out the structural stability evaluation for the welded boundary between the two welded steels.

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 welding.

The presented necessary metallographic and chemical analyses were supported with microhardness measurement after the experimental annealing regimes on welded boundaries. 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 railway steel quality increase are submitted in the paper. The achieved results showed the high concentration step (during the up hill diffusion) on weld joint bainitic steel welded with the material UIC 900A for the service application of heating on 680°C.