

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

Fakulta strojního inženýrství

Ing. Eva Schmidová

**ZVYŠOVÁNÍ UŽITNÝCH VLASTNOSTÍ
KOLEJNICOVÉHO MATERIÁLU**

**ENHANCEMENT OF UTILITY PROPERTIES
OF THE RAIL MATERIAL**

ZKRÁCENÁ VERZE PHD THESIS

Obor: Fyzikální a materiálové inženýrství

Školitel: Prof. Ing. Jiří Švejcár, CSc.

Oponenti: Prof. Ing. Ivan Hrivňák, PhD. DrSc. Dr.h.c. EWE

Prof. Ing. Karel Stránský, DrSc.

Ing. Václav Foldyna, DrSc.

Datum obhajoby: 28.6.2002

KLÍČOVÁ SLOVA

kolejnicové materiály, technologie navařování, heterogenní svarové spoje, strukturní stabilita, provozní odolnost, deformační zpevnění

KEY WORDS

rail materials, welding technology, heterogenous welded joints, structural stability, service reliability, deformation hardening

MÍSTO ULOŽENÍ PRÁCE

oddělení pro vědu a výzkum FSI VUT v Brně

© Eva Schmidová, 2002

ISBN 80-214-2209-2

ISSN 1213-4198

OBSAH

1 ÚVOD.....	5
2 VYMEZENÍ SLEDOVANÉ PROBLEMATIKY A JEJÍ SOUČASNÝ STAV... 5	
2.1 Specifikace problému.....	5
3 CÍLE PRÁCE	8
4 NÁVRH NOVÉ TECHNOLOGIE A JEJÍ CHARAKTERISTIKA.....	8
5 CHARAKTER A OBSAH EXPERIMENTÁLNÍ ČÁSTI.....	9
6 TECHNOLOGIE NAVAŘOVÁNÍ.....	11
6.1 Technologie ručního navařování.....	11
6.2 Technologie automatického navařování	12
7 STUDIUM STRUKTURNÍCH ZMĚN NAVAŘOVANÝCH VRSTEV	13
7.1 Strukturní stabilita austenitického návaru.....	13
7.1.1 Výpočet tendence přerozdělení uhlíku na hranici ztavení jednotlivých kombinací aplikovaných ocelí.....	14
7.1.2 Experimentální posouzení.....	15
7.2 Charakteristika typických strukturních heterogenit jednotlivých vrstev	18
8 EXPERIMENTÁLNÍ ANALÝZY MECHANIZMU A ROZSAHU ZPEVNĚNÍ	20
9 PROBLEMATIKA OPAKOVANÉ REPROFILACE PO OPOTŘEBENÍ PROVOZEM	21
10 ANALÝZA NESTACIONÁRNÍHO TEPLOTNÍHO POLE PŘI NAVAŘOVÁNÍ	23
10.1 Rozbor teplotního pole.....	23
10.1.1 Orientační výpočet.....	23
10.1.2 Simulační výpočet teplotního pole metodou konečných prvků	25
10.1.3 Vyhodnocení výsledků provedených výpočtů.....	25
11 SHRNU TÍ DOSAŽENÝCH VÝSLEDKŮ, CHARAKTERISTIKA NAVAŽUJÍCÍ PROBLEMATIKY A ZÁVĚRY.....	27
Literatura	29

1 ÚVOD

Nedílnou součástí vývoje kolejové dopravy je v souvislosti se současnými trendy zvyšování přepravních rychlostí a zatížení otázka provozní odolnosti exponovaných součástí kolejového svršku.

Kolejnicové oceli používané v Evropě jsou standardizovány podle UIC 860-0, kde jsou jednotlivé jakosti prezentovány minimální zaručovanou pevností v závislosti zejména na obsahu uhlíku. Prosazované zvyšování provozní únosnosti vychází ze dvou nosných kritérií – a to na jedné straně ze skutečnosti, že jako převažující složka opotřebení v systému kolo-kolejnice vystupuje vedle abraze především kontaktně únavové namáhání a na straně druhé z požadavku dobré svařitelnosti. Proto v současné době není preferováno ovlivňování jakosti na konto dalšího zvyšování obsahu uhlíku. Uplatňuje se mikrolegování nebo různé provedení tepelného zpracování s cílem pozitivně modifikovat charakteristickou strukturu lamelárního perlitu [1].

Perlitická struktura představuje limit pro pevnost cca 1350 N/mm^2 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.

2 VYMEZENÍ SLEDOVANÉ PROBLEMATIKY A JEJÍ SOUČASNÝ STAV

2.1 Specifikace problému

Provozní zatížení ve stykové ploše kontaktu kola a kolejnice znamená pro aplikovaný materiál řadu specifik, ze kterých je nutno vycházet při hledání optimální kombinace mechanických vlastností zatěžovaného objemu. Povrchový tok oceli spolu s kontaktním napětím v podstatě nepřetržitě produkují drobné povrchové trhliny orientované pod malým úhlem k povrchu hlavy kolejnice. Tyto trhliny jsou v případě jejich růstu v radiálním směru pak zdrojem typických provozních defektů.

Principiálním faktorem, který rozhodne, zda malé povrchové trhlinky přejdou v souvislou příčnou trhlinu, limitně vedoucí až k lomu kolejnice napříč profilem, nebo zda budou odstraněny příčnými a podélnými složkami třecích sil pojezdu, bude rovnováha mezi rychlostí šíření defektu a množstvím kovu odstraněného opotřebením a oxidací [2].

Uvažovaná metodika zvyšování jakosti vybraných kolejnicových profilů jejich navařováním znamená ve své podstatě náhradu původní perlitické oceli (při omezených možnostech vhodné modifikace jejích vlastností) vysocelegovaným austenitickým materiálem. To na jedné straně znamená možnost rozhodující změny mechanických vlastností přímo ve vybraných kritických objemech kolejnicových profilů, kdy navařený materiál na bázi austenitu přináší výhodné kombinace houževnatosti, pevnosti a korozní odolnosti. Na druhé straně ale daná technologie přináší i řadu materiálově-technologických problémů. Tyto problémy jsou spojeny

s vytvořeným svarovým rozhraním, a to především v souvislosti se strukturální heterogenitou vytvořeného spoje - perlitický základní materiál kolejnice vs. austenitický přídatný materiál.

2.2 Stávající kolejnicové materiály

V současné době patří mezi nejpoužívanější kolejnicové materiály oceli na bázi C-Mn, jejichž mechanické vlastnosti, zejména pak odolnost proti opotřebení, odpovídá pevnostním stupňům, odvozeným od obsahu uhlíku. Evropský standard odpovídá vzhledem k chemickému složení i deklarovaným mechanickým vlastnostem - jakostem podle BS (pro Británii) a AREA (pro USA a Kanadu), kdy kategorie vývojově starších typů jsou v podstatě srovnatelné s u nás původně vyráběnými tradičními značkami oceli s označením ČSD (*tab. č. 1*).

V roce 2001 byl představen nový evropský standard pro kolejnice pod označením EN 13674-1, který by měl v nejbližší době nahradit původní zmiňované předpisy UIC. Podle navržené kategorizace nejsou kolejnicové oceli dále indikovány podle tahové pevnosti, ale tvrdosti podle Brinella, z důvodu přímého vztahu k odolnosti proti opotřebení. Přitom původní jakosti ocelí jsou do nového standardu převáděny s minimálními změnami v chemickém složení [3].

V současnosti se u standardních kolejnicových ocelí neaplikuje žádné tepelné zpracování, kolejnice jsou samovolně rovnoměrně ochlazovány na vzduchu. Materiálový vývoj je v našich podmínkách v současnosti orientován do dvou hlavních směrů [4, 5]:

◆ *Vývoj mikrolegování kolejnicových ocelí vanadem, resp. vanadem a dusíkem*

Tyto oceli v důsledku precipitačních účinků karbonitridů vanadu kromě zvýšených úrovní meze kluzu a meze pevnosti (s minimem v rozsahu 1100 až 1200 N/mm²) mají příznivější úroveň lomové houževnatosti a obecně křehkolomových charakteristik.

◆ *Vývoj kolejnic s velmi jemnou perlitickou strukturou*

Vývoj těchto ocelí není orientován cestou tepelného zpracování, ale změnou chemického složení - legováním na bázi Cr a Mo. Mikrostruktura je tvořena jemným perlitem, který ztrácí lamelární charakter a má morfologii odpovídající hranici bainitické přeměny.

Vedle standardů a uvedených hlavních vývojových směrů jsou v tuzemsku v současné době vyráběny rovněž kolejnicové oceli podle požadavků zahraničních norem, jako AREA 300 (0,7%C, 0,4%Cr, do 1%Mn) a materiály pro specifické použití z tříd středně až vysokolegovaných ocelí (například kalené kované jazyky z materiálu 15 260.8).

Na části kolejového svršku s vysokou požadovanou odolností proti opotřebení (především srdcovky kolejových výhybek) se v rostoucím rozsahu používá manganová austenitická ocel (UIC 866 – *tab. č. 1*). Ocel je zpevnitelná tvářením za studena a zachovává si výbornou houževnatost i při velmi nízkých teplotách. Náklady na její výrobu a následné svařování s náběžnými kolejnicemi jsou však ve

srovnání s oceli na bázi Mn-C výrazně vyšší, což zužuje aplikaci uvedené oceli v kolejových tratích.

V současnosti se provozu prosazuje vývojový bainitický materiál. Jedná se o litou legovanou ocel (Lo8CrNiMo), která ve srovnání s vysokouhlíkovými kolejnicovými oceli představuje výhodnou kombinaci zvýšené provozní odolnosti při vyhovující svařitelnosti. Materiál je určen především pro výrobu monobloků srdcovek, tj. jako vhodná náhrada manganových austenitických ocelí.

Ve vývoji kolejnicových materiálů z pohledu evropských, resp. světových trendů je možno rozlišit tyto směry :

- ◆ použití tepelného zpracování hlav kolejnic
- ◆ výroba mikrolegovaných kolejnic
- ◆ vývoj kolejnicových materiálů na bázi bainitické mikrostruktury

Tab. 1 Typy standardních kolejových materiálů

Typ	Chemické složení [hm%]				Rm [MPa]	A [%]
	C	Mn	Si	Cr		
UIC 700-75 ČSD Vk	0,40-0,60	0,80-1,25	0,05-0,35	-	680-830	min. 14
UIC 900 A-85 ČSD Vk	0,60-0,80	0,80-1,30	0,10-0,50	-	880-1030	min. 10
UIC 900B-95 ČSD Vk	0,55-0,75	1,30-1,70	0,10-0,50	-	880-1030	min. 9
UIC 1100- 110 ČSDVkCrMn	0,60-0,80	0,80-1,30	0,30-0,90	0,80-1,30	min.1080	min. 9
UIC 1100 *) CrMoV	0,60-0,80	0,80-1,30	0,30-0,90	0,80-1,30	min.1080	min. 9
UIC 866	0,90-1,30	11,0-14,0	0,40	-	670	min. 40

*) V 0,04 – 0,06%; Mo 0,10 – 0,20%

3 CÍLE PRÁCE

Cílem této disertační práce je celková analýza možnosti zvýšení životnosti exponovaných úseků kolejového svršku jeho navařením materiálem o vyšší provozní odolnosti.

Těžištěm práce je experimentální ověření navržené technologie a analýza doprovodných mechanismů. Záměrem je popis možných vyvolaných procesů a vymezení jejich reálných účinků, vedoucí k predikci nežádoucích vlivů na provozní odolnost návarů. To vyžaduje následující konkrétní okruhy prací :

- ◆ Teoretické prošetření svařitelnosti daných typů ocelí, tzn. na základě dostupných závislostí mezi materiálovými a technologickými parametry vymezit vlivy aplikovaného tepelného cyklu na jakost materiálu v oblasti pojezdové plochy.
- ◆ Návrh optimální kombinace návarový kov vs. parametry navařování pro zabezpečení svarového spoje vyhovující jakosti, a to pro variantu ručního i automatického navařování (plný nebo trubičkový drát, resp. elektroda pro ruční navařování).
- ◆ Ověření možnosti aplikace metody automatického navařování bez přehřevu.
- ◆ Ověření strukturní stability austenitického návarového kovu v daných podmínkách.
- ◆ Studium mechanismu a rozsahu zpevnění konkrétního návarového materiálu.
- ◆ Analýzu tepelného cyklu jako zdroje nestacionárního teplotního a následně napětového a deformačního pole v ovlivněných objemech navařovaných profilů.

4 NÁVRH NOVÉ TECHNOLOGIE A JEJÍ CHARAKTERISTIKA

Jako možná cesta prodloužení životnosti kolejového svršku byla navržena technologie navařování exponovaných funkčních ploch limitované délky cestou jejich navaření ještě před uvedením do provozu.

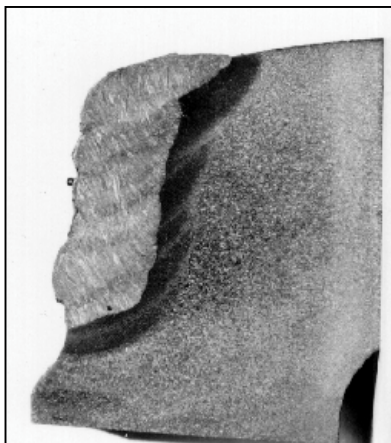
To umožňuje navařování v dílenských podmínkách a tedy aplikaci řady technologických opatření jako např. přehřev, řízené ochlazování, nebo ochranný plyn.

Technické provedení

Na základě znalostí průběhu opotřebení tramvajových kolejnic v provozu se ve vybraných úsecích vyfrézuje drážka v místě pojezdové hrany hlavy kolejnice. Do připravené drážky je poté navařen potřebný počet vrstev materiálu na bázi austenitu (*obr. 1*). Jejich vysoká houževnatost, odolnost proti korozi a výskytu defektů ve svarovém kovu, spolu se schopností deformačního zpevnění v provozním zatížení, představuje výhodnou kombinaci vlastností z hlediska druhů opotřebení, typických pro kontakt kolo - kolejnice. Po opracování navařeného úseku na požadovaný profil

(broušením, resp. hoblováním) je dosaženo vysokých hodnot tvrdosti návaru jeho následným zpevněním plastickou deformací za studena.

Jako základní materiál jsou uvažovány žlábkové kolejnice profilů a jakostí, daných konkrétní sérií navařovaného úseku a to v rámci sortimentu běžně se vyskytujících kolejnicových ocelí (**tab.č.1**).



Obr. 1 zv. 2x
Profil drážky, makrostruktura
návaru

5 CHARAKTER A OBSAH EXPERIMENTÁLNÍ ČÁSTI

Rozsah experimentální části je dán charakterem vytvořeného svarového spoje, kdy nároky na jakost provedení jsou spojeny s protichůdnými požadavky, které je možno shrnout jako:

- zabezpečení potřebné rezervy houževnatosti v TOO

- zamezení nadměrného promíšení návaru se základním materiálem

- zachování strukturní stability austenitického návaru při značné teplotní expozici v průběhu navařování

Pro danou aplikaci je uživatelsky nejatraktivnější technologie navařování bez přehřevu. Při **ručním navařování** je vnesené teplo relativně nízké, proto je zde značné riziko vzniku zákalných strukturních složek v teplem ovlivněné oblasti kolejnice. Zároveň na tento překrytý objem materiálu tepelně působí i následující kladené housenky, jejichž účinkem může dojít k částečnému popuštění případné martenzitické struktury. Při aplikaci metody **automatického navařování** pod tavidlem je vnesené teplo relativně vysoké (ve srovnání s ručním navařováním nebo navařováním automatem při použití ochranného plynu) při výhodné míře ochrany proti odvodu tepla po navaření. Je proto možné při optimální volbě technologických parametrů (proud, napětí, rychlost navařování) uvažovat i variantu, kdy značná tepelná expozice rozhodující mírou ovlivní podmínky při tuhnutí a ochlazování tepelně ovlivněné oblasti a zamezí vzniku nežádoucích strukturních složek.

Rozhodující vliv na jakost spoje může mít i provedení navařovaného materiálu. Podstatný rozdíl znamená ve srovnání s klasickým provedením - plný drát (resp.

elektroda pro ruční navařování) použití trubičkového drátu (resp. plněné elektrody u ručního navařování) s vlastní ochranou. Jedná se především o různé technologické parametry, dané odlišným principem odtavování a nanášení přídavného materiálu při tvarování navařovaného profilu. Vedle toho zejména navařování reálných profilů přináší řadu dalších spolupůsobících vlivů, které bylo nutno pro budoucí aplikaci zvážit a experimentálně ověřit.

Míra tohoto vlivu spolu s dosaženou jakostí přechodové oblasti je vyhodnocena experimentálně. Vstupní parametry navařování a úprav použitých profilů vycházely ze základní myšlenky navrhované cesty zvýšení provozní odolnosti kolejového svršku, tj. navaření v dílenských podmínkách, a to pouze vybraných nejexponovanějších částí.

Přehled prováděných zkušebních návarů:

- ◆ ruční navařování:
 - s mezivrstvou
 - elektrodou (OK 67.45, ϕ 4 mm) bez mezivrstvy
- ◆ automatické navařování:
 - trubičkou (Tubrodur 14.71, ϕ 1,6 mm) - bez ochranného plynu
 - pod tavidlem
 - plným drátem (Wegusta 1.4370, ϕ 2,4 mm) pod tavidlem
 - trubičkou (Tubrodur 14.71, ϕ 1,6mm) s vysokoteplotním přehřevem

Přehled chemického složení jednotlivých provedení návarového kovu, které byly v rámci experimentálních prací aplikovány, uvádí *tabulka č.2*.

Tab.č.2 Chemické složení aplikovaných přídavných materiálů [6], [7]

	C	Cr	Ni	Mn	Si
OK 67.45	0,10	18	8,5	6	0,5
OK Tubrodur 14.71 (ESAB)	0,07	19	8	6	0,5
FOX A7 (BÖHLER)	0,10	18,8	8,8	6,1	0,6
BMC (BÖHLER)	0,60	13,5	-	16, 5	0,8
A 234 (ESAB)	0,10	-	2,5	1,1	0,3
drát 1.4370 (Wegusta)	0,15	16,8	7,40	6	0,9

6 TECHNOLOGIE NAVAŘOVÁNÍ

6.1 Technologie ručního navařování

Přednostní uplatnění varianty ručního navařování se předpokládá ve tvarově náročných úsecích a profilech tratě, popřípadě pro nutné opravy již vyhotovených návarů.

Základním materiálem vstupního řešení byla zvolena kolejnicová ocel UIC 900A; austenitický návarový materiál prezentovala :

a) kombinace trubičky s vlastní ochranou, typ BMC-FD Böhler ($\varnothing 2,4\text{mm}$) *s mezivrstvou* provedenou elektrodou, typ FOX A7 Böhler ($\varnothing 5\text{mm}$).

b) pouze elektroda typu FOX A7 Böhler

Navržený trubičkový materiál se jeví ve srovnání s elektrodou jako velice výhodný pro vysokou výtěžnost návarového kovu při nižším proudovém zatížení (nižší úrovni promíšení se základním materiálem a současně vyšší úrovni výchozí tvrdosti a odolnosti návaru). Oproti tomu chromniklová ocel, nanášená v podobě obalené elektrody zde plní funkci houževnatější mezivrstvy, s vyšší odolností proti defektům v podnávarové oblasti i v samotném návaru.

Pro posouzení materiálových a technologických parametrů byla zkušebně navařena řada kolejnic, přičemž hlavní pozornost se soustředila na ovlivnění soudržnosti návaru se základním materiálem při různých teplotních režimech procesu navařování.

U sady vzorků, navařovaných bez přehřevu, se nevhodná kinetika ochlazování projevila vznikem defektů v tepelně ovlivněné oblasti - typu studených trhlin. Z provedených experimentů a jejich hodnocení tedy vyplynulo, že nejvhodnější je proces navařování s aplikací přehřevu v celkovém rozsahu 300 až 350°C. U varianty navařování s mezivrstvou vedlo k nejlepším výsledkům použití následního dohřevu, kde nebyla prokázána přítomnost defektů ani nežádoucích strukturních složek. Příklad konkrétní aplikace uvádí **obr. 2**.

Zřejmý byl pozitivní vliv postupného žíhání oblastí pod hranicí ztavení účinkem po sobě kladených housenek. Mikrostruktura vzorků s nižším přehřevem, resp. bez přehřevu svědčí o tom, že toto působení ale není dostatečnou zárukou potřebné houževnatosti ovlivněné oblasti, kromě toho neřeší oblast pod poslední housenkou na hlavě kolejnice.

Vstupní série experimentů ručního navařování nepotvrdila v literatuře uváděnou funkci mezivrstvy jako účinné hradby proti souvislé dendritické stavbě austenitu po celé výšce návaru [8]. Výhodné vlastnosti aplikovaného trubičkového drátu stojí u technologie navařování s mezivrstvou oproti nevýhodě značně pracnějšího provedení.

6.2 Technologie automatického navařování

Rozsah a zaměření experimentu směřoval k ověření vlivů :

- a) teploty předehřevu
- b) parametrů navařování na míru promíšení základního a navařovaného materiálu
- c) provedení navařované oceli spolu s kombinací ochranného režimu oblouku

Celkově byly vyhodnoceny tři technologické varianty:

- *technologie navařování trubičkou bez ochranného plynu*

- *technologie navařování trubičkou pod tavidlem*

- *technologie navařování plným drátem s použitím tavidla*

Výchozí navrhovaná výška předehřevu byla oproti zkušenostem z ručního navařování snížena o předpokládaný vliv zvýšeného tepelného působení při automatickém nanášení housenek - byl ověřován předehřev na teplotu 200-250°C.

Aplikovaný předehřev byl hodnocen jednak podle jeho vlivu na strukturu tepelně ovlivněné oblasti z hlediska změn houževnatosti, jednak podle morfologie austenitického návaru z hlediska jeho strukturní stability.

V daných podmínkách odvodu tepla se projevil interval předepsaných teplot jako nedostatečný. Tento tepelný deficit je možno nahradit pouze při automatickém navařování plným drátem pod tavidlem a to určitým maximálním tepelným příkonem, omezeným požadovaným minimálním promíšením návaru a základního materiálu.

Kritickou oblastí z hlediska houževnatosti přechodové oblasti je obdobně jako u ručního navařování obalenou elektrodou pásmo pod hranicí ztavení poslední kladené housenky. V místech vyústění přechodové oblasti do povrchu hlavy kolejnice převažoval podíl nepopuštěného martenzitu. V oblasti kořenové housenky se dostatečně uplatnil efekt popuštění tepelně ovlivněné oblasti následujícími housenkami.

V austenitické fázi návaru byly dokumentovány projevy místního promíšení s uzavřenými oblastmi martenzitu, bez znatelného vlivu na okolní strukturu a následně dosaženou tvrdost. V souvislosti s použitím předehřevu zde nebyly sledovány nežádoucí změny jak z hlediska velikosti a morfologie zrn, tak i z hlediska mikročistoty, popř. distribuce karbidů.

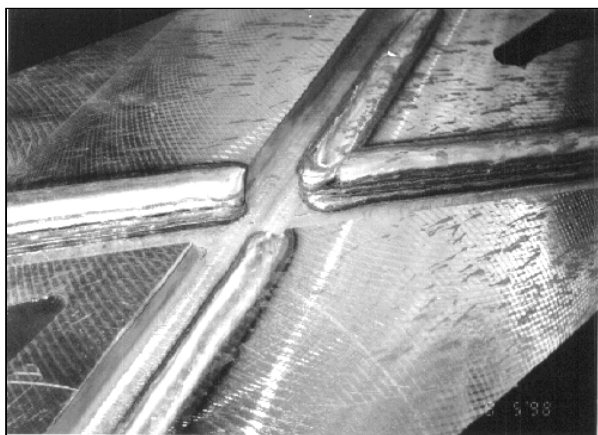
Vzhledem k tendenci menšího promíšení a současně vyšší výtěžnosti při aplikaci přídatného materiálu v provedení trubičky ve srovnání s plným drátem, byla pro úpravu profilů přednostně doporučena technologie navařování trubičkou OK Tubrodur 14.71 při předepsaném předehřevu 320-350°C. Jako druhá, v současnosti frekventovanější varianta byla vypracována technologie navařování plným drátem pod tavidlem.

Z obou variant navařování - ručního i automatizovaného - byly na základě deklarovaných výsledků vypracovány technologie, vhodné i na renovaci již

provozem opotřebených profilů kolejnic. Tyto technologie byly zaneseny do předpisu pro svařování T 1/2, jako technologické postupy:

- „Navařování kolejnic ručně elektrickým obloukem se středněteplotním předeřevem s mezivrstvou (technologíí firmy DT Prostějov, příloha č.27 uvedeného předpisu) - TPS 21

- „Navařování kolejnic drátem pod tavidlem bez předeřevu (technologíí firmy Jinpo plus, příloha č. 26 uvedeného předpisu) - TPS 20



Obr. 2
Navařené konkrétní úseky.

7 STUDIUM STRUKTURNÍCH ZMĚN NAVAŘOVANÝCH VRSTEV

7.1 Strukturní stabilita austenitického návaru

Z povahy aplikovaných přídatných materiálů vyplývá, že otázku strukturní stability je nutno posuzovat ze dvou hledisek :

A) Z hlediska stability samotné navařené austenitické oceli, kde se jedná o její odolnost proti difúzi uhlíku z interiéru na hranice zrn.

B) Z pohledu strukturní stálosti spoje základní materiál vs. návar, kde se mohou uplatňovat procesy přerozdělení intersticiálního uhlíku, popř. dusíku na heterogenním svarovém rozhraní [9].

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, kdy jsou materiály podrobovány 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 například potřeba oprav v provozu za dané teploty předeřevu, dále pak nemožno vyloučit překročení předepsaných teplotních limitů při samotném původním navařování vyfrézované pojezdové hrany. Rizikový faktor z tohoto pohledu představuje

zejména skutečnost, že se jedná o aplikace vícevrstevných návarů, kde opakované kladení navazujících housenek znamená značnou tepelnou expozici již navařených vrstev. K degradaci vlastností strukturně heterogenního spoje vede jak případná intenzivní redistribuce uhlíku z oceli uhlíkové do oceli legované, tak i opačná, tzv. „up-hill“ redistribuce z vysokolegované austenitické oceli do původního materiálu kolejnice.

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.

Vybrané, s danou problematikou související experimenty, byly provedeny především s cílem stanovit reálnou míru ovlivnění kritických oblastí. K tomu slouží metalografické pozorování, případně doložené EDS-analýzami navařených vrstev pro ověřované technologické varianty navařování – ve smyslu různých aplikovaných parametrů i provedení přídavného materiálu. Protože nejvyšší tepelný příkon lze očekávat u technologie navařování drátem pod tavidlem, lze za praktický limitní případ považovat vzorky, vyhotovené při záměrně vysoké hladině vneseného tepla uvedenou technologií (cca 14 kJ/cm).

Celkové posouzení strukturní stability se tak opírá na jedné straně o **stanovení a poznání kritických mezí teplotního ovlivnění**, vedoucích až k vyvolání nežádoucích efektů; na druhé straně o **praktické ověření reálných limitů**.

7.1.1 Výpočet tendence přerozdělení uhlíku na hranici ztavení jednotlivých kombinací aplikovaných ocelí

Provedené hodnocení vychází z aplikace originálního výpočtového programu [10], umožňujícího odhadnout tendence k redistribuci uhlíku ve svarech na podkladě chemického složení, zadané teploty, době izotermické prodlevy a známého strukturního stavu spojovaných ocelí.

Předpokladem vyhodnocení byl ostrý koncentrační skok substitučních prvků (Mn, Si, P, S, Cr a Ni), které se svařováním nepřerozdělují; dále pak, že jediný prvek, k jehož redistribuci dochází, je intersticiální uhlík. Dále se předpokládalo, že k redistribuci dochází při izotermické prodlevě svarového spoje, přičemž bylo výpočtově simulováno přerozdělení uhlíku pro následující parametry izotermického žíhání [teplota/doba žíhání] :

◆ 1000°C/5 hodin, 700°C/15 hodin,

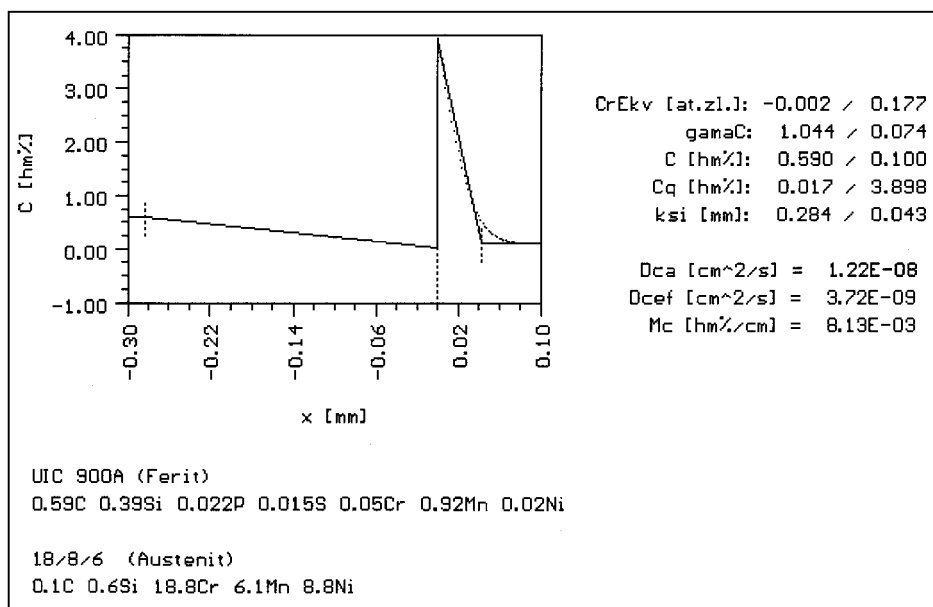
a rozhraní svarového kovu :

◆ UIC 900A ~ Cr/Ni/Mn, UIC 900A ~ Mn/Cr, Cr/Ni/Mn ~ Mn/Cr.

Výsledky hodnocení prokázaly, že rozhraní různých strukturních fází, tj. ferit/austenit mají tendenci k obrácené – „up hill“ redistribuci uhlíku. Nejvyšší koncentrační skok lze očekávat u spoje základní materiál UIC 900A vs. návar Mn/Cr a to při teplotách v okolí 700°C. Rozhraní samotných návarových vrstev

představuje spojení stejné strukturní báze (austenit/austenit) s difuzí uhlíku na rozhraní ve směru gradientu koncentrace.

Z provedených experimentů ale vyplývá, že podstatný vliv na míru vzájemného působení materiálů na svarovém rozhraní má plocha jejich kontaktu, která je největší mezi první housenkou a základním materiálem. Proto ve srovnání s plochou kontaktu materiálu Mn/Cr s kolejnicovou ocelí se jeví jako kritické rozhraní ocelí Cr/Ni/Mn (první housenka) a UIC 900A a to při zmiňované teplotě cca 700°C - (*Obr. 3*).



Obr.3

Kritický koncentrační skok pro spoj UIC 900A vs. Cr/Ni/Mn pro režim žhání 700°C/15hod.

7.1.2 Experimentální posouzení

Na základě výsledků posouzení strukturní stability jednotlivých kontaktních oblastí aplikovaných materiálů prostřednictvím výpočtového programu byly stanoveny parametry navazujících experimentů pro verifikaci předpokládané tendence k redistribuci uhlíku.

Technologií automatického navařování plným drátem pod tavidlem byly navařeny dva kusy profilů kolejnicové oceli UIC 900A; tepelný režim experimentálního žhání simuloval exploataci při teplotní hladině, odpovídající provedeným výpočtům, tj :

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

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

Pro posouzení vyvolané úrovně a charakteru redistribuce uhlíku v jednotlivých svarových rozhráních byly oba vzorky hodnoceny z hlediska strukturních změn a odpovídajících změn tvrdosti.

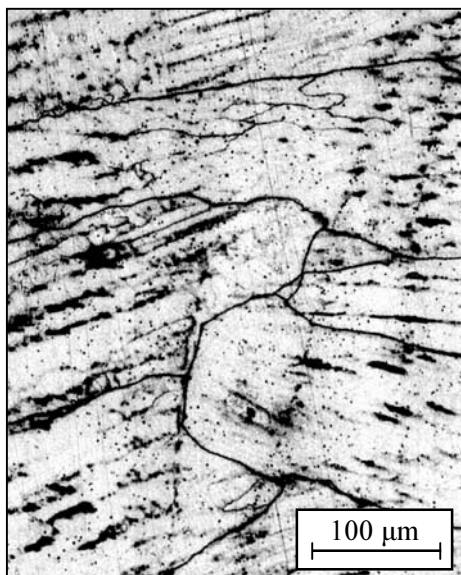
Metalografické hodnocení

Dlouhodobý ohřev na teplotu 1000°C vedl v návaru především k disperznímu zpevnění, doprovázenému snížením kohezní pevnosti hranic zrn vlivem vyloučených karbidů. Heterogenity, pozorované v návaru, měly výrazně mezidendritický charakter po celé ploše metalografického výbrusu (**Obr. 4**). Experimentální vysokoteplotní působení se zde projevilo

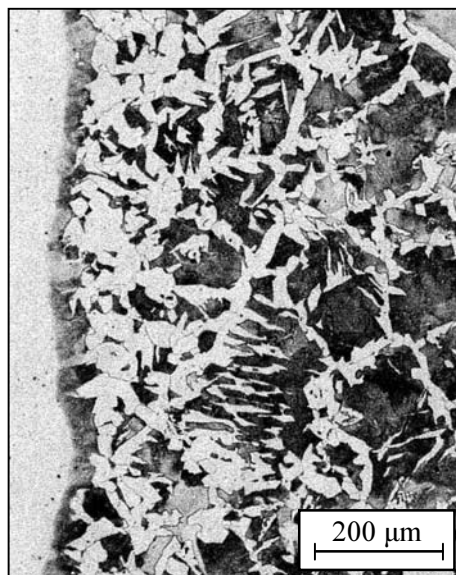
- ◆ v mikroskopických strukturních heterogenitách, kdy difúzní přerozdělení uhlíku vedlo ke vzniku bainitu,
- ◆ ve značném obsahu karbidů, vyloučených místy plošně v interiéru austenitických zrn, místy přednostně na jejich hranicích.

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 základního materiálu), tvořícího síťoví na hranici zrn perlitu, místy se sklonem ke tvorbě Widmannstättenovy struktury (**Obr.5**). Současně došlo k odstranění původních strukturních změn, které zviditelňovaly oblast tepelného ovlivnění od navařování.

Kontrastně k tomu po žihání režimem 700°C/15hod tepelně ovlivněnou oblast kolejnicové oceli tvořil výrazně zjemněný perlit, převážně sferoidizovaný vlivem dlouhodobého žihání. Rovněž v oblasti neovlivněné návarem se silně projevil efekt vyžihání původně čistě lamelárního perlitu, který byl převážně nahrazen perlitem zrnitým. Směrem ke hranici ztavení narůstal podíl feritu; v oblasti bezprostředně pod návarem je možno místy strukturu označit za čistě feritickou, kde byl ale rozměr zrn výrazně větší.

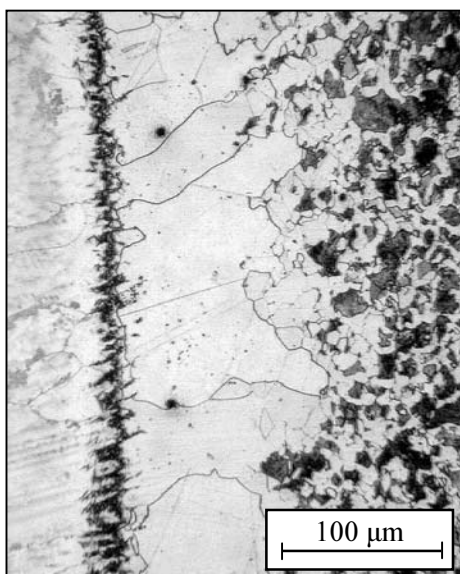


Obr.4 *zv.100x*
Struktura hlavové housenky po žihání režimem 1000°C/ 5 hod.



Obr.5 *zv.100x*
Svarové rozhraní po žihání režimem 1000°C/ 5 hod.

Na původním strukturním rozhraní perlit/austenit se v oblasti zvýšené koncentrace uhlíku vytvořilo pásmo, tvořící mezivrstvu mezi spojovanými materiály (**obr. č.6**). Jeho jehlicovitá morfologie, spolu s přiřazením fáze, odpovídající cca padesátiprocentnímu promíšení podle Schaefflerova diagramu může vést k předpokladu, že se jedná o pásmo bainitické mikrostruktury, dekorované značným množstvím vyloučených karbidů. Detailnější pohled na sledované pásmo ale jednoznačně potvrdil výsledky citovaných simulačních výpočtů, ze kterých vyplývá, že mezivrstva je při uvedených teplotách tvořená výlučně karbidickou fází, která vrůstá do austenitu návarové oceli v preferovaných směrech, určených krystalografickou orientací austenitické matrice – **obr. 7**.



Obr.6 zv.100x
Svarové rozhraní po žíhání
režimem 700°C/15 hod.



Obr.7 zv.6000x
Detail pásma na rozhraní,
tvořeného velice jemnými karbidy

Oblast je tedy na základě výsledků obdobných experimentů možno označit jako zpevněnou částečně koherentními až nekoherentními karbidy typu $M_{23}C_6$, [11]. Toto pásmo kopíruje linii ztavení základního a návarového materiálu při navařování, tj. oblasti zvýšeného obsahu uhlíku v návaru již před žíháním.

Vytvořený svarový spoj představují materiály s podstatnými rozdíly teplotní roztažnosti, tzn. při chladnutí spoje po navaření jsou zdrojem vysokých vnitřních napětí. Tato napětí na rozhraní ocelí následně relaxují plastickou deformací v uvedené odpevněné zóně – místy až čistě feritickém objemu původně perlitické kolejnicové oceli. Přerozdělením uhlíku precipitačně odpevněný a v následující fázi plasticky deformovaný materiál má vyšší volnou energii, a proto je i méně stabilní než sousední zpevněné oblasti. Přechod 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 zrny,

kteře mají tendenci růst ve směru kolmém na rozhraní, tj. proti směru difúzního toku uhlíku [12] (*Obr.6*).

Hodnocení změn tvrdosti

Prerozdělení uhlíku vedlo během izotermického žíhání k disperznímu a precipitačnímu odpevnění oceli UIC 900A (z původních cca 246 HV_{0,5} na cca 155 HV_{0,5}) a k intenzivnímu precipitačnímu zpevnění austenitické oceli 18/8/6 (na max. cca 449 HV_{0,5} ve srovnání s hodnotou cca 260 HV_{0,5}). Podle dostupných výsledků experimentů se svarovými spoji obdobného chemického složení je v zóně ztavení u obou ocelí tendence k precipitaci karbidů typu M₃C a M₇C₃ na straně feritické matrice, zatímco v austenitické matici karbidů typu M₂₃C₆. Součastně je austenit zpevněn intersticiálně.

Funkční závislost „distribuční křivka rozdělení uhlíku – průběh mikrotvrdosti“ [13] byla využita ke orientačnímu posouzení změn tvrdosti pro známe přerozdělení uhlíku.

Shrnutí výsledků

Uvedené experimentálně vyvolané strukturní heterogenity tedy charakterizují možnou degradaci struktury a následně vlastností svarového spoje. Vyhodnocování jednotlivých technologických variant navařování bylo prováděno s ohledem na tato pozorování; v žádné z experimentálně ověřovaných variant nebyly tyto tendence pozorovány. Dále bylo prokázáno, že navrhovaná aplikace přináší reálně riziko porušení v souvislosti s lokálními změnami původního obsahu uhlíku pouze následkem nadměrného promíšení základního a navařovaného materiálu přímo v procesu navařování.

Pro zvýšení strukturní stálosti spojů typu ferit/austenit se doporučuje pro případy dlouhodobé teplotní expozice aplikace mezivrstvy mezi obě oceli a to z materiálu o minimální rozpustnosti uhlíku, tj. jako *difúzní bariéry*. Od této vrstvy se zároveň požaduje, aby se součinitel teplotní roztažnosti nacházel mezi spojovanými ocelmi (tj. mezi feriticko-perlitickou a austenitickou ocelí) a vrstva tak zároveň umožňovala snazší relaxaci vznikajících pnutí. Jako technické řešení uvedeného problému se nejčastěji aplikují mezivrstvy vyhotovené z elektrod na bázi niklových slitin.

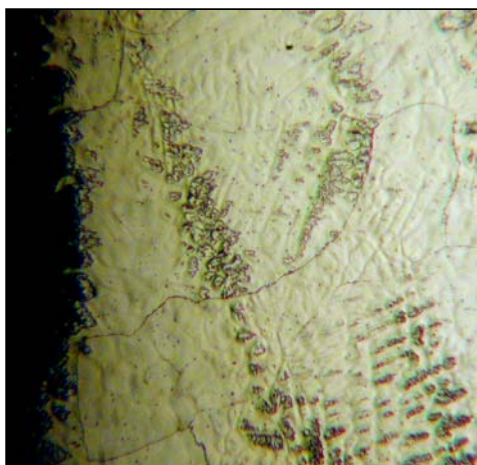
7.2 Charakteristika typických strukturních heterogenit jednotlivých vrstev

Hodnocení jednotlivých technologických variant navařování umožnilo definovat charakteristické tendence strukturních změn návarových vrstev.

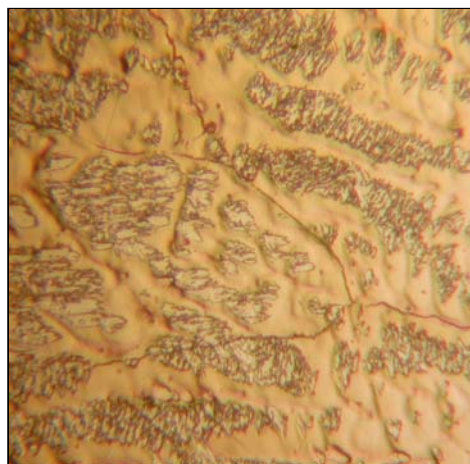
Pro metody navařování, spojené s nízkou úrovní tepelného příkonu, jsou typické pouze lokální odchylky austenitického slohu nanášených vrstev. Tyto odchylky je možno na základě metalografických šetření jednoznačně označit za důsledek pásmového odmíšení. Prokazuje to charakter vyloučení uvedených strukturních nehomogenit, a to v pásmech kolmých na krystalizační frontu [14] (*Obr.8*); obdobný

efekt byl dokumentován u distribuce nečistot. Ve všech sledovaných případech se jednalo o bainitickou strukturu, pozorovanou spíše ojediněle a v množství, které neznamená podstatné snížení houževnatosti vrstev.

Metody navařování, spojené s vysokou úrovní tepelného příkonu vedly k rozsáhlejší odchyilkám austenitické struktury vrstev. Typickým doprovodným prvkem většího rozsahu odlišné mikrostruktury je úplně rozdílný charakter vyloučení těchto heterogenit – tj. ve směru krystalizační fronty, kdy tyto oblasti kopírují dendritickou stavbu housenek (**Obr.9**).



Obr. 8 zv. 500 x
Pásmové vyloučení strukturních nehomogenit v návaru, vyhotoveném technologií ručního navařování



Obr. 9 zv. 500 x
Mezidendritické vyloučení strukturních nehomogenit v návaru, vyhotoveném technologií automatem pod tavidlem

Z výsledků podrobnějšího studia pozorovaných strukturních změn lze vyjmout následující :

- ◆ *Bainitická mikrostruktura* vzniká v proměnlivém rozsahu v celém objemu první navařené vrstvy – jako důsledek odmíšením legujících prvků v průběhu tuhnutí.
- ◆ *Martenzitická struktura* v objemu navařených vrstev je vázaná přednostně na hranici ztavení první a druhé housenky. Ze srovnání struktur řady experimentálních vzorků, vyhotovených při různé výšce vneseného tepla vyplývá, že tloušťka pozorované vrstvy martenzitu odpovídá tloušťce oceli, natavené při navařování druhé housenky. Jako druhý charakteristický prvek výskytu martenzitické vrstvy je možno označit jeho přednostní vyloučení v mezidendritických prostorách, tj. mikroobjemech, kde byla sledována tendence k tvorbě bainitu. To tedy vede k předpokladu, že mechanismus tvorby martenzitu je spojen s opětovným natavením předchozí navařené vrstvy; s ohledem na původní vyvolané chemické a potažmo strukturní heterogenity. Svou roli zde má i příspěvek napětí od objemových změn při tuhnutí. V objemu

první housenky byl martenzit pozorován pouze v návaznosti na oblasti zvýšené hustoty skluzových čar.

- ◆ Vliv dendritického odmíšení lze odhadnout z poměrných rozdílů chemického složení, sledujících fázové rozdíly. Konkrétně v mikroobjemech transformovaných na martenzit je poměrný obsah legujících prvků na cca poloviční úrovni oproti výchozímu složení návarového kovu. V okolní austenitické matici je obsah všech legujících prvků vyšší. Uvedený rozdíl je sice relativně nízký (cca o 1-2 hm.%), ale tento trend byl pozorován v souvislosti se všemi fázovými rozdíly v návarových vrstvách.
- ◆ Srovnání plošných analýz definuje míru a charakter promíšení housenek. Zatímco první navařená vrstva vykazuje cca 50%-ní promíšení, které je zhruba konstantní v celém objemu vrstvy, ve druhé vrstvě je pozorovatelný určitý gradient legujících prvků. Povrch návaru se nejvíce blíží deklarovanému chemickému složení návarového kovu.

8 EXPERIMENTÁLNÍ ANALÝZY MECHANIZMU A ROZSAHU ZPEVNĚNÍ

Provozní odolnost vyhotovených návarů je vedle soudržnosti základního a přídavného materiálu, dané aplikovanou technologií, především pod vlivem úrovně mechanického zpevnění povrchových vrstev.

Úroveň zpevnění za studena, deklarovaná výrobcem austenitického přídavného materiálu dosahuje z původních 250 HV až 500 HV [6]. Úměrně k výšce tvrdosti povrchu roste především odolnost proti abrazivnímu a adhezivnímu opotřebení, rozhodujícímu o životnosti úseků, kde lze předpokládat vyšší příčné prokluzy při pojezdu kol, popř. podélné prokluzy při brzdění. Tyto části kolejového svršku je proto vhodné podrobit určitému deformačnímu zpevnění před vystavením provoznímu zatížení. Výhodnější poměry pro využití schopnosti samovolného zpevnění pod provozním zatížením jsou vytvořeny v úsecích, kde je rozhodující expozice od nápravového tlaku kolejových vozidel, tj. v přímých úsecích tratí.

Pro chemické složení jednotlivých variant návarového kovu lze obecně vycházet z poznatků charakteru zpevnění austenitické oceli typu 1Cr18Ni8Mn6. U daného typu ocelí mechanické zatížení vyvolává fázovou transformaci; přeměna je bezdifúzní a vzniklou feromagnetickou fází proto lze považovat za martenzit, který ovšem při obsahu uhlíku kolem 0,1 % je ještě dostatečně houževnatý [15].

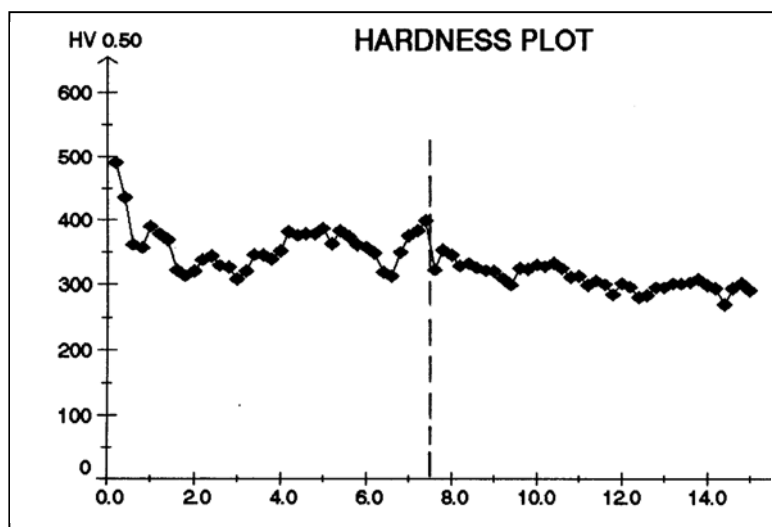
Experimentální ověření, charakteristika vyvolaného zpevnění

Experimentálně bylo stanoveno :

- ◆ *úroveň zpevnění*, tj. dosažená hladinu tvrdosti bezprostředně po navaření ve srovnání s tvrdostí po mechanickém zpevnění
- ◆ *rozsah zpevnění*, tj. hloubka mechanicky zpěchované vrstvy

Vyhodnocení je založeno na srovnání tří kusů vzorků, navařených metodou ručního navařování s předehřevem bez mezivrstvy. Výchozí homogenní austenitické návary dvou vyhotovených vzorků byly po vychladnutí a vybroušení návarů zpevněny ve dvou různých úrovních rázového zatížení.

Mechanické zatížení vedlo ke zvyšování hustoty stop plastické deformace, a to při menším zatížení v celém objemu návarů, tj. až v kořenové housence. Výraznější plastická deformace austenitického zrna byla pozorována těsně pod zatěžovaným povrchem návaru - do 1 mm. To odpovídá výsledkům měření tvrdosti, kdy zmiňovaná oblast evidentně zdeformovaného austenitického zrna odpovídá hloubce zpevněné vrstvy na cca 500 HVm (Obr. 10).



Obr. 10

Průběh tvrdosti deformačně zpevněného vzorku.

9 PROBLEMATIKA OPAKOVANÉ REPROFILACE PO OPOTŘEBENÍ PROVOZEM

Reprofilace již pojezdem opotřebovaných hlav kolejnice přináší dva další důležité vlivy na jakost návarových vrstev, a to:

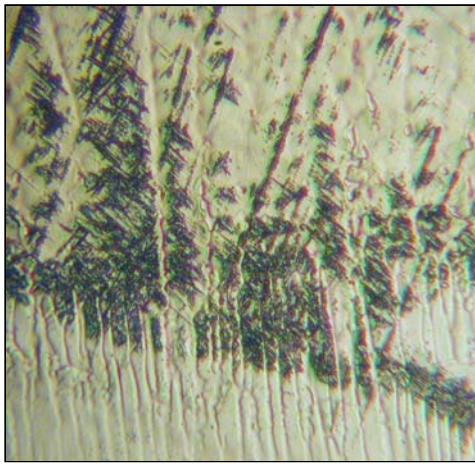
- ♦ v souvislosti s potřebou odstranění provozem poškozených vrstev, tj. odbroušení části původního návaru, obsahující trhliny, převalky a pod., a
- ♦ otázku vlivu provozem deformačně zpevněné vrstvy za předpokladu, že tato není úplně odstraněna výše uvedeným broušením.

V této souvislosti je nutno uvést, že renovační technologie navařování deklarují potřebu úplného odstranění původních návarů [16]. Tato nutnost je zdůrazňována zejména pro aplikace austenitických přídatných materiálů, kde se opětovné navařování provozem zpevněných vrstev uvádí jako nevhodné z důvodu předchozí transformace na martenzit. Tato opatření by představovala částečné omezení navrhované úpravy pojezdových hran. Proto byla vyhotovena sada vzorků, která simulovala výše uvedené vlivy s cílem předpovědět jejich reálné účinky.

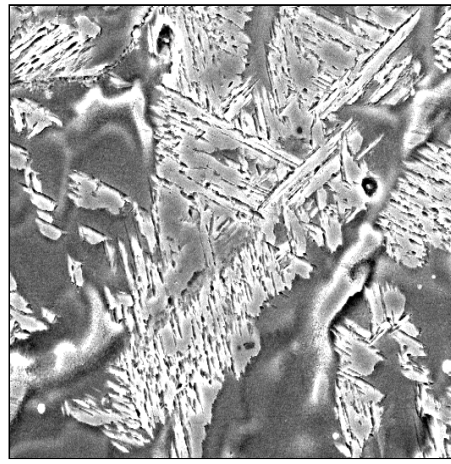
Z provedených rozborů je možno vyvodit následující poznatky :

- ◆ Převažující objem odlišné strukturní fáze v austenitu první navařené vrstvy je tvořen **bainitickou fází** a její vyloučení není ovlivněno deformací za studena ani broušením po navaření. Ve shodě s výsledky studia závislosti charakteru struktury a lokálních změn chemického složení (*kapitola č. 7*) [17] bylo zjištěno, že dendritické odmíšení určuje rozložení odlišných fází; jejich rozsah je pod rozhodujícím vlivem promíšení spojovaných ocelí.
- ◆ Stěžejní oblast pro posouzení hledaných efektů představuje propojení první a druhé navařované vrstvy. Tento přechod byl u hodnocených vzorků jednotně zvýrazněn souvislým pásmem **převážně martenzitické fáze (Obr. 11, 12)**, z rozsahu a způsobu vyloučení lze usuzovat na její původ v dodatečném tepelném působení, které je nejintenzivnější právě v oblasti propojení vrstev. Podstatný vliv broušení, nebo deformačního působení nebyl prokázán. To znamená, že jakékoliv změny struktury (např. transformace na martenzit) a s tím spojené změny mechanických vlastností (prezentovaných hodnotou tvrdosti) vlivem vnesených pnutí při broušení nebo zpevňování, byly v daném experimentu eliminovány rozhodujícím teplotním účinkem při opětovném natavení.
- ◆ Množství a distribuce **vyloučených karbidů** a exogenních vměstků se v návaznosti na úpravy povrchu původně navařených vrstev nemění. Dokumentované nehomogenity ve vyloučení karbidů, jako přednostně po hranicích zrn, nebo na kluzných rovinách austenitického zrna nebyly typické pro určitý vzorek a nelze tyto jevy proto spojovat s odpovídající technologií.
- ◆ Vliv simulovaného mechanického zatížení bylo možno pozorovat na mírně zvýšené hustotě **stop plastické deformace**. Skluzové systémy, zviditelněné částečně i vyloučenými karbidy byly pozorovány v celém objemu první kladené housenky, tzn. bez zřejmé vazby na užší oblast propojení s druhou navařovanou vrstvou.
- ◆ Z vyhodnocení sledovaných efektů (změny struktury, distribuce karbidů a odpovídající změny tvrdosti) jednoznačně vyplývá, že stěžejní oblastí, která určuje provozní odolnost navařovaných profilů, není přechod navařovaných vrstev. Zde sice dochází k vyloučení martenzitu v relativně souvislém pásmu; rozhodující je ale skutečnost, že se jedná o nízkouhlíkový martenzit, který nepřináší kritické navýšení tvrdosti a neznamena proto rizikové snížení houževnatosti navařených vrstev.

Kritickou oblastí, která může být pro aplikaci uvažované technologie limitující zejména z pohledu aplikovaných technologických parametrů, zůstává v souladu se závěry předchozích experimentů pásmo ztavení návaru a vysokouhlíkové kolejnicové oceli.



Obr. 11 zv. 500 x
*Struktura na přechodu první
a druhé housenky*



Obr. 12 zv. 1500x
Detail dislokačního martenzitu

10 ANALÝZA NESTACIONÁRNÍHO TEPLOTNÍHO POLE PŘI NAVAŘOVÁNÍ

10.1 Rozbor teplotního pole

Teplotní pole, jako důsledek šíření tepla z místa působení zdroje tepla do okolního základního materiálu, má rozsah v závislosti na vlastnostech materiálu a podmínkách svařování. Okamžitá hodnota teploty ve všech bodech sledovaného prostoru je funkcí polohy a času, tj. teplotní pole, zobrazující se pomocí izotermických čar nebo izotermických ploch, je nestacionární. Jedním z důsledků teplotního cyklu jsou změny struktury a vlastností, které mohou za určitých okolností nepříznivě ovlivnit kvalitu svarového spoje teplem ovlivněné oblasti, tj. v oblasti zasažené teplotním polem.

Praktickým přínosem teoretického studia šíření tepla je přibližná predikce rozsahu a charakteru těchto změn. Kvantitativní vyjádření vztahu mezi energetickými vstupy a výslednými vlastnostmi svarových spojů představuje matematický popis uvedených závislostí, v současnosti zejména za podpory speciálního softwaru. Přitom většina programů je dnes založená na cílených experimentech a jejich statistickém zpracování. Matematický opis fyzikálního modelu je méně užívaný a koncentruje se zejména na *aplikaci metody konečných prvků*.

10.1.1 Orientační výpočet

Při navařování uvažovaných kolejnicových profilů jsou podmínky vedení tepla výhodně blízké matematickému popisu *trojrozměrného kvazistacionárního teplotního pole*

Pro přibližnou teoretickou analýzu byla uvažována data, odpovídající extrémním variantám z hlediska působení teplotního cyklu, tj.

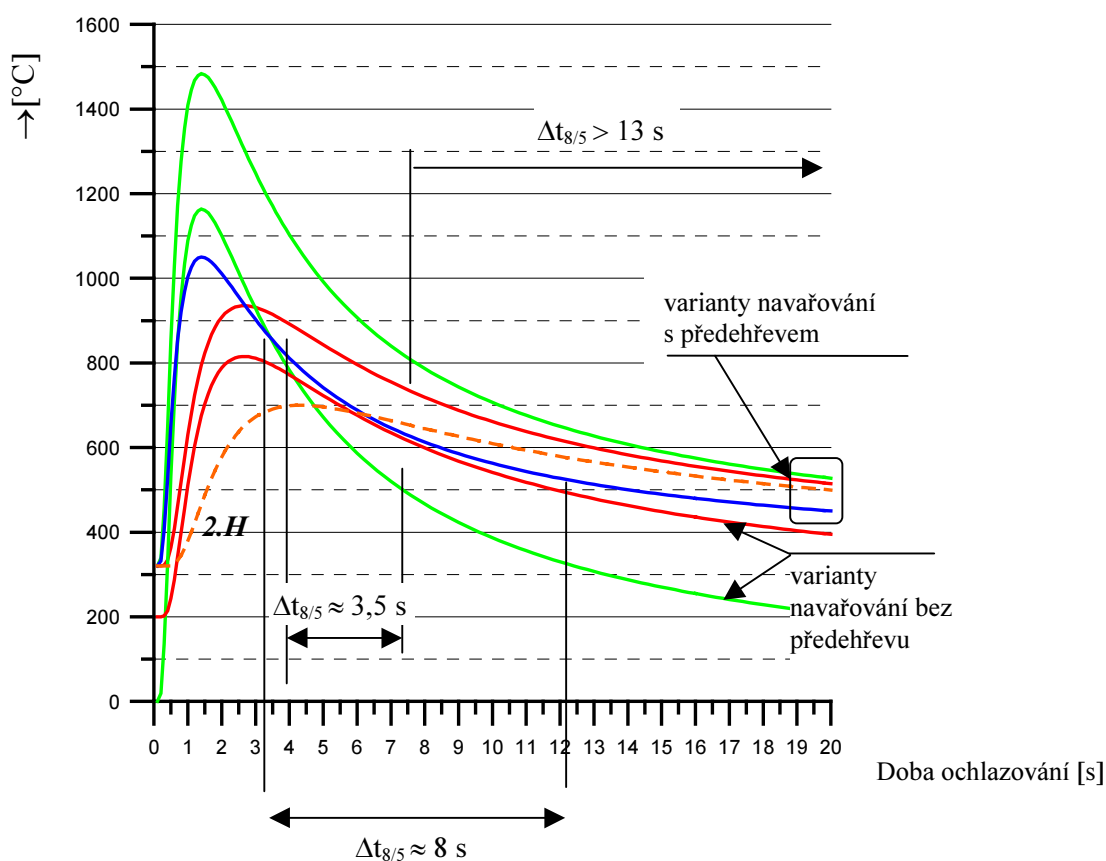
- ◆ ruční navařování obalenou elektrodou ($q = 2\ 100\ \text{J}\cdot\text{s}^{-1}$; $v = 12\text{cm}/\text{min}$)
- ◆ automatické navařování pod tavidlem ($q = 9058,3\ \text{J}\cdot\text{s}^{-1}$; $v = 50\text{cm}/\text{min}$)

Obě varianty byly pro srovnání zpracovány s předehřevem minimálně 320°C i bez předehřevu; v případě navařování bez předehřevu je jako absolutní přírůstek teplotního působení uvažována hodnota mezihousekové teploty (interpass) 200°C, která vyplývá z provedených experimentů.

Z výpočtově stanovené závislosti maximální teploty na vzdálenosti od zdroje tepla je zřejmý rozdíl tepelného příkonu u automatického navařování ve srovnání s navařováním ručním. Propočít dále umožnil odečíst jednotlivé předpokládané šířky pásem tepelně ovlivněné oblasti.

Na **obrázku č.13** je znázorněn teoretický teplotní cyklus pro první a druhou vrstvu návaru pro vybrané technologie navařování. Z jednotlivých ochlazovacích větví teplotních cyklů můžeme přímo odečíst ochlazovací čas $\Delta t_{8/5}$, během kterého probíhají strukturální změny v tepelně ovlivněné oblasti.

Význam poznání teplotního pole při navařování je důležitý nejen pro předpověď velikosti a tvaru ovlivněné oblasti, ale hlavně pro možnost předpovědi mikrostrukturálních změn v oblasti svaru, které mají rozhodující vliv na výsledné vlastnosti svaru. Teoretický výpočet teplotních cyklů při navařování je však zatížen určitou nepřesností (např. termofyzikální vlastnosti ocelí nejsou konstantní během svařování), pro přesnější modelování teplotních cyklů je proto vhodnější použít metodu měření cyklů pomocí termočlánků nebo metodu modelování teplotních cyklů [18].



Obr.13
Teplotní cykly
navářování

- Automatické navařování – první housenka
- Ruční navařování – první housenka
- Automatické navařování – druhá housenka

10.1.2 Simulační výpočet teplotního pole metodou konečných prvků

Získané výsledky umožnily získat korektnější představu o rychlosti a dosahu teplotních změn v okolí navařovaného objemu materiálu [19].

Simulace představovala horní mez tepelného příkonu, prezentovanou parametry technologie navařování automatem pod tavidlem. Model neuvažuje změnu skupenství ani fázové přeměny, což vede k jistému zkreslení, a to zejména lokálně v místech intenzivního ohřevu, kde dochází k nereálnému překročení teploty tavení oceli.

Výpočtově bylo řešeno postupné navařování podél úseku kolejnice o délce 380 mm; ve vybraných bodech příčného průřezu byly stanoveny časové průběhy teplot.

10.1.3 Vyhodnocení výsledků provedených výpočtů

Propočet teplotního ovlivnění byl celkově proveden na třech úrovních:

A) Cestou stanovení charakteristických parametrů vlivu teplotního cyklu na základní materiál.

Daný přístup umožnil pouze přibližnou predikci tepelného působení. Např. pro variantu ručního navařování obalenou elektrodou bez předehřevu je předpokládána rychlost ochlazování charakterizovaná parametrem $t_{8/5} = 9,3$ s. To vzhledem k stanoveným hodnotám pro martenzitickou (cca 6 sekund) a bainitickou mikrostrukturu (cca 3,5 minuty) poukazuje na vysokou pravděpodobnost krystalizace kolejnicové oceli pod hranicí ztavení převážně na martenzit.

B) Cestou numerického výpočtu podle známého matematického popisu trojrozměrného kvazistacionárního teplotního pole.

Srovnání teplotního gradiendu ručního a automatického navařování odráží efekt působení rozdílné výšky teplotního ovlivnění vedle vlivu rychlosti pohybu teplotního zdroje, kdy zvýšená rychlost navařování drátu pod tavidlem částečně eliminuje účinek vyššího tepelného příkonu.

Popis teplotních polí již dále neuvažuje ruční navařování bez předehřevu z důvodu vyloučení uvedené varianty na základě provedených experimentů. Na průběh teplotního cyklu má podle použitých funkčních závislostí rozhodující vliv teplota předehřevu. U automatického navařování vede ke snížení výrazně nadkritické rychlosti ochlazování, zde prezentované parametrem $\Delta t_{8/5}$ (z hodnoty cca 3,5 s na cca 13,5s).

Na jakost stěžejní oblasti teplotního ovlivnění má dále podstatný vliv skutečnost, že se v daném případě jedná o vícevrstvé navařování. Výpočtově aplikované závislosti teplotních cyklů pro druhou kladenou vrstvu vedou k predikci pravděpodobných efektů na podhousenkovou zónu. Konkrétně byl posouzen vliv tloušťky návarových vrstev na dosahovanou úroveň teplotního ovlivnění, tj. z hlediska uplatnění pozitivního efektu popuštění již případně zakalených vrstev.

C) Cestou simulace teplotního pole metodou konečných prvků.

Tato metoda umožnila rozšíření pohledu na charakter působení teplotního cyklu navařování o:

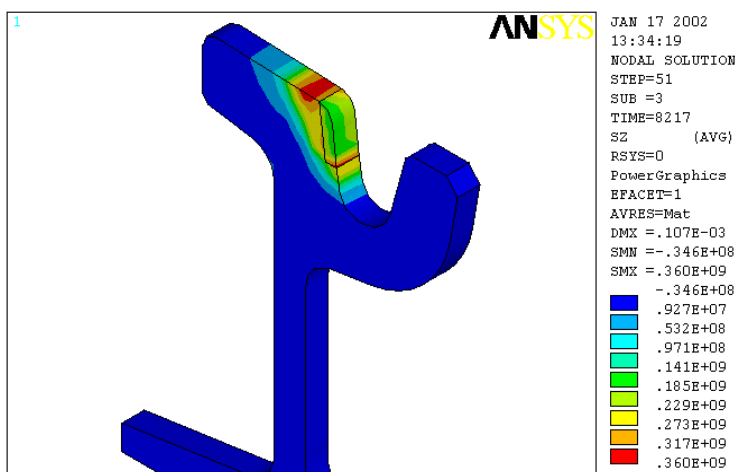
- odhad tepelného zatížení po průřezu navařovaného profilu
- teplotní změny po délce navařované hrany pro danou rychlost navařování

10.2 Analýza napěťového pole

Místní ohřev svařovaného materiálu je příčinou vzniku nejen teplotního, ale současně i napěťového a deformačního pole. Tím, že tepelně nezasažený základní materiál nedovoluje, aby oblast svarového kovu volně dilatovala, vytváří se jak v teplem zasažené oblasti, tak i v jejím okolí složitý napěťový stav provázaný elastickými i plastickými deformacemi.

V daném případě představuje geometrie navařované drážky svarový uzel s relativně velkou tloušťkou okolního materiálu, což znamená vyšší tuhost svarového uzlu a je současně zdrojem složitého prostorového stavu napjatosti a souvisejícího poklesu plasticity.

Analýza mechanické reakce na použitý svařovací teplotní cyklus má proto značný význam pro predikci únosnosti svarového spoje a je v práci demonstrována rozborem vyvolaného napěťového, resp. deformačního cyklu (**Obr.14**).



Obr.14 Podélné napětí σ_z ve středním řezu analyzovaným úsekem [19]

Posouzení výsledků

Celkové hodnocení vlivu teplotního cyklu se opíralo o studium teplotního a následně napěťového pole. Přitom tento vliv lze souborně vyjádřit právě srovnáním napětí vyvolaného samotným navařováním a napětí, které je produkované provozem. Jejich poměr může při určitém přiblížení, daném mírou nutných zjednodušení výpočtů, charakterizovat přírůstek zatížení v souvislosti s hodnocenou technologií zvýšení provozní odolnosti povrchových vrstev kolejnicové oceli.

Získané výsledky vedou k předpokladu, že ke zjištěným extrémním hodnotám (z pohledu kontaktního namáhání) nedochází v stejných objemech navařované hlavy kolejnice. To znamená, že není pravděpodobná přímá superpozice napěťových

špiček. Zbytková napětí po navařování proto vedou k podstatnému snížení jakosti nosných částí především v případech, že současně dojde k výraznému poklesu plastických vlastností materiálu.

Přitom výsledky propočtu termálních napětí po navařování ukazují, že maximální hodnoty tahových napětí se koncentrují do oblastí, kde byla experimentálně zjištěna nejvyšší pravděpodobnost vzniku křehkých strukturních složek. V případech, že použité technologické parametry vedly k nadkritické rychlosti ochlazování byl podíl martenzitu nejvyšší v části tepelně ovlivněné oblasti pod poslední kladenou housenkou. Jako kritické místo se jeví přechod na vnější plochu kolejnice, proto je vhodné přizpůsobovat tvar vyfrézované drážky konkrétnímu charakteru přenosu provozního zatížení, které se mění po délce navařovaných úseků.

K celkovému stavu napjatosti je potřebné uvažovat příspěvek zbytkových napětí od výroby kolejnicových profilů. Zdrojem těchto složek napětí je proces rovnání válcovaných kolejnic; obvyklá hodnota se pohybuje v intervalu 100-300 MPa v závislosti od meze kluzu oceli. Evropský standart limituje výrobní zbytková pnutí na 250 MPa v centru paty kolejnice.

11 SHRnutí DOSAŽENÝCH VÝSLEDKŮ, CHARAKTERISTIKA NAVAZUJÍCÍ PROBLEMATIKY A ZÁVĚRY

Cílem předložené práce bylo analyzovat materiálové pozadí navržené technologie zvýšení provozní odolnosti v současnosti standardně aplikovaných kolejnicových ocelí. Prodloužení životnosti extrémně namáhaných úseků je založeno na nahrazení té části profilu kolejnice, která je přímo zatěžována v kontaktu kolo-kolejnice, vysocelegovaným materiálem s podstatně vyšší odolností proti opotřebení – zejména adhezi, abrazi a kontaktní únavě (dané vyšší houževnatostí při vyšší pevnosti povrchových deformačně zpevněných vrstev).

Úspory na renovacích, spojených s problémy ohledně nutných výluk z provozu tratě značně převyšují zvýšené náklady na výrobu takto ošetřených úseků.

Tento princip je ale značně technologicky náročný. Vyžaduje vyfrézování a opětovné navaření drážky v hlavě kolejnice ještě před uložením do tratě. Oproti řadě výhod takového řešení vybraných částí tratě tak stojí několik problémů. Jejich zdrojem je zejména propojení původní kolejnicové oceli a navařovaného materiálu, představující fázové rozhraní ferit vs. austenit.

V souvislosti s působením procesu navařování i dalším provozováním bylo nutno v práci řešit otázku vlivu parametrů navařování na jakost svarového spoje. Přitom celková tepelná dotace musí zabezpečit podkritickou rychlost ochlazování tepelně ovlivněné oblasti a současně nesmí vést ke ztrátě strukturní stability.

Provedená hodnocení byla postavena částečně na experimentu, částečně na výpočtových metodách odhadu jednotlivých vlivů. Získané výsledky potvrzují reálnou možnost zkoumané varianty zvyšování provozní odolnosti standardních kolejnicových ocelí.

Jednotlivé poznatky byly využity pro návrhy konkrétních provedení návarů a pro návrhy vhodných technologií. Současně ale ukázaly další směry potřebných studií, především v souvislosti s možnými variantami řešení tohoto problému - možnost použití mezivrstev, výpočtové stanovení optimálního profilu vyfrézované drážky v závislosti na navařovaném profilu a pod.

Z výše uvedených poznatků a jejich návazností lze vyjmout následující závěry :

- 1) Byla potvrzena reálná možnost zvýšení životnosti vybraných úseků kolejových tratí navařením části profilu austenitickým materiálem o podstatně vyšší provozní odolnosti.
- 2) Byly navrženy konkrétní technologie pro variantu ručního i automatického navařování. Pro ruční navařování je předehřev nutnou podmínkou pro zabezpečení vyhovující jakosti spoje; u automatického navařování ho lze v omezeném rozsahu aplikací nahradit zvýšeným tepelným příkonem za předpokladu korektního dodržování experimentálně stanovených rozsahů technologických parametrů.
- 3) Aplikace předehřevu (popř. dohřevu) v předepsané výšce nevede u žádné ověřované varianty přídavného materiálu ke ztrátě strukturní stability austenitických návarových vrstev.
- 4) Změny technologických parametrů navařování (vedené potřebou tvarování svarových housenek vzhledem k proměnlivému profilu žlábkové kolejnice v daných úsecích) mohou reálně vést k degradaci austenitické struktury pouze v souvislosti s nadměrným promíšením se základním materiálem.
- 5) V objemech návarových vrstev je tendence ke tvorbě strukturních nehomogenit v souvislosti s pásmovým a dendritickým odmíšením legujících prvků. V interiéru svarových housenek se jedná o oblasti bainitické struktury; rozhraní jednotlivých vrstev je tvořeno nízkouhlíkovým dislokačním martenzitem.
- 6) Transformace na martenzit na rozhraní vrstev není podmíněna deformačním zpevněním, popř. broušením vrstev před navařením následující housenky. Jejich případný vliv je eliminován působením samotného teplotního cyklu navařování.
- 7) Proto při potřebě opětovné reprofilace již navařených vrstev není nutné úplné odstranění austenitické oceli; vybroušení původních vrstev je potřebné pouze do hloubky případně se vyskytujících trhlin.
- 8) Deformační zpevnění aplikovaného typu austenitické oceli je vedeno martenzitickou transformací - zpevněná vrstva má strukturu dislokačního martenzitu.
- 9) Aplikace vícevrstvého návaru má pozitivní vliv na jakost tepelně ovlivněné oblasti; vhodnou tloušťkou vrstev lze uplatnit efekt popuštění případně se vyskytujících křehkých strukturních složek.
- 10) Kritickou oblastí pro požadovanou jakost propojení základního materiálu a návaru je tepelně ovlivněná oblast pod poslední kladenou housenkou. Zde je současně vyvolaná nejvyšší úroveň tahových reziduálních pnutí.

Literatura:

- [1] KALKER, J. J.- CANNON, D.F.-ORRINGER, O. Rail Quality and Maintenance for Modern Railway Operation, Kluwer Academic Publishers, Netherlands 1993, p.454, ISBN 0-7923-2263-0
- [2] KALOUSEK, J.-KLEIN, R. Investigation into the Causes of rail Corrugations. In: American Railway Engineering Association Proceedings, Vol.77, 1976, p.75-79
- [3] ESVELD, C. Modern Railway Track, MRT-Productions, 2001, p.653, ISBN 90-800324-3-3
- [4] Katalog výrobní technologie a sortimentu Třinecké železárny, a.s., Třinec, 1999, s.23
- [5] KARCZMARCZYK, E.-KUFA, T.- MATUŠEK, P. Material Level of TŽ Rails in Comparison with Rails of Prominent European Producers. Hutnické listy č. 7-8, 1994, str. 34-42
- [6] Katalog přídatných materiálů pro svařování, ESAB Vamberk a.s., 1996
- [7] Katalog přídatných materiálů pro svařování fy BÖHLER, Welding Guide, BÖHLER WELDING, AUSTRIA, 1999
- [8] WINTER, K.-SCHABEREITER, H.-REITERER, J. Regenerieren von Strassenbahnschienen mittels der UP-Schweissung, Schweisstechnik 5/1995, p.74-78
- [9] STRÁNSKÝ, K. Termodynamika kvazistacionární difúze uhlíku v ocelích a její aplikace. Praha, Academia 1977, s.256
- [10] STRÁNSKÝ, K. Posouzení strukturní stability návarů kolejnicové oceli, Realizační výstup grantového projektu GACR r.č.106/95/1532
- [11] I.S.ELMAHALLAWI Morphology and identification of carbides in aged W-alloyed austenitic stainless steel, Materials Letters, 2001, p.375-384
- [12] PILOUS, V.-LBL, K.-STRÁNSKÝ, K. Návary a svarové spoje konstrukčních ocelí, Vodní stavby Praha a.s., Plzeň, 1983, s.451
- [13] PILOUS V., STRÁNSKÝ K. Strukturní stálost návarů a svarových spojů v energetickém strojírenství. Academia, Praha 1989, s.206, ISBN 80-200-0007-0
- [14] ŽÁK, J. - NOVÁK, M. Teorie svařování, skriptá VUT Brno, 1988, s.142.
- [15] Mazanec, K.-Hyspecká, L. Fyzikálně metalurgické vlastnosti martenzitu ocelí, Studie CSAV, ACADEMIA, Praha 1983, s.172, t.č. 509-21-827
- [16] Předpis T 1/2 - „Předpis pro svářečské práce na součástech kolejového svršku MHD“, Dopravní podnik hl.m. Prahy a.s.-Elektrické dráhy o.z., 1997
- [17] LANCASTER, J.F. Metallurgy of Welding, 6-th. edition, Abington Publishing, England 1999, p.446, ISBN 1 85573 428 1
- [18] HRIVŇÁK, I Teória zvariteľnosti kovov a zliatin, VEDA, Bratislava 1989, ISBN 80-224-0016-5
- [19] PETRUŠKA, J. Výpočet teplotních a napěťových polí při navařování kolejnice, Výzkumná zpráva, Brno, leden 2002

Seznam publikovaných prací vztahujících se k tématu disertační práce:

1. BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E.: *Optimalizace materiálových a technologických parametrů procesu navařování pojezdových hran.* Sci. Pap. Univ. Pardubice Ser. B 3, 1997, p.47-62 ISSN 1211-6610, IŠBN 80-7194-032-1.
2. SCHMIDOVÁ E., BENEŠ L.: *Renovace kolejnicového materiálu pro městskou dopravu.* Sci. Pap. Univ. Pardubice Ser. B3, 1997, s.79-88 ISSN 1211-6610, ISBN 80-7194-032-1.
3. Beneš L., Schmidová E.: *Aplikace vybraných metod strukturní a fázové analýzy při kontrole jakosti svarových spojů.* In: Sborník přednášek odborného semináře „Svařování v železniční dopravě“, Česká Třebová, únor 1997, s.93-94. ISBN 80-7194-078-X.
4. BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E., STRÁNSKÝ K.: *Structural stability of austenitic weld deposits for rail profiles surfacing.* Part I (Theory). Kovove Mater., 36, 1998, No. 3-S, p.74-80. ISSN 0123-432X.

5. BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E.: *Technology and consumables for surfacing the inside edge of permanent way components*. In: Proc. of the 7th International Metallurgical Symposium METAL '98. Ostrava, May 12-14, 1998, part I, p.235, ISBN 80-8612214-X.
6. BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E., STRÁNSKÝ K.: *Structural stability of austenitic weld deposits for rail profiles surfacing*. In: Proc. of the 2nd International Colloquium on Materials Structure and Micromechanics of Fracture. Brno, July 1998, p.93-98.
7. SCHMIDOVÁ E., BENEŠ L.: *Analýza příčin defektů v návarech tramvajových kolejnic*, Sci. Pap. Univ. Pardubice Ser. B 4, 1998, s. 133-141, ISSN 1211-6610, ISBN 80-7194-207-3.
8. BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E., PTÁČKOVÁ M., STRÁNSKÝ K.: *Quality of weld deposits on rail steel*. In: Proc. of the 10th International Symposium Metallography '98. Stará Lesná, April 1998, 555-557. ISBN 80-7199-324-3.
9. HLAVATÝ I., BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E., FOLDYNA V., KÜBEL Z.: *Vliv teploty přehřevu na mikrostrukturu přechodové oblasti kolejnic s austenitickým návarem pojezdové hrany*. Transactions of the VŠB - Technická Universita Ostrava. Mechanical Series XLIV, 2, 1998, č.2, s.77-82, ISBN 80-7078-634-5, ISSN 1210-0471
10. BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E., MENČÍK J.: *Analýza příčin vzniku lomů u podbíjených tramvajových kolejnic navařených austenitickým materiálem typu 18%Cr-8%Ni-6%Mn*. Sborník vědeckých prací Univerzity Pardubice, Série B, Dopravní fakulta JP, 5, 1999, s. 75-86, ISSN 1211-6610, ISBN 80-7194-283-9
11. BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E.: *Structural Stability of Austenitic Overlay Welds for Practical Application*. In: Proc. of the 8th International Conference METAL '99, Ostrava 1999, part IV., s. 94-101, ISBN 80-85988-38-0.
12. FOLDYNA V., KÜBEL Z., HLAVATÝ I., BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E.: *Problems of Build-up Austenitic Overlays on Carbon Steel Using APT Technology*. In: Proc. of the 8th International Conference METAL '99, Ostrava 1999, part IV., p. 110-118, ISBN 80-85988-38-0.
13. HLAVATÝ I., BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E.: *Posouzení přechodové oblasti kolejnic s austenitickým návarem pojezdové hrany*. In: Sborník přednášek semináře WORKSHOP '99, VŠB FS Ostrava 1999, s. 40-44, ISBN 80-7078-637-X.
14. BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E., STRÁNSKÝ, K.: *Aplikace austenitických návarů v oblasti zvyšování užitečných vlastností kolejového svršku*. In: Sborník přednášek odborného semináře „Svařování v železniční dopravě“, Česká Třebová 1999, s.143-148, ISBN 80-7194-179-4,
15. BENEŠ L., SCHMIDOVÁ, E.: *Experimentální ověření aplikace materiálu LINCORE 33 pro renovaci kolejového svršku*. Sborník 8. konference „Přínos metalografie pro řešení výrobních problémů“, Mariánské Lázně 1999, s.274, ISBN 80-85988-40-2.
16. SCHMIDOVÁ E., BENEŠ L.: *Metalografické posouzení experimentální sady austenitických návarů žlábkových kolejnic*. Sborník 8. konference „Přínos metalografie pro řešení výrobních problémů“, Mariánské Lázně 1999, s. 277, ISBN 80-85988-40-2.
17. BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E.: *Causes of Cracks Initiation in Austenitic Weld Deposits on Rail Components* . In: Proc. of the 16th International Colloquium “Advanced Manufacturing and Repair Technologies in Vehicle Industry”, Technical University of Budapest, Balatonfüred 1999, p.99-104, ISBN 963 421 550 5.
18. SCHMIDOVÁ E., BENEŠ L., HLAVATÝ I. : *Problems of defects in weld deposits of tramway rails*. In: Proc. of the 20th International Congress “Pokrok vo zvaraní '99”, Vysoké Tatry - Stará Lesná 1999, p.140-148, ISBN 80-88734-35-5.
19. BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E., STRÁNSKÝ K.: *Austenitic Weld Deposits of Tramway Rails and their Structural Stability*. In: Proc. of the 5th European Conference of young research and science workers in transport and telecommunications TRANSCOM '99, Žilina 1999, p.125-128, ISBN 80-7100-615-7.
20. SCHMIDOVÁ E., BENEŠ L.: *The Problems of Austenitic Weld Deposits Applications to Permanent Way Components*. In: Proc. of the 6th International Conference TECHNOLOGIA '99, Bratislava 1999, Part II, p.889-892, ISBN 80-227-1255-8.

21. HLA VATÝ I., FOLDYNA V., KÜBEL Z., BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E. : *Problematika navařování uhlíkových ocelí austenitickými návarý technologií APT*. In: Progresivní materiály a nové směry ve svařování, VŠB - TU Ostrava, Ostravice 1999, svazek 1, s.135-143, ISBN 80-7078-701-5.
22. SCHMIDOVÁ E., BENEŠ L., STRÁNSKÝ K.: *Analýza přerozdělení uhlíku strukturně heterogenního svarového spoje po tepelné expozici*. Scientific Papers of the University of Pardubice, Series B, The Jan Perner Transport Faculty, 6, s.75-89, 2000. ISSN 1211-6610, ISBN 80-7194-368-1
23. BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E., STRÁNSKÝ K.: *Evaluation of austenitic weld deposits on tramway rails and their structural stability*. Mining and Processing Equipment 28, 287, p.57-58, 2000. ISSN 1001-3954
24. BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E., MENČÍK J.: *Analýza lomů navařených žlábkových kolejnic*. In: Sborník přednášek 9.mezinárodního metalurgického sympozia "METAL 2000", Tanger s.r.o. Ostrava, květen 2000, s.705-710, ISBN 80-85988-48-8.
25. SCHMIDOVÁ E., BENEŠ L.: *Výskyt lomů kolejnic městské hromadné dopravy v souvislosti s jejich reprofilací a namáháním vlivem úpravy podloží*. In: Zborník prednášok III. celoštátného doktorandského odborného semináře "JUNIOR-SLOVMAT 2000", Trnava, Slovak Republik, březen 2000, s.69-72, ISBN 80-227-1352-X
26. BENEŠ L., SCHMIDOVÁ E., STRÁNSKÝ K.: *Theoretical and Experimental Assessment of the Structural Stability for Austenitic Weld Deposits on Pearlitic Tramway Rails*. In: Proceedings of the 18th International Colloquium "Advanced Manufacturing and Repair Technologies in Vehicle Industry" Dresden, Deutschland, May 2001, p.83-88, ISSN 1433-4135
27. SCHMIDOVÁ E., BENEŠ L.: *Metalurgické aspekty procesu odporového svařování kolejnicových materiálů*. In: Proceedings of the 7th International Conference "Technológia 2001" Bratislava, Slovenská republika, 2001, p.643-646, ISBN 80-227-1567-0
28. SCHMIDOVÁ E., BENEŠ L., STRÁNSKÝ K.: *Štruktúrna stabilita austenitických návarov kolejnicových profilov. Časť II (Experiment)*. Kovové Mater., 40, 2/2002, s.113-124, ISSN 0023-432X.
29. LIBOR BENEŠ, EVA SCHMIDOVÁ, IVO HLA VATÝ : *Resurfacing of high – carbon steels without preheating*, In: Proceedings of 19th international colloquium „Advanced Manufacturing and repair technologies in vehicle industry“, s.26–28, May 2002, Pardubice

Abstract:

As the rail is the most important part of the track structure several basic functions have been discussed in the introductory part of the work where some fundamental aspects of the quality of rails were discussed, such as the rail manufacturing process, acceptance procedures, mechanical properties, flash butt and Thermit welding, required standards, rail failure types and rail defect statistics.

Modern rail manufacturing technology was considered in the new standard EN of the European Community. Different to existing specifications, it is a performance based standard. Some of the manufacturing techniques were defined in order to ensure that the rail shows good service properties. The steel may be produced either by the basic oxygen process (BOF) or in an electric arc furnace, although the latter is currently not used in Europe. Ingot casting is no longer allowed. Secondary metallurgy is more or less standard practice. Vacuum degassing is mandatory in order to avoid rail breakage caused by flakes and non-metallic inclusions. The

manufacturer has to apply a quality management system to ensure consistent product quality and to pass a qualifying procedure to become approved for delivery.

Next chapters of the work are dealing with the problems of hard surfacing technologies and with influence of technological parameters on the processes. 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 new technology of hard surfacing on the exposed parts of tramway as well railway permanent way components before their first putting into operation was developed and checked up afterwards. The metallographic investigation of the austenitic-based buildups (CrNiMn and MnCr, respectively) with respect for the used technologic parameters is discussed in the work.

Work hardened austenitic weld deposits, based on Cr-Mn and Cr-Ni-Mn respectively, were applied for exposed components of tramway permanent way. Parts of points were built up before their first taking into operation. The work in this part deals also 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 was an expectation of comparatively considerable step of carbon concentration along the boundaries. 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. 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.

In the final part, the thermal-cycle-analysis during the welding process was studied and following stress and deformation field generation and consequences. The stress from the welding process as well as the stress from the operation influences was compared in the end of the work.

ŽIVOTOPIS

Schmidová Eva, Ing.

Zaměstnavatel: *Univerzita Pardubice, Dopravní fakulta Jana Pernera, katedra dopravních prostředků, oddělení materiálů*

Narozená 30. 7. 1967 v Žiline (SR). Až do ukončení vysokoškolského vzdělání. Bytem v Kysuckom Novom Meste (SR). V roce 1988 uzavřela manželství s Ing. Jindřichem Schmidem, který je v současnosti zaměstnán jako systémový specialista na Generálním ředitelství Českých drah. Od roku 1989 bytem v České Třebové; v roce 1989 narozen syn Martin, v roce 1990 druhý syn Michal.

Vzdělání :

1981 - 1985 Gymnázium Kysucké Nové Mesto, zaměření strojní
1985 - 1989 Vysoká škola dopravy a spojov v Žiline, fakulta strojní a elektrotechnická, obor strojírenská technologie

V r. 1997 zahájeno externí postgraduální studium v oboru Fyzikální a materiálové inženýrství na Ústavu materiálového inženýrství Oboru strukturní a fázové analýzy VUT Brno. Disertační práce obhájena dne 28. 6. 2002

Odborná praxe :

1992 - 1993 ŽOS, s.r.o. Česká Třebová, konstrukce přípravků a nástrojů
1993 - 1995 SOUS Svitavy, učitel odborných předmětů
1994 externě Univerzita Pardubice - asistent na KDP
od r. 1997 odborný asistent, Oddělení materiálů KDP, Univerzita Pardubice
- vedení cvičení z předmětů Nauka o materiálu, Části a mechanismy strojů, Projekt z části strojů
r. 1997, 1998 absolvování kurzů praktické metalografie (VUT, FS-ÚMI)

Členství: České společnosti pro nové materiály a technologie
Česká svářečská společnost
Asociace strojních inženýrů

V České Třebové, 19. 9. 2002