

Univerzita Pardubice
Dopravní fakulta Jana Pernera

**NAVAŘOVÁNÍ KONTAKTNÍCH PLOCH TRAMVAJOVÝCH
KOLEJNIC AUSTENITICKÝMI MATERIÁLY**

Bc. Jakub Zajíc

Diplomová práce

2015

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

(PROJEKTU, UMĚLECKÉHO DÍLA, UMĚLECKÉHO VÝKONU)

Jméno a příjmení: **Bc. Jakub Zajíc**
Osobní číslo: **D13662**
Studijní program: **N3708 Dopravní inženýrství a spoje**
Studijní obor: **Dopravní prostředky: Kolejová vozidla**
Název tématu: **Navařování kontaktních ploch tramvajových kolejnic austenitickými materiály**
Zadávací katedra: **Katedra dopravních prostředků a diagnostiky**

Z á s a d y p r o v y p r a c o v á n í :

1. Analýza možností zvýšení kontaktně-únavové odolnosti tramvajových kolejnic navařováním vysocelegovaných materiálů.
2. Experimentální studium svarových rozhraní z hlediska vlivů chemické a následně pevnostní heterogenity:
 - analýzy kritického stupně promíšení se základním materiálem,
 - zjištění hodnoty a mechanismu limitního zpevnění návaru.
3. Stanovení/ověření limitu přípustného dodatečného ohřevu.

Rozsah grafických prací: **podle pokynů vedoucího DP**

Rozsah pracovní zprávy: **50-60 stran**

Forma zpracování diplomové práce: **tištěná**

Seznam odborné literatury:

[1] **PLUHAŘ, J., PUŠKÁR, A., KOUTSKÝ, J., MACEK, K., BENEŠ, V.:**
Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálů. Praha: SNTL/Alfa, 1987.

[2] **AHMED, N.:** **New Developments in Advanced Welding. Cambridge:**
Woodhead Publ. Ltd., 2005. ISBN 1-85573-970-4.

[3] **KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T.:** **Svařování I, II. Ostrava: VŠB - TU Ostrava,**
2005. ISBN 80-248-0870-6.

Vedoucí diplomové práce:

prof. Ing. Eva Schmidová, Ph.D.

Katedra mechaniky, materiálů a částí strojů

Datum zadání diplomové práce: **20. února 2015**

Termín odevzdání diplomové práce: **22. května 2015**



doc. Ing. Ivo Drahotský, Ph.D.
děkan

L.S.



doc. Ing. Michael Lata, Ph.D.
vedoucí katedry

V Pardubicích dne 20. února 2015

Prohlašuji:

Tuto práci jsem vypracoval samostatně. Veškeré literární prameny a informace, které jsem v práci využil, jsou uvedeny v seznamu použité literatury.

Byl jsem seznámen s tím, že se na moji práci vztahují práva a povinnosti vyplývající ze zákona č. 121/2000 Sb., autorský zákon, zejména se skutečností, že Univerzita Pardubice má právo na uzavření licenční smlouvy o užití této práce jako školního díla podle § 60 odst. 1 autorského zákona, a s tím, že pokud dojde k užití této práce mnou nebo bude poskytnuta licence o užití jinému subjektu, je Univerzita Pardubice oprávněna ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které na vytvoření díla vynaložila, a to podle okolností až do jejich skutečné výše.

Tato diplomová práce byla realizována s využitím technologií VVCD.

Souhlasím s prezenčním zpřístupněním své práce v Univerzitní knihovně.

V Pardubicích dne 21. 5. 2015

Bc. Jakub Zajíc

Poděkování:

Na tomto místě bych chtěl poděkovat všem, kteří mi jakkoli, přímo či nepřímo, s tvorbou mé práce pomohli. Děkuji všem pedagogům, zejména pak těm z katedry mechaniky, materiálů a částí strojů, kteří největším dílem přispěli k tomu, že tato práce mohla vzniknout. Panu docentu Paščenkovi a panu inženýru Tomkovi velice děkuji za cenné rady a pomoc s částmi práce týkajícími se použití metod konečných prvků pro teplotní analýzy. Panu docentu Švandovi za zajímavé postřehy, nutící se člověka zamyslet a v konečném důsledku sahající daleko za hranice diplomových prací. Zdaleka největší díky ale patří paní profesorce Schmidové a panu profesoru Culkovi, kteří se o vznik mé diplomové práce v této podobě zasloužili nejvíce. Pan profesor tím, že umožnil její vznik v navržené podobě, paní profesorka pak jako moje vedoucí.

ANOTACE

Tato práce zkoumá možnosti zvýšení kontaktně-únavové odolnosti tramvajových kolejnic navařováním vysocelegovaných materiálů. V první části je předložen přehled používaných materiálů kolejnic a návarů, popsány jednotlivé mechanismy poškozování kolejnic s krátkou zmínkou o specifikách tramvajového provozu oproti železnici a také jsou uvedeny v současnosti používané metody svařování kolejnic. Hlavní část práce se zabývá experimentálním zkoumáním kolejnic s návary, a to po stránce metalografické, mechanické a chemické. Poslední částí je pak MKP simulace tepelného zatížení kolejnice aluminotermickým svarem.

KLÍČOVÁ SLOVA

kontakt kolo–kolejnice, provozní poškození, svařování kolejnic, aluminotermický svar, navařování kolejnic, metalografická analýza, měření tvrdosti, chemická analýza, metody konečných prvků, tepelná úloha MKP

TITLE

Austenitic welds on contact surfaces of tramway rails

ANOTATION

This work seeks the possibilities of improvement of tramway rails contact–fatigue durability by high alloyed surface welds. The first part presents summary on rail steels and surface welds, explains rail degradation mechanisms with accent on tramway tracks specifics in comparison with railroads and to conclude the theoretical part, it contains description of used rail welding methods. Main part of work is experimental contact surface welds analysis, including metalographical analysis, hardness measurement and chemical analysis. The last part is FEM simulation of thermal strain caused by aluminothermic weld.

KEYWORDS

wheel–rail contact, operational degradation, rail welding, aluminothermic welding, rail surface welding, metalographical analysis, hardness measurement, chemical analysis, finite elements methods, thermal study in FEM

Obsah

Seznam používaných zkratk.....	10
Úvod.....	11
1 Kolejnice a jejich poškození	12
1.1 Materiály kolejnic	12
1.1.1 Návary vysocelegovaných vrstev	13
1.2 Mechanizmy poškození v kontaktu kolo–kolejnice.....	14
1.2.1 Adhezivní opotřebení.....	15
1.2.2 Abrazivní opotřebení	15
1.2.3 Kontaktně–únavové opotřebení	15
1.2.4 Koroze.....	17
1.2.5 Fázové transformace	17
1.3 Specifika poškození kolejnic na tramvajových tratích.....	18
1.4 Svařování kolejnic.....	18
1.4.1 Obloukové svařování	18
1.4.2 Odporové svařování.....	19
1.4.3 Aluminotremické svařování.....	19
2 Analýza svarových rozhraní	21
2.1 Metodika analýzy	21
2.2 Příprava materiálu pro analýzy	22
2.3 Metalografické analýzy.....	23
2.3.1 Základní struktura	23
2.3.2 Struktura svarového rozhraní.....	25
2.3.3 Struktura návarového kovu	26
2.3.4 Analýza vzorku 3	27

2.4	Měření tvrdosti	28
2.4.1	Rozhraní TOO-CrNi	29
2.4.2	Rozhraní TOO-CrMn.....	30
2.5	Chemické analýzy	32
3	Dodatečný ohřev kolejnice	39
3.1	Vstupní parametry analýzy	39
3.1.1	Předehřev	39
3.1.2	Svar	39
3.1.3	Chladnutí.....	40
3.2	MKP Model.....	40
3.3	Výpočet	41
3.3.1	Předehřev	41
3.3.2	Chladnutí.....	42
3.4	Průběh teploty v místech vzorků.....	43
	Závěr	45
	Použitá literatura	47
	Seznam obrázků.....	48
	Seznam tabulek	49
	Seznam příloh	49

Seznam používaných zkratk

ČSN	česká technická norma
EN	evropská norma
MKP	metoda konečných prvků
TOO	tepelně ovlivněná oblast v důsledku svaru
WEL	tzv. bílé leptané vrstvy – fáze perlitických ocelí

Úvod

Tramvajový provoz je oproti klasické železnici z hlediska poškozování kolejnic v mnohém specifický. Na jedné straně jsou tramvaje obvykle výrazně lehčí, než železniční vozidla, na straně druhé se ale na tramvajových tratích nachází oblouky výrazně menších poloměrů. Dále jsou také hojně využívány žlábkové kolejnice, které sice umožňují zasazení tramvajových tratí přímo do městských ulic, ale znemožňují zvětšení rozchodu koleje v oblouku, jehož se na železnici běžně využívá pro zlepšení průjezdu vozidel obloukem a snížení opotřebení trati. Důsledkem je, že tramvajové kolejnice v obloucích a výhybkách trpí značným opotřebením na vnitřní ploše hlavy.

Umístění tratí často přímo do vozovky navíc zdatelně komplikuje případnou výměnu poškozených kolejnic. Proto se hledají způsoby, jak životnost tramvajových kolejnic zvýšit. Zjevnou volbou je použití kvalitnějších, vysoce legovaných, materiálů, nicméně v tomto případě by se výrazně zvýšily náklady na stavbu tratí. Proto se používají návary pouze na vybrané části hlavy kolejnice. Tyto návary jsou ale pochopitelně náchylné na druhotný ohřev například v důsledku svařování kolejnic v trati. V tomto případě je obvykle nutné návar v blízkosti svaru odbrousit a znovu navařit.

1 Kolejnice a jejich poškozování

1.1 Materiály kolejnic

Kolejnice jsou během svého života silně zatěžovány jak dynamicky, tak i staticky. Do dynamického zatěžování lze zahrnout veškeré síly spojené s jízdou kolejového vozidla, tedy zejména tíhovou sílu vozidla, ale také sílu tažnou a brzdící a v oblouku i sílu vodící. Příkladem statického zatížení je pak teplotní dilatace kolejnic, kdy zejména u bezстыkové koleje vzniká v kolejnici značné mechanické napětí. Zvláštní pozornost si také zaslouží samotný svar, jehož provedení může životnost kolejnice velmi ovlivnit, zejména pokud jde o svar dvou různých materiálů (například v oblasti srdcovky). Kolejnice tedy musí být dostatečně pružná, aby odolala dynamickým rázům. Zejména hlava kolejnice ale musí také být dostatečně tvrdá, aby nedocházelo k její přílišné deformaci. S ohledem na životnost kolejnice je také potřeba, aby pojížděná plocha byla otěruvzdorná.

Výše zmíněné požadavky splňují, při zachování přiměřené ceny, perlitické vysokouhlíkové oceli. Ve speciálních případech (např. srdcovka výhybky) se používají oceli legované zejména manganem, křemíkem, případně i chromem a dalšími prvky. Složení jednotlivých tříd ocelí předepisuje norma ČSN EN 13674-1. Jejich složení a mechanické vlastnosti uvádím níže v tabulce 1 [1].

Materiál			Chemické složení (%)				
Rm [Mpa]	Tvrdość [HB]	Tažnosť [%]	C	Si	Mn	P	S
R200 (S700)			0,38÷0,62	max. 0,6	0,65÷1,25	max. 0,04	max. 0,04
680	200-240	14					
R220 (S800)			0,45÷0,65	max. 0,35	0,6÷1	max. 0,045	max. 0,045
680	200-240	10					
R240			0,45÷0,65	max. 0,5	0,8÷1,2	max. 0,045	max. 0,045
770	220-260	10					
R260 (900A)			0,6÷0,8	max. 0,5	0,8÷1,3	max. 0,045	max. 0,045
880	260-300	10					
R260 (900A) – výběrová ocel pro perlitizaci			0,7-0,82	0,13-0,6	0,65-1,25	max. 0,025	0,008-0,03
830-980	260-300	10					
R290GHT			0,48–0,67	0,13-0,6	0,95-1,3	max. 0,03	max. 0,03
960	290 - 330	10					
R320Cr (S1100)			0,58÷0,82	0,4 - 1,12	0,75 - 1,25	max. 0,025	max. 0,03
1080	320-360	9					
340GHT			0,6-0,82	0,13-0,6	0,65-1,25	max. 0,03	max. 0,03
1175	340 - 390	9					

Tabulka 1: Materiálové vlastnosti kolejnic [1]

Materiálový vývoj je v našich podmínkách v současnosti orientován do dvou hlavních směrů, vývoj mikrolegování kolejnicových ocelí vanadem, resp. vanadem a dusíkem a vývoj kolejnic s velmi jemnou perlitickou strukturou. První zmíněná cesta je ověřována zejména u značky oceli 110 ČSD-Vk-MnCr (obdobně u jakosti R320Cr). 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 ocelí s velmi jemnou perlitickou strukturou pak není orientován cestou tepelného zpracování, ale změnou chemického složení. Jedná se zejména o legování na bázi Cr a Mo, tedy v podstatě o jakosti 110 ČSD-Vk-MnCr nízkolegovanou molybdenem (podobně ocel R320Cr). Výrazné zjemnění perlitického zrna vede vedle zvýšení pevnostních charakteristik a ořezuvzdornosti ke zlepšení nekonvenčních charakteristik jako lomová houževnatost a odolnost proti šíření křehkého lomu. Mikrostruktura je tvořena jemným perlitem, který ztrácí lamelární charakter a má morfologii odpovídající hranici bainitické přeměny. Přísada chrómu snižuje difúzní pohyblivost uhlíku a perlitická přeměna proto probíhá při větším podchlazení. Působí zde tedy obdobný efekt jako účinkem zvýšené rychlosti ochlazování, např. cestou chlazení hlavy kolejnice vodní sprchou.

1.1.1 Návary vysocelegovaných vrstev

Jak již bylo nastíněno v úvodu, jednou z možností zvýšení životnosti kolejnice je provedení návarů vhodných materiálů na nejvíce zatěžovaná místa kolejnice. Zjevnou výhodou tohoto řešení je cena materiálu, neboť naprostá většina objemu je stále z vysokouhlíkové perlitické oceli a jen malá část objemu je vysocelegovaný návar. Nicméně toto řešení má i své nevýhody, zejména jde o zdlouhavost tohoto procesu. Obvyklý postup výroby takovéto kolejnice začíná polotovarem – válcovaným univerzálním profilem kolejnice, ze kterého lze podle potřeby obrobít různé profily – do něhož se vyfrézuje drážka pro návary. Samotné navařování se provádí trubičkovým drátem v několika vrstvách a navíc s použitím ručně elektrodou navařovaných mezivrstev. Po navařování má kolejnice opět tvar původního polotovaru a v tomto tvaru se také umísťuje do trati, (případně do konstrukce výhybky). Do konečného profilu se kolejnice obrobí až poté, co je ve stycích svařena se sousedními kolejnicemi, nicméně v oblasti tohoto svaru je ještě nutné opravit vrstvu vysocelegovaných návarů – odbroušením na základní materiál a novým navařením.

S ohledem na tuto technologickou náročnost se v současnosti použití takto upravených kolejnic omezuje téměř výhradně na konstrukce tramvajových výhybek, kdy je možné všechny tyto kroky provést ještě ve výrobním závodě a hotovou konstrukci výhybky umístit do trati jako jeden celek.

Jako mezivrstva obvykle slouží chrom-niklové oceli, v našem konkrétním případě se například jedná o elektrodu Böhler FOX A7, kdy typické složení svarového kovu je 0,1% C, 0,7% Si, 6,5% Mn, 18,8% Cr a 8,8% Ni [2]. Samotný návar je pak z oceli chrom-manganové, konkrétně jde kupříkladu o trubičkový drát Böhler BMC-FD (SK AP-O), přičemž chemické složení typického návaru je 0,5% C, 17% Mn a 13% Cr [2]. Tyto vrstvy ihned po navaření sice nemají výrazně lepší mechanické vlastnosti, ale jsou schopny značného dynamického zpevnění.

1.2 Mechanizmy poškozování v kontaktu kolo–kolejnice

V kontaktu kolo–kolejnice vzniká velmi specifická kombinace mechanického namáhání. Nejtypičtějšími typy opotřebení jsou v tomto případě adhezivní, abrazivní a kontaktně–únavové, dále pak ještě koroze a případně i mechanická fázová transformace zatěžovaného materiálu. V případě tepelného ovlivnění pak i tepelná fázová transformace na martenzit.

Adhezivní opotřebení je důsledkem vzájemného smýkání dvou těles přitlačovaných k sobě normálovou silou. Vlivem této normálové síly dochází k porušování povrchových vrstev a ke vzniku adhezních mikrospojů. Tyto mikrospoje jsou ovšem záhy opět rozrušovány, přičemž může docházet k vytrhávání materiálu z povrchu. Abrazivní opotřebení vzniká oddělováním částic z povrchu rýhováním a seřezáváním tvrdými částicemi. Kontaktně–únavové opotřebení je v případě kontaktu kolo–kolejnice typicky nízkocyklové (obvyklá horní mez zhruba 10^5 cyklů). Koroze kolejnic se nijak výrazně neodlišuje od koroze v jiných aplikacích. Jedná se o chemickou, respektive nejčastěji o elektrochemickou heterogenní reakci, při které dochází k rozrušování materiálu působením okolního prostředí. Fázová transformace je pak proces, kdy se vlivem působení vnějšího namáhání mění vnitřní struktura materiálu. Velmi specifická reakce na dynamické zatížení spojená s aplikací téměř výlučně perlitických ocelí je tvorba „bílých leptatelných vrstev“ – velmi tvrdé a křehké vrstvy. A nyní již podrobněji k jednotlivým způsobům opotřebení, v jejichž popisech čerpám z literatury [3] a [4].

1.2.1 Adhezivní opotřebení

Jak jsem již uvedl výše, vyskytuje se adhezivní opotřebení tam, kde dochází k vzájemnému smýkání dvou tuhých těles. Na jeho vznik a průběh mají vliv zejména hloubka vnikání a poloměr zakřivení povrchových mikrone rovností, velikost zatížení a rychlost relativního pohybu a konečně schopnost materiálu vytvářet adhezní spoje. Intenzita tohoto opotřebení je také velmi výrazně ovlivněna použitím maziva. V zásadě mohou u toho způsobu opotřebení nastat dva mezní případy. Prvním z nich je mírné opotřebení nastávající v případě, že rychlost porušování adsorpční a oxidové vrstvy na povrchu je menší, než rychlost jejich obnovování. Tyto vrstvy pak působí jako ochrana povrchů a tím, že brání vzniku adhezních spojů, zabraňují výraznějšímu přenosu materiálu mezi povrchy. K porušování adhezních mikrospojů v tomto případě dochází v místě původního rozhraní mezi povrchy, čímž v důsledku dochází k jejich vyhlazení. Druhým krajním případem je intenzivní opotřebení způsobené vznikem četných, relativně dokonalých adhezních mikrospojů. Jejich rozrušováním vznikají četné ošetrové částice, které mají za následek rýhované, rozbrázděné povrchy. Intenzivní adhezivní opotřebení se také může postupně vyvinout do dalších forem opotřebovávání, nejčastěji abrazivního.

1.2.2 Abrazivní opotřebení

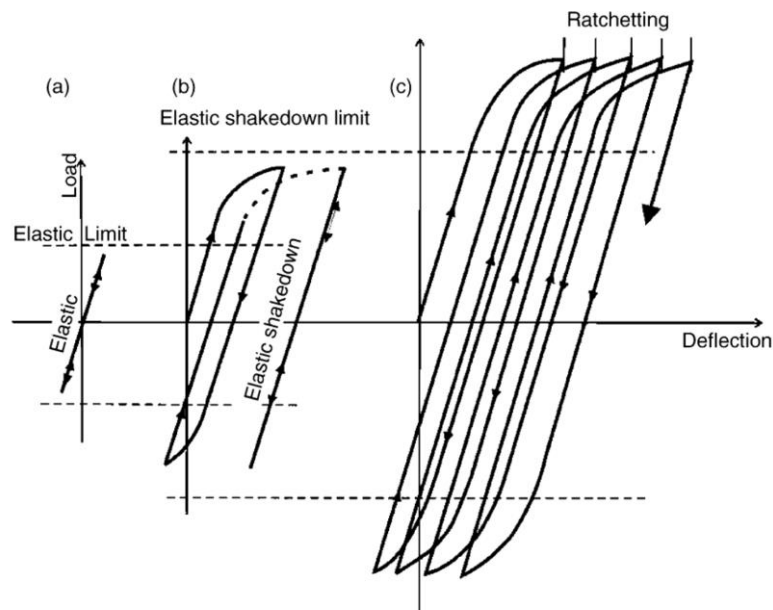
Tvrdé částice, mající za následek abrazivní opotřebení, mohou vznikat například vzájemným působením tvrdých drsných povrchů, typicky při broušení součástí. Vyskytovat se může také v pohyblivých uloženích součástí a jeho příčinou může být i působení volných částic mezi dvěma povrchy. Intenzita tohoto opotřebení je pak závislá na množství abrazivních částic, jejich tvaru, velikosti, pevnosti a tvrdosti a také na síle, která na tyto částice působí v normálovém směru.

1.2.3 Kontaktně–únavové opotřebení

Kontaktně–únavové opotřebení způsobené opakovanými dynamickými účinky v kontaktu kolo–kolejnice má charakter nízkocyklové únavy. V případě nízkocyklového únavového lomu může být na součásti zjištěno houževnaté statické porušení. U kolejnicových ocelí je typický štěpný mód lomu. Postup rozvoje nízkocyklových únavových vad má tři etapy. V první dochází k natáčení zrn a vzniku prvních mikrotrhlin v oblastech mezi inkluzemi a zrny. Druhá etapa, která zabírá přibližně 95 % životnosti součásti, je charakterizována vznikem sítí trhlin na

povrchu tělesa, které s přibývajícími cykly narůstají. Poslední etapou je spojování mikrotrhlin do makrotrhlin, což vede ke konečnému porušení součásti.

Při cyklickém zatížení se může materiál chovat třemi různými způsoby, které ilustruje následující obrázek.



Obrázek 1: Únavové chování materiálů

Část grafu (a) ukazuje stav, kdy není překročena hranice pružné deformace materiálu. V části (b) je znázorněna situace, kdy je sice v počátku zatěžování překročena mez pružnosti, ale materiál se po několika cyklech „usadí“ – vlivem mikrostrukturálních změn dojde ke změně napěťově deformační odezvy. Část (c) ukazuje jev označovaný jako ratchetting, neboli cyklické tečení [5].

Vyvolaný mezní stav spočívá v postupném zpevňování povrchových vrstev, následovaný vyčerpáním plasticity a tvorbou povrchových mikrotrhlin principiálně statického charakteru. Další rozvoj takto iniciovaných trhlin pak probíhá typickým mechanismem únavového lomu. Specifické pro danou aplikaci – tj. v systému kolo–kolejnice – je usměrnění rozvoje trhlin v podpovrchových vrstvách, v dosahu makroplastické deformace. To vede ke dvěma typickým jevům v charakteru poškozování kontaktních ploch kolejnic:

- plastický tok materiálu v povrchové vrstvě tak podporuje vznik typických „vydrolenin“, přispívající k celkovému opotřebení kontaktních ploch,

- v případě, že rozvíjející se trhliny nepřesáhnou hloubku plasticky přetvořené vrstvy, plastická deformace snižuje riziko příčného rozvoje povrchově iniciovaných trhlin (které je inherentně spojeno s kontaktně–únavovým zatížením).

Samotný proces iniciace a rozvoje kontaktně–únavových vad je v současnosti rozhodujícím parametrem životnosti i bezpečnosti provozu, kdy zbývající uvedené složky opotřebení jsou potlačovány právě uplatňováním materiálů s vyšší pevností. Tato problematika je proto předmětem aktuálního výzkumu jak v otázkách možné numerické predikce [6], [7], tak směrem k aplikaci nových materiálů a technologií zvýšení kontaktně–únavové odolnosti povrchových vrstev [8].

1.2.4 Koroze

Korozi lze rozdělit na dva základní typy – korozi probíhající chemickou reakcí a korozi probíhající elektrochemickou reakcí. Chemická koroze probíhá v elektricky nevodivých prostředích, elektrochemická pak naopak v elektricky vodivých. Nicméně koroze nemusí mít jen negativní účinky, ale často také může povrchová korozní vrstva působit jako ochranná vrstva proti dalšímu poškození jádra materiálu.

1.2.5 Fázové transformace

Fázové transformace mohou být způsobeny buď mechanickými vlivy, nebo změnou teploty. Také může dojít k fázové transformaci vlivem elektromagnetického pole, nicméně to není případ, který by mohl nastat v kontaktu kolo–kolejnice. Fázové transformace za provozu mohou být dokonce žádoucí, příkladem budiž martenzitické zpevnění vysocelegovaných austenitických ocelí návarových vrstev. Působení vrstvy WEL, sice lokálně značně zvyšuje odolnost proti abrazivnímu opotřebování, zároveň ale vede k vydrolování materiálu z povrchu. Fázových transformací založených na změně teploty se pak obvykle využívá ve výrobě (například perlitizace funkčních částí výhybek), v provozu je ovšem tento jev zcela nežádoucí, neboť by mohl vést až ke vzniku martenzitu, tedy velice tvrdé, ale zároveň křehké fáze oceli. Ten se, právě pro svou křehkost, může snadno při dynamickém zatěžování stát zdrojem trhliny.

1.3 Specifika poškozování kolejnic na tramvajových tratích

Oproti klasické železnici má tramvajový provoz určitá specifika. V porovnání se železničními vozidly jsou tramvaje výrazně lehčí (svého času nejrozšířenější tramvaj Tatra T3 má hmotnost zhruba 16 t, tedy 4 t na nápravu) a jezdí nižšími rychlostmi, díky čemuž je nižší dynamické namáhání koleje. Na druhou stranu tramvajové tratě často obsahují množství oblouků velmi malých poloměrů (v krajních případech i poloměry pod 25 m – například serpentýna v pražské Chotkově ulici – při normálním rozchodu 1435 mm). Navíc kvůli použití žlábkových kolejnic není možné v oblouku zvětšit rozchod, což se běžně využívá na železnici k zvětšení rozdílu mezi okamžitými průměry kol a tím k zajištění lepšího průjezdu obloukem. V obloucích velmi malých poloměrů tak na tramvajových tratích dochází u nabíhajícího kola k dvojbodovému dotyku s velkým předstihem bodu na okolku. Důsledkem tohoto kontaktu je pak značné opotřebení vnitřní plochy hlavy vnější kolejnice. Hlubší rozbor této problematiky, zabývající se vlivem konkrétních jízdních obrysů kol a profilů kolejnic, však nesouvisí s cíli této práce. Z hlediska budoucího vývoje je navíc velmi zajímavé konstrukční řešení tramvaje Škoda 15T, která nemá pevná dvojkolí, ale oddělená kola, každé s vlastním, individuálně řízeným, motorem. Toto uspořádání teoreticky umožňuje, aby podvozek do oblouku aktivně zatáčel díky různým rychlostem pravých a levých kol, což by mohlo vést ke snížení opotřebení jak kol tramvajů, tak kolejnic v obloucích.

1.4 Svařování kolejnic

První pokusy se svařováním kolejnic v delší celky se uskutečnily ve dvacátých letech 20. století, širšího uplatnění se ale tato technologie dočkala až po druhé světové válce [9]. V současnosti se jedná o nejrozšířenější způsob spojování kolejnic, přičemž v zásadě existují tři možné způsoby provedení svaru – obloukem, odporově nebo aluminotermicky. Každá z těchto metod má svoje výhody i nevýhody a záleží tak na konkrétních podmínkách, který způsob je nejvýhodnější použít.

1.4.1 Obloukové svařování

Ať již automaticky nebo ručně, je nejméně využívanou metodou a pro svařování plných profilů se využívá zcela výjimečně, zejména pro svoji pracnost a zdlouhavost. Na druhou stranu má

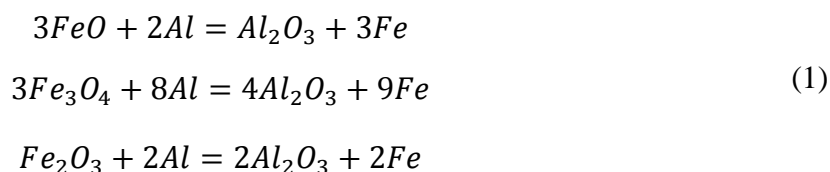
nejmenší nároky na prostor okolo svaru a umožňuje svařit i velmi odlišné materiály. Také umožňuje svařovat v podstatě libovolné profily a provádět návary. Výhodou této metody je také poměrně malá TOO.

1.4.2 Odporové svařování

Tato metoda využívá k natavení konců kolejnic průchodu elektrického proudu rozhraním kolejnic. Po natavení jsou pak obvykle kolejnice stlačeny k sobě, čímž se ze svarové plochy vytlačí případné nečistoty. Výhodami této metody je obvykle vysoká kvalita svaru, relativně malá TOO a také stejné složení svarového kovu a kolejnic [10]. Navíc je tato metoda jednoduše mechanizovatelná a automatizovatelná. Nevýhodou této metody je značný rozměr svařovací hlavy, kvůli kterému v podstatě nelze tímto způsobem svařovat kolejnice ve výhybkách.

1.4.3 Aluminotremické svařování

Známe také jako svařování termitem. Princip, na kterém je tato metoda postavena, je v redukci oxidů železa hliníkem. Jedná se o silně exotermické reakce, jejichž produktem jsou čisté železo a oxid hlinitý, jak ukazují rovnice (1).



K zažehnutí termitové směsi a tím k zahájení tohoto procesu je však nutná vysoká teplota – zhruba 1200 až 1300 °C [9]. Po zapálení směsi se již reakce šíří díky produkci vlastního tepla. Výsledkem této reakce je pak tekuté železo a struska, podle různých zdrojů o teplotě 2500 až 3150 °C. Do termitové směsi lze přidat i legující prvky, jako například mangan, nicméně velká část legur přechází do strusky. Přidat lze také ocelový šrot, který snižuje teplotu roztaveného kovu. Přesné parametry termitových směsí jsou pak obvykle obchodním tajemstvím jednotlivých výrobců.

Postup při aluminotermickém svařování je obvykle takový, že se mezi svařovanými kolejnicemi ponechá spára a okolo budoucího svaru se nasadí žáruvzdorná forma. Poté jsou oba konce kolejnic přehřátý plamenem na zhruba 800 až 900 °C. Po dokončení přehřevu je nad

formu umístěn kelímek s termitovou směsí. Ta je následně zapálena a po prohoření odpíchnuta do formy. Ještě za tepla je přebytečný svarový kov odstraněn a po vychladnutí je pak svar zabroušen na profil kolejnice.

Oproti odporovému svařování je tato metoda méně náročná na prostor a při použití speciálních forem jdou k sobě svařovat i různé profily kolejnic. Nevýhodou je nemožnost kontrolovat průběh svařování a vlivem vysoké teploty značně velká TOO. Problematickým také může být složení svarového kovu [10].

2 Analýza svarových rozhraní

Pro analýzu svarových rozhraní jsem použil kolejnici základního profilu 73C1 z materiálu S 900, navařenou na několika místech chromniklovou mezivrstvou a různým počtem vrstev chrommanganového návaru. Návary byly provedeny tak, jak je uvedeno v kapitole 1.1.1, tedy mezivrstva elektrodou Böhler FOX A7 a hlavní návar trubičkovým drátem Böhler BMC-FD. Přesné umístění návarů není z hlediska vyhodnocování jejich provedení zásadní a s ohledem na zachování výrobního tajemství úmyslně neprezentuji žádné výkresy s jejich umístěním. Kolejnice byly ve stavu před konečným obrobením, tedy mimo jiné ještě bez vyfrézovaného žlábků.

Analýzy jsem prováděl pro dva vzorky a následně jsem je ještě porovnával s výsledky analýz vzorku třetího, které byly provedeny v rámci samostatného projektu [11]. První vzorek – vzorek 1 – pochází z kolejnice, jež byla aluminotermicky svařena v konstrukci výhybky, a to zhruba ze vzdálenosti zhruba 105 mm od svaru. Druhý – vzorek 2 – jsem odebral z kolejnice pouze upravené návary výše zmíněným způsobem, tedy bez jakéhokoli druhotného ohřevu. Vzorek 3, s nímž jsem mé dva vzorky porovnával, pak pochází ze vzdálenosti 15 mm od aluminotermického svaru.

2.1 Metodika analýzy

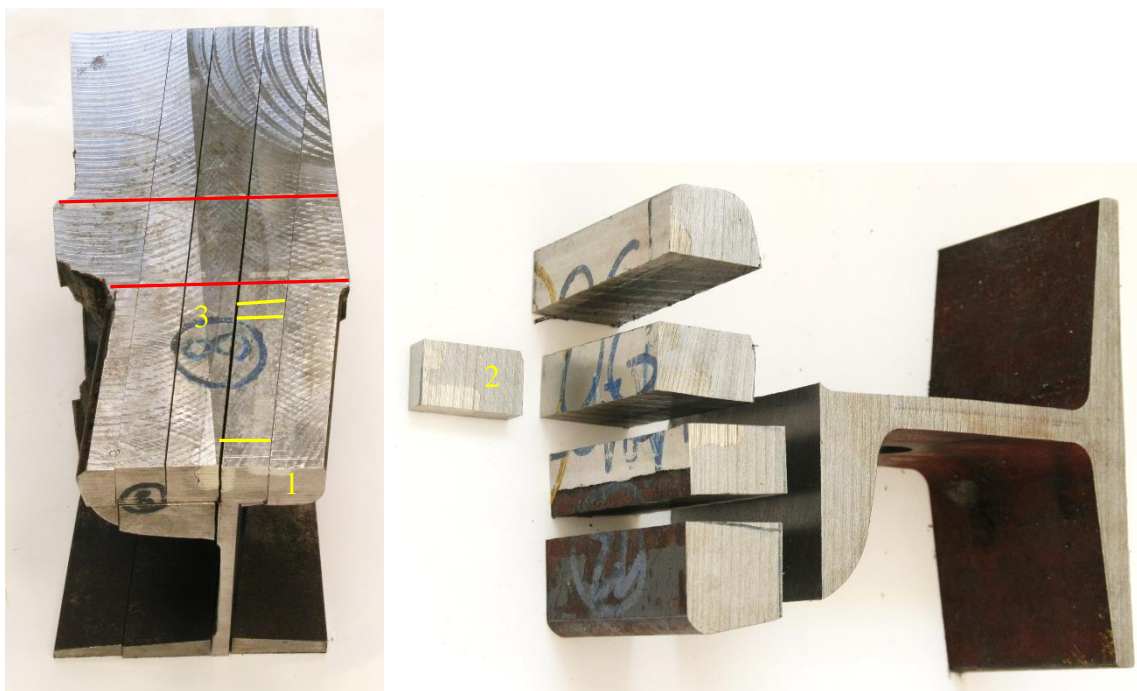
Vzorky byly zkoumány následujícími metodami:

- Metalografické analýzy pomocí světelné a elektronové mikroskopie – analýzy struktury materiálu zejména v oblasti rozhraní základní materiál–návar.
- Chemické analýzy – určení přesného složení základního materiálu a následné liniové analýzy přes rozhraní návaru.
- Analýzy mechanických vlastností – měření mikrotvrdomosti základního materiálu a návaru.

O metodikách analýz svarových rozhraní více pojednává například [12].

2.2 Příprava materiálu pro analýzy

Vzhledem k relativnímu dostatku materiálu pro výrobu vzorků bylo možné při tomto postupu zohlednit i pohodlí práce s těmito vzorky. Postupným řezáním (viz obrázky níže) tak vznikly pro potřeby vlastních analýz kvádry o přibližných rozměrech 30x20x10 mm, přičemž vždy jedna ze dvou největších ploch byla určena pro analýzy. Výběr zkoumané plochy byl dán kvalitou řezu, neboť dalším postupem přípravy bylo postupné zbroušení této plochy do roviny a následně v závislosti na požadavcích konkrétní analýzy byl povrch buď pouze naleštěn, nebo ještě navíc naleptán. Vzhledem k velmi rozdílné chemické odolnosti základního materiálu a návarů bylo obvykle nutné leptání provádět vícekrát a různými leptadly.



Obrázek 2: Odběry vzorků

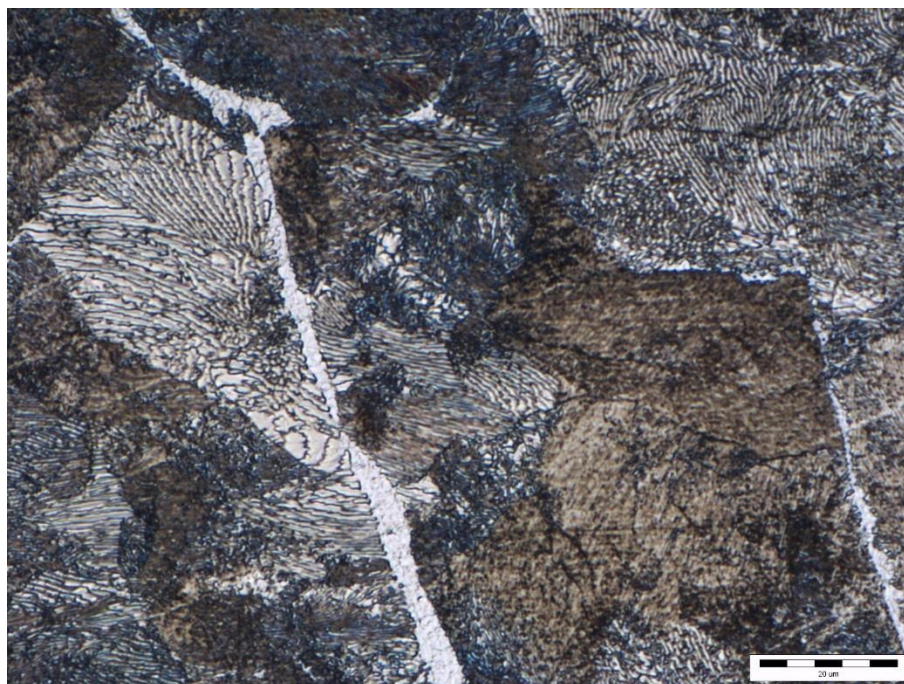
V levé části obrázku je znázorněno odebrání vzorků 1 a 3, žluté úsečky značí přibližné pozice řezů provedených pro získání těchto vzorků. Červené úsečky pak zhruba ohraničují aluminotermický svar. V pravé části je pak pohled na vzorek 2 společně s rozloženou rozřezanou původní kolejnicí.

2.3 Metalografické analýzy

Cílem metalografických analýz bylo zejména studium svarových rozhraní a to jak základní materiál–návar, tak i mezi jednotlivými vrstvami návarů. Hledal jsem zejména případné trhliny a projevy oduhličení základního materiálu. Dále jsem také porovnával strukturu materiálu v TOO a v neovlivněném jádře. K měření jsem používal světelný metalografický mikroskop NEOPHOT 32. Pro naleptání povrchu vzorků jsem používal Nital (pro studium základního materiálu) a Pikral (pro studium návarů).

2.3.1 Základní struktura

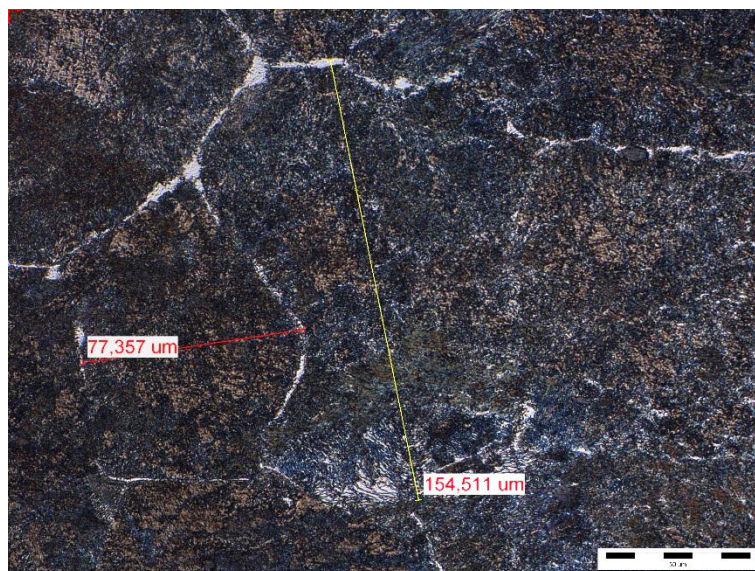
Ačkoli byly oblastí mého zájmu zejména návary, prozkoumal jsem (zejména na vzorku 2) důkladněji i oblast základního materiálu. Struktura základního materiálu je plně perlitická, jak je dobře vidět z obrázku 3 níže. Obrázky 4 a 5 pak ukazují výrazné zjemnění zrn v blízkosti návarů.



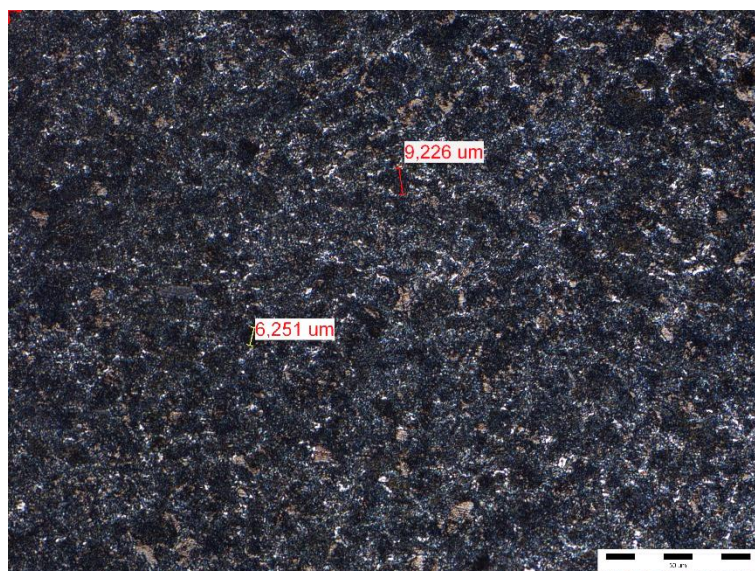
Obrázek 3: Detail struktury základního materiálu

Obrázek 3 pochází ze vzorku 1, z oblasti mimo TOO návaru (která je na vzorcích 1 a 2 dobře patrná). Obrázky 4 a 5 pak pocházejí již ze vzorku 2.

Zatímco uvnitř základního materiálu se velikost zrn pohybuje v desítkách μm , zhruba v rozpětí hodnot 70 až 160 μm , v TOO lze pozorovat velmi výrazné zjemnění zrna a to na rozměry pod 10 μm .



Obrázek 4: Velikost zrn uvnitř základního materiálu



Obrázek 5: Velikost zrn v blízkosti návarů

2.3.2 Struktura svarového rozhraní

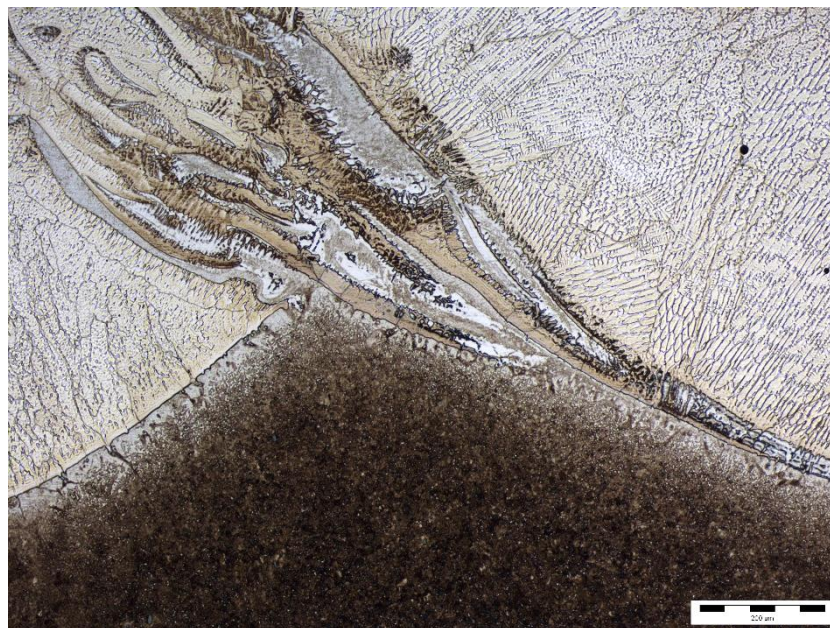
První výsledek zkoumání svarového rozhraní byl u všech vzorků pozorovatelný již pouhým okem bezprostředně po naleptání – a to existence TOO od návarů. U vzorku 3 není původní TOO patrná – je „přebita“ TOO aluminotermického svaru, kdy v důsledku vneseného tepla překrystalizoval základní materiál v celé ploše vzorku. Naopak na vzorcích 1 a 2 je původní TOO velmi dobře viditelná. Srovnání vzorků 1 a 3 je na obrázku 6.



Obrázek 6: Porovnání existence prvotní TOO (vlevo vzorek 3, vpravo 1)

Z hlediska zkoumání svarového rozhraní je nutné se zaměřit jednak na případnou existenci trhlin, jednak na možné fázové transformace na martenzit, vzniklé vlivem promíšení základního materiálu s návarovým kovem a zároveň teplem podpořené difuze uhlíku, jehož má základní materiál více než návary. Z hlediska nebezpečí vzniku těchto jevů je nejméně ohrožen vzorek 2, kterému bylo dodáno teplo pouze během samotného navařování návarů. Naopak nejvíce poškozen bude pravděpodobně vzorek 3, kterému bylo dodáno velké množství tepla od aluminotermického svaru.

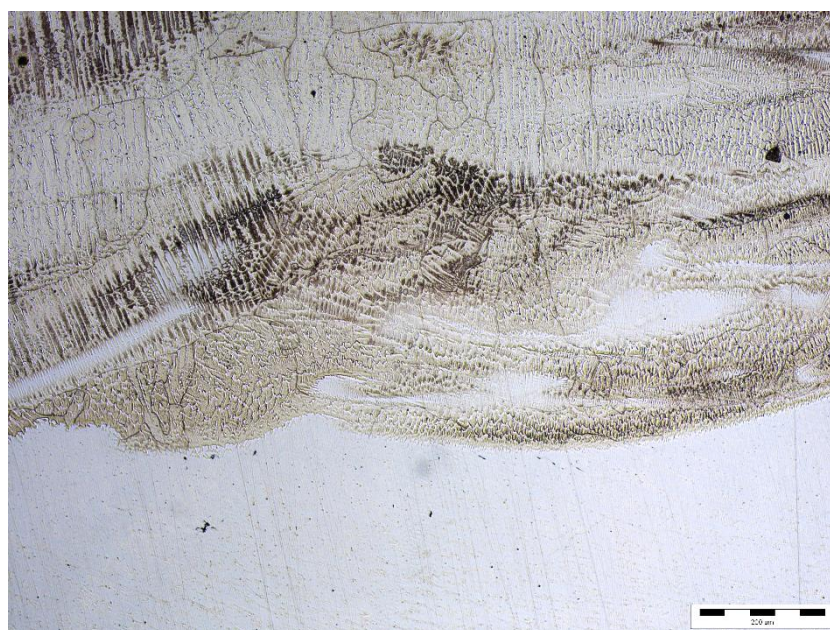
U vzorku 1 ani 2 nejsou pozorovatelné žádné viditelné trhliny, nicméně lze pozorovat oduhličení základního materiálu a v blízkosti svarového rozhraní i heterogenitu svarového kovu. Na obou vzorcích se také objevují, zejména v místech styku rozhraní jednotlivých návarových housenek se základním materiálem, „řasy“ – mechanické promíchání základního materiálu a návarového kovu. Tento jev zobrazuje obrázek 7.



Obrázek 7: Promísení základního materiálu s návarem

2.3.3 Struktura návarového kovu

V obou návarech je pozorovatelná primární dendritická struktura, vzniklá během tuhnutí návarového kovu. Návary jsou bez viditelných trhlin, na hranici obou materiálů je viditelné promísení obou kovů. Všechny tyto jevy jsou viditelné na obrázku 8.



Obrázek 8: Rozhraní návarů

2.3.4 Analýza vzorku 3

Analýza vzorku 3 byla prováděna stejnými postupy na stejném měřicím přístroji, jako v případě vzorků 1 a 2. Z analýzy plynou následující fakta [11].

Vlivem aluminotermického svaru došlo v dané vzdálenosti od svarového rozhraní k plné překrystalizaci perlitické oceli, dosah a charakter původních strukturních změn v TOO návarů nebyl proto pozorovatelný. U hlubokého návaru byla zjištěna trhlina po výšce návaru. Trhlina se převážně rozvíjela podél svarového rozhraní, místy došlo k odklonu do svarového kovu, a to buď v oblastech s větší členitostí svarového rozhraní, zejména na přechodu návarových vrstev, nebo v oblastech s vyšším výskytem karbidů v návarovém kovu (v těchto oblastech měla trhlina interkrystalický průběh).

Trhlina byla iniciována na rozhraní základního materiálu s návarovým kovem v úzkém pásmu promíšení. Vlivem promíšení vznikla na rozhraní mikroskopická vrstva se zvýšeným obsahem legujících prvků. Spolupůsobením difuze uhlíku vlivem dodatečného ohřevu při aluminotermickém svařování došlo k fázové transformaci na martenzit. Vzhledem k chemickému složení základního a přídatných materiálů lze předpokládat tzv. „difuzi uhlíku proti koncentračnímu spádu“, kdy přímo v návarovém kovu vzniká mikroskopické pásmo s vysokou koncentrací uhlíku. Toto vyvolává lokální výrazné rozdíly v pevnosti (a tvrdosti) vrstev podél svarového rozhraní. Lokálně – na boku návaru, v blízkosti přechodu do vrstvy chrommanganového návaru, dosáhlo oduhličení perlitické oceli intenzity, vedoucí ke vzniku souvislé výlučně feritické vrstvy podél hranice ztavení.

V oblasti „dna“ návaru došlo k vytvoření pásma s převážným podílem strukturně volného feritu. Nauhličené pásmo na rozhraní s austenitickým návarem bylo tvořeno směsí perlitu a rozpadových strukturních složek. Nebylo zjištěno nauhličení vrstvy s intenzitou, vyvolávající souvislé karbidické (nebo martenzitické) pásmo v návarovém kovu podél svarového rozhraní.

V žádné oblasti návaru trhlina nepřecházela do původně tepelně ovlivněné oblasti perlitické oceli. Jak bylo uvedeno, dodatečně vnesené teplo při aluminotermickém svařování vyvolalo intenzivní oduhličení kolejnicové oceli podél svarového rozhraní, které vedlo ke vzniku výlučně feritické struktury ve vrstvě do 100 μm .

Lze předpokládat, že k iniciaci trhliny přispěla zavařená struska, zjištěná s tloušťkou cca 500 μm na svarovém rozhraní po výšce chrommanganového návaru.

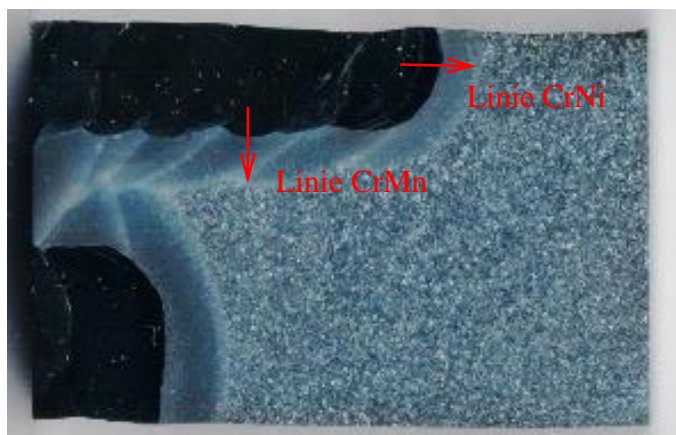
V chromniklovém návarovém kovu byla zjištěna ojedinělá trhlina. Jednalo se o interkristalické poškození návaru v oblasti lokálního výskytu karbidů po hranicích zrna.

2.4 Měření tvrdosti

Pro měření tvrdosti jsem použil automatizovaný tvrdoměr ZWICK ZHU 2.5/Z2.5, s jehož pomocí jsem na každém vzorku změřil tvrdost metodou HV1 (tvrdost podle Vickerse – vryp je prováděn čtyřbokým jehlanem s vrcholovým úhlem 136° – se zatížením silou odpovídající tíhové síle závaží o hmotnosti 1 kg) ve dvou liniích o patnácti bodech měření s krokem 0,2 mm. Linie byly vedeny tak, aby zhruba v polovině protínaly svarové rozhraní a vždy jedna byla vedena do chromniklové mezivrstvy a druhá do chrommanganového návaru.

Tvrdost základního materiálu a návarů by v našem konkrétním případě – kolejnice nezátížená provozem – měla být relativně podobná. Tabulková hodnota pro základní materiál je 260 až 300 HB [1], pro chrommanganový návar po navaření přibližně 260 HB [2]. Návar typu CrMn pak výrazně zpevňuje v provozu vlivem dynamických účinků jízdy vozidel, a to až na hodnoty okolo 550 HV. Tento typ materiálu zpevňuje dislokačně, zatímco výrazná lokální změna tvrdosti materiálu CrNi téměř jistě znamená fázovou transformaci tohoto materiálu.

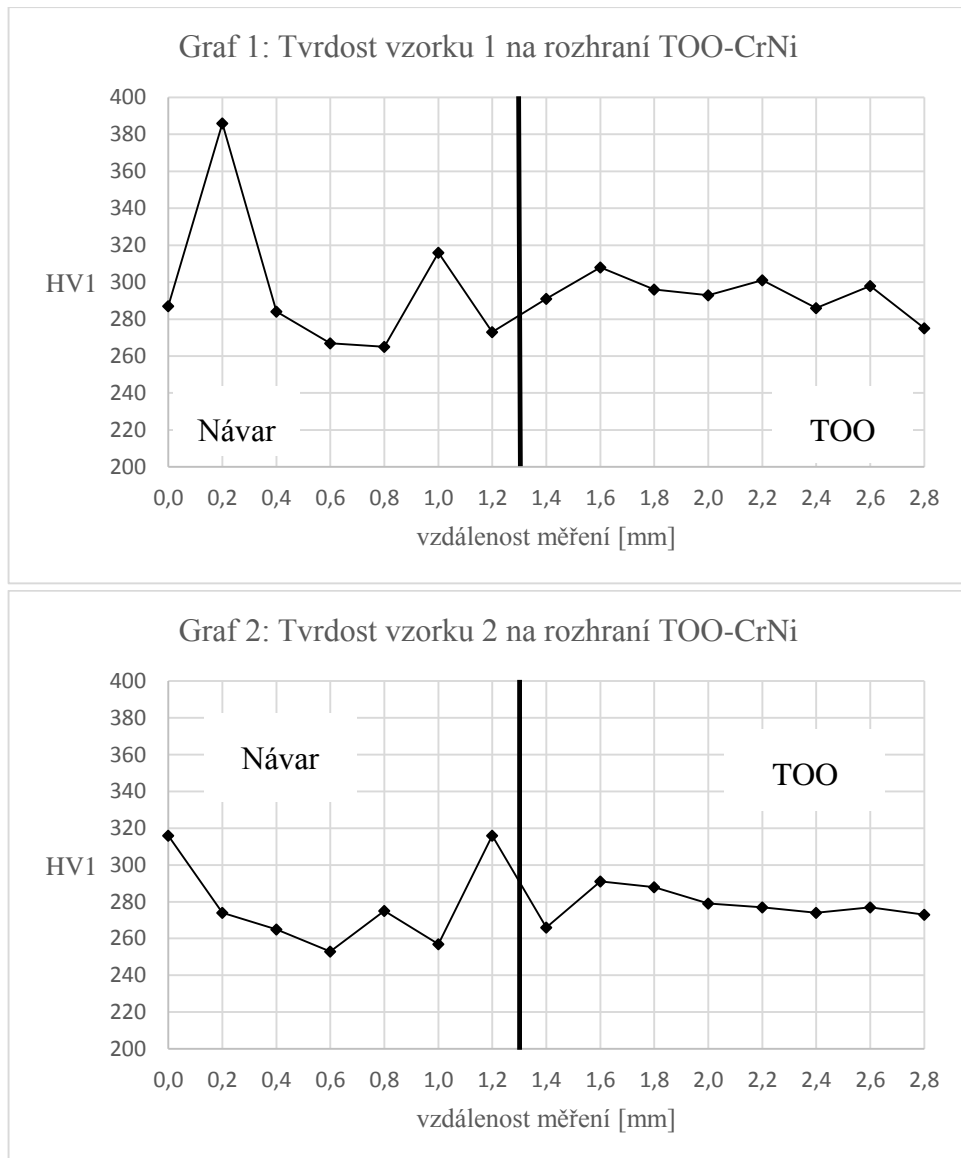
U obou mnou měřených vzorků jsem se snažil mít měřené linie ve stejných místech a to i vzhledem k porovnávání se vzorkem 3. Umístění těchto linií znázorňuje obrázek 9 níže.



Obrázek 9: Linie měření tvrdosti

2.4.1 Rozhraní TOO-CrNi

Jako první se zaměřím na rozhraní základního materiálu a chromniklové mezivrstvy. Ve všech grafech v této i následující kapitole znázorňuje černá svislá čára přibližnou polohu hranice návaru.

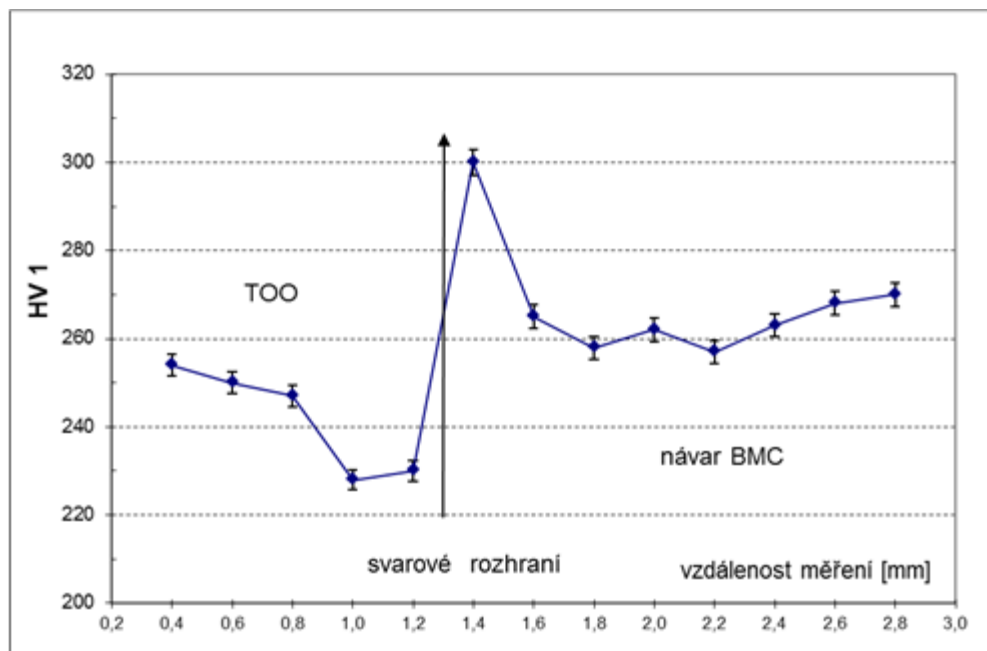


Obrázek 10: Tvrdost rozhraní TOO–CrNi

Z grafu 1 není žádné výrazné zpevnění okolo hranice ztavení patrné. Výrazný pík hlouběji v oblasti návaru je pravděpodobně způsoben lokální heterogenitou návaru, nelze ale ani vyloučit nedokonalost výbrusu vzorku a jeho uložení v přístroji – to zejména s ohledem na obě sousední hodnoty.

Graf 2 již ukazuje jisté zpevnění v blízkosti svarového rozhraní, nicméně ne v rozsahu odpovídajícímu fázové transformaci materiálu.

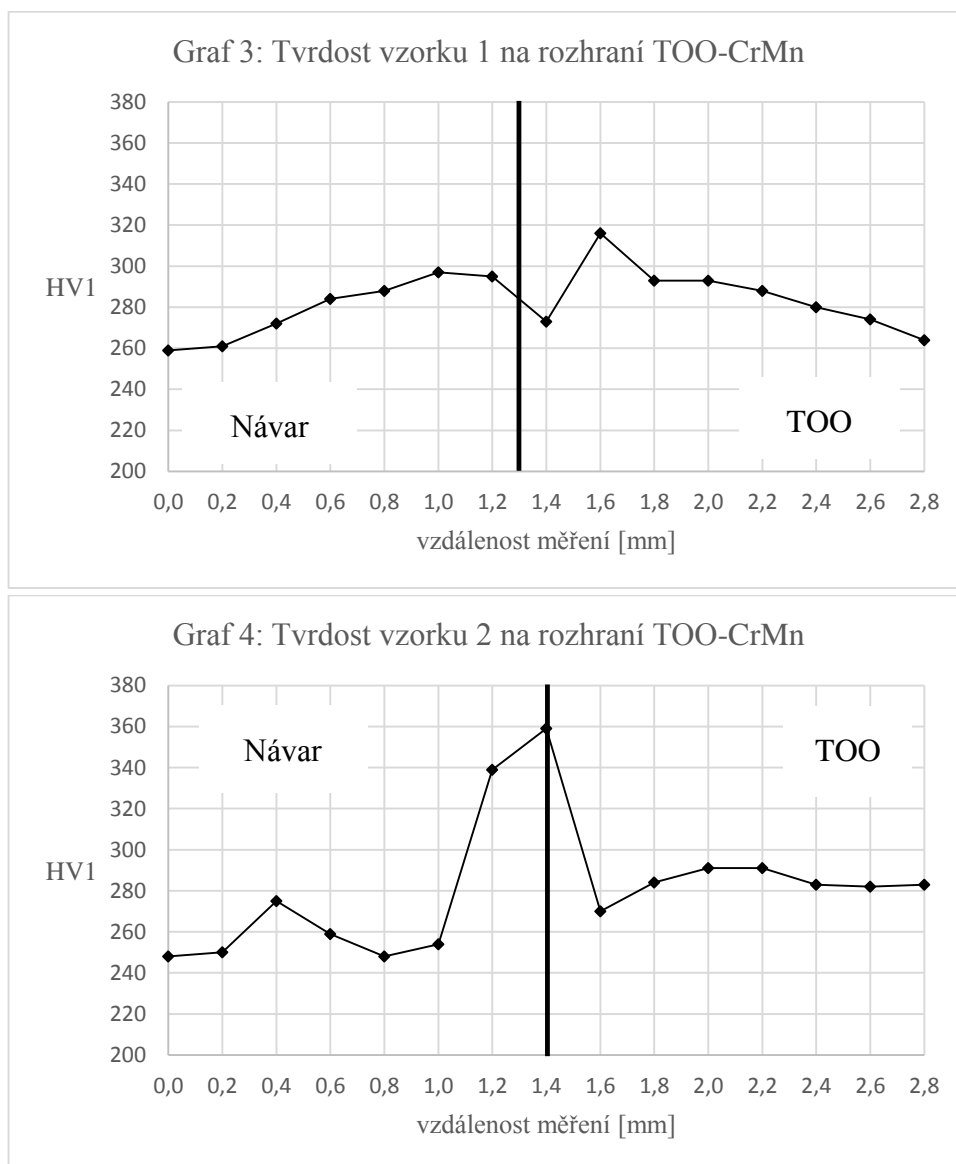
Níže uvedený obrázek 11 pak ukazuje průběh tvrdosti na vzorku 3. Zde lze pozorovat trend výrazného zvýšení tvrdosti návaru v bezprostřední blízkosti rozhraní návaru se základním materiálem.



Obrázek 11: Průběh tvrdosti vzorku 3 na rozhraní TOO-CrNi [11]

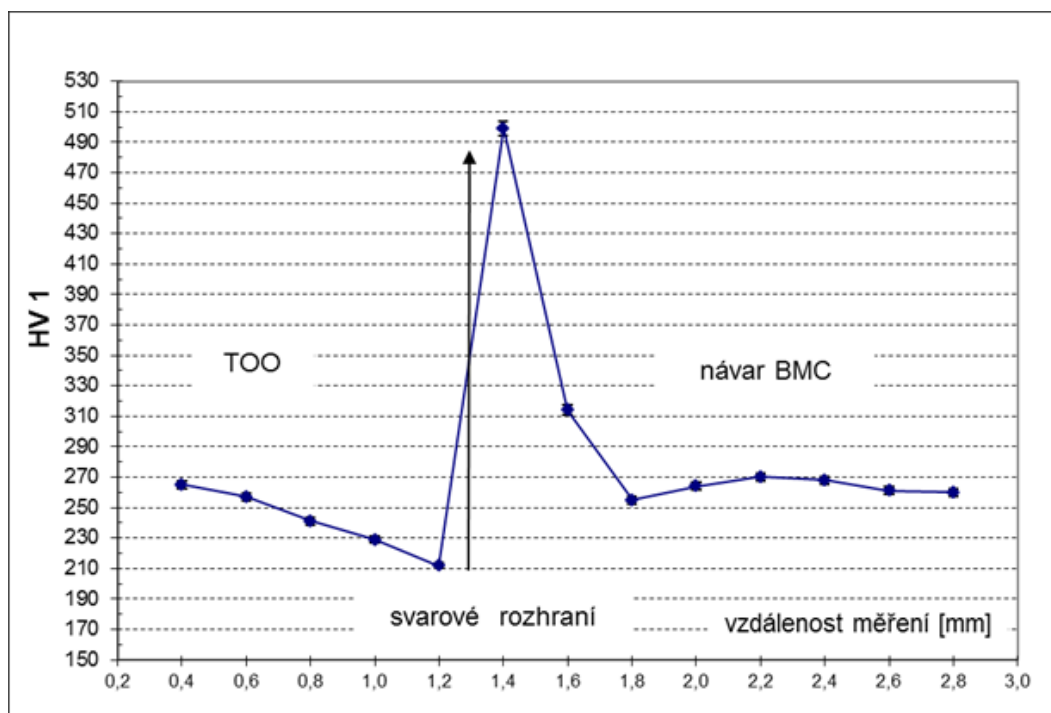
2.4.2 Rozhraní TOO-CrMn

Nyní obdobným způsobem analyzuji i rozhraní mezi základním materiálem a samotným chrommanganovým návarem.



Obrázek 12: Tvrdość rozhraní TOO–CrMn

V zásadě jediný graf, který ukazuje výraznější zpevnění v oblasti svarového rozhraní, je graf 4. Zde byla změřena výrazně tvrdší vrstva návaru v blízkosti hranice ztavení a zároveň drobný pokles tvrdosti základního materiálu. Tento výsledek by mohl být indikací difuze uhlíku ze základního materiálu do návaru, navíc pouze za přispění tepla dodaného při výrobě návaru. Vzorek 2 totiž nebyl vystaven druhotnému ohřevu.



Obrázek 13: Průběh tvrdosti vzorku 3 na rozhraní TOO-CrMn [11]

Výše uvedený obrázek 13 ukazuje podobný trend, jako graf 4, byť výrazně dramatičtější – zpevnění je v tomto případě o zhruba 100%, v případě vzorku 2 se jedná přibližně o 50%. Toto je ovšem vcelku pochopitelné, vzhledem k velkému množství tepla, které bylo do materiálu vneseno aluminotermickým svarem a které umožnilo snazší difuzi uhlíku.

2.5 Chemické analýzy

Analýzy chemického složení zkoumaných vzorků byly prováděny pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu TESCAN VEGA 5130SB, navíc vybaveného mikroanalyzátozem EDX Bruker Quantanox 200, pracujícím v režimu energiové disperzní mikroanalýzy. Tento mikroanalyzátor má naneštěstí jednu závažnou nevýhodu – není schopen s uspokojivou přesností určit množství uhlíku v materiálu.

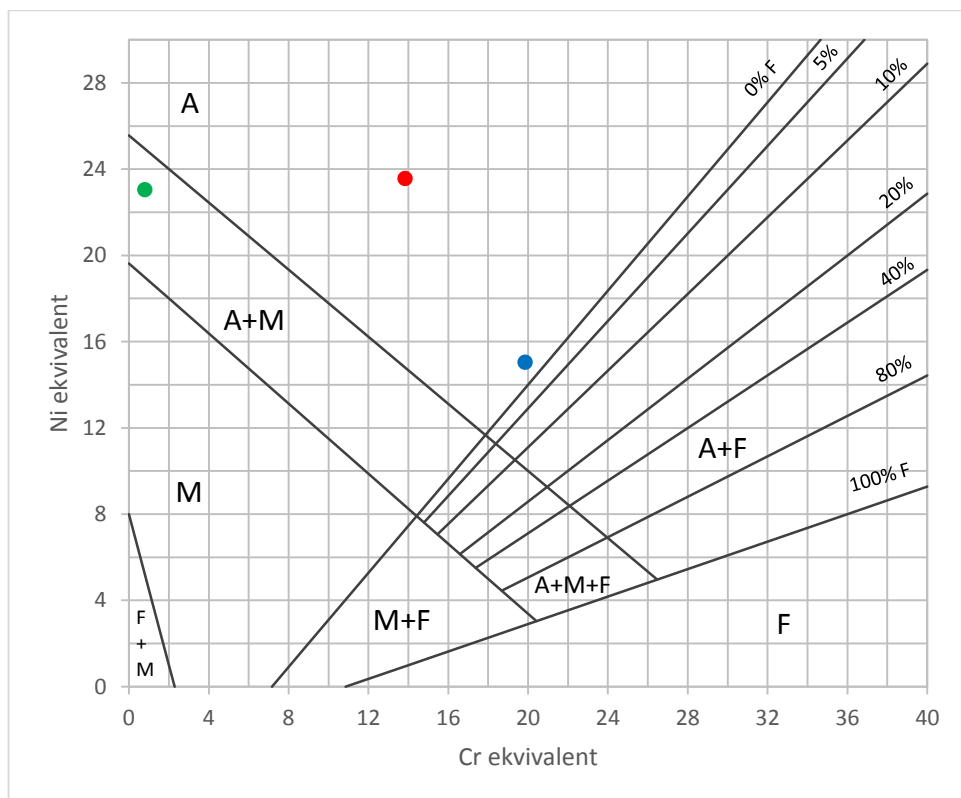
Pro určení struktury materiálu v závislosti na jeho složení je velmi užitečným nástrojem Schäfflerův diagram. Ten za pomoci ekvivalentů chromu a niklu určuje, jaká by měla být struktura materiálu. Pro výpočet těchto ekvivalentů platí následující rovnice:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \cdot \%Si + 0,5 \cdot \%Nb \quad (2)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \cdot \%C + 0,5 \cdot \%Mn \quad (3)$$

Z těchto rovnic je vidět, že přesné umístění materiálu v diagramu (a tím i jeho konečná struktura) je velmi silně závislé na množství uhlíku, který obsahuje. Vzhledem k výše uvedenému omezení se ale právě u koncentrace uhlíku budeme muset spokojit s tabulkovými údaji.

Pokud bychom uvažovali tabulkové složení všech tří kovů, dostaneme následující diagram. Zelený bod je základní materiál, modrý chromniklová mezivrstva a červený chrommanganový návar. Písmeno A označuje v diagramu oblast austenitu, F oblast feritu a M oblast martenzitu.

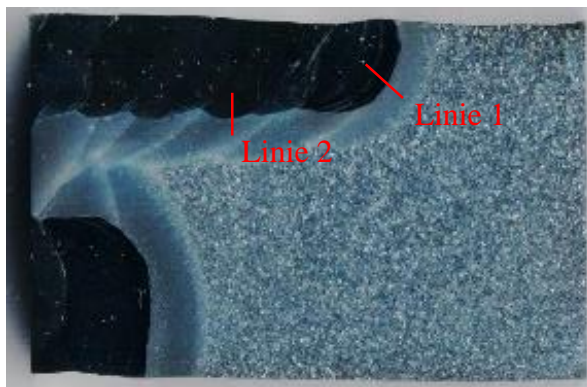


Obrázek 14: Schäfflerův diagram pro tabulkové složení materiálů

Při navařování návarů musí alespoň v malé vrstvě dojít k promíchání návarového kovu se základním materiálem. Z hlediska diagramu to znamená, že z bodu reprezentujícího základní materiál do bodu návaru budeme muset přejít po spojitě křivé a tím pádem i překročit hranici

mezi čistě austenitickou strukturou návarových kovů a strukturou směsi austenitu a martenzitu, která by odpovídala základnímu materiálu.

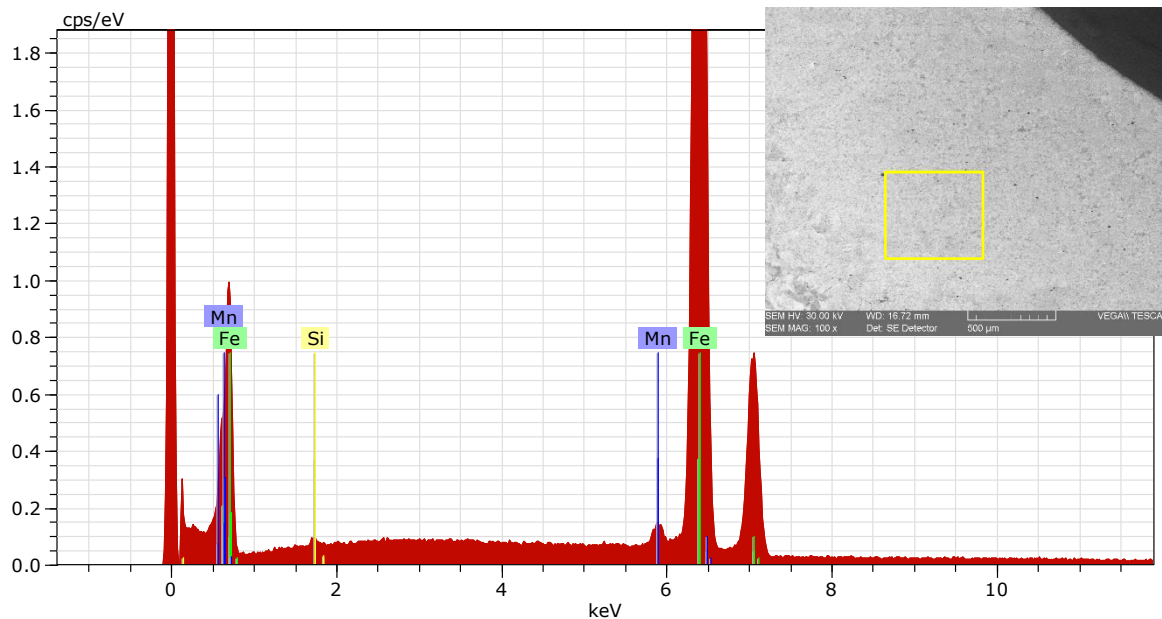
Pro podrobnější zkoumání této problematiky jsem si vybral vzorek 1, na kterém jsem provedl dvě liniová měření chemického složení přes svarová rozhraní. Linie byly dlouhé 2 mm a obsahovaly 100 měřených bodů. Umístění linií ukazuje obrázek 15.



Obrázek 15: Liniová měření chemického složení

Tato měření jsem ještě doplnil plošnými analýzami chemického složení v oblastech konců linií. Jelikož první měření základního materiálu neodhalilo žádné měřitelné promísení s návarem, měřil jsem chemické složení základního materiálu pouze jednou.

Výsledek chemické analýzy základního materiálu, jak jsem již napsal, neodhalil žádné promísení s návarovým kovem. Ve změřeném spektru se vyskytovaly pouze píky, odpovídající železu, manganu a křemíku. Žádné další prvky nejsou v základním materiálu spolehlivě měřitelné. Výsledkem této analýzy je obsah manganu 1,03% s chybou 0,06% a obsah křemíku 0,50% s chybou 0,05%. Pro sestavení Schäfflerova diagramu z reálného složení materiálů budu dále uvažovat střední tabulkovou hodnotu obsahu uhlíku 0,75%. Obsah dalších prvků uvažuji maximálně 0,05%, tedy nejistotu měření koncentrace křemíku – nejméně zastoupeného měřeného prvku.



Acquisition 593 Date:5/12/2015 10:56:06 AM HV:30.0kV Puls th.:2.12kcps

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	92.73	98.48	97.98	2.37
Mn	25	K-series	0.97	1.03	1.04	0.06
Si	14	K-series	0.47	0.50	0.98	0.05
Total:			94.16	100.00	100.00	

Obrázek 16: Chemické složení základního kovu v TOO

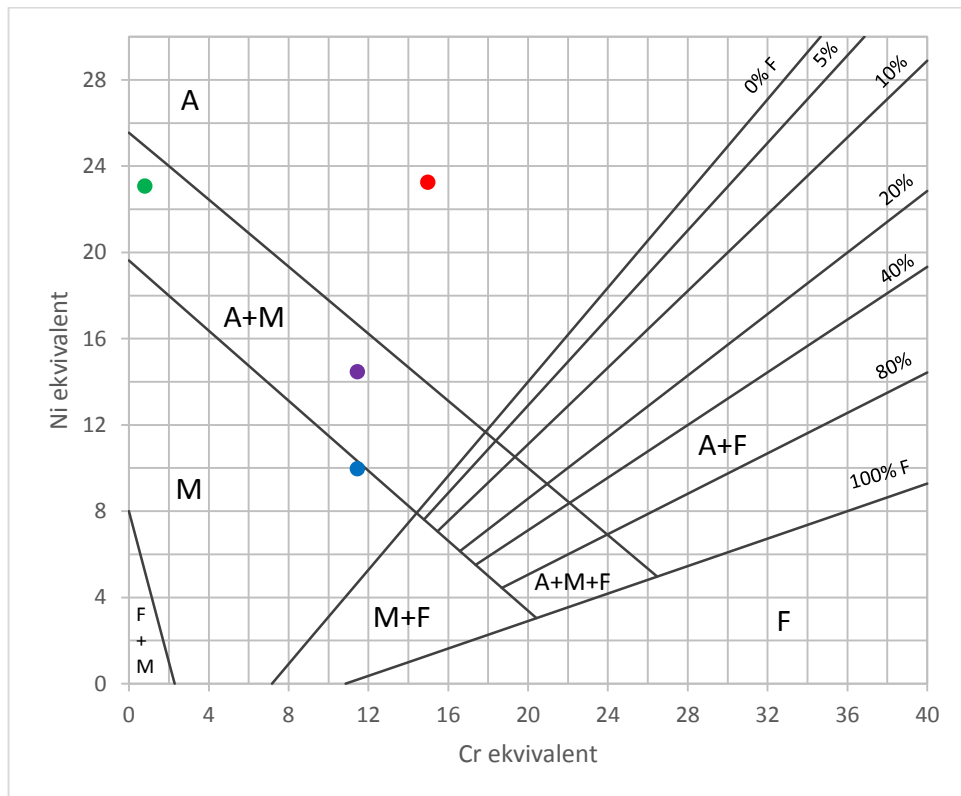
Stejným způsobem bylo provedeno měření chemického složení návarových kovů. Na tomto místě uvádím již pouze výsledné hodnoty, protokoly měření tvoří přílohu A.

Návar	Fe	Mn	Cr	Si	Ni
CrNi	79,89%	4,17%	10,32%	0,75%	4,87%
CrMn	68,88%	16,41%	14,18%	0,53%	—

Tabulka 2: Složení návarových kovů

Obsah uhlíku jsem opět nucen brát tabulkový, v případě chromniklového návaru je to 0,1%, pro návar chrommanganový pak 0,5%.

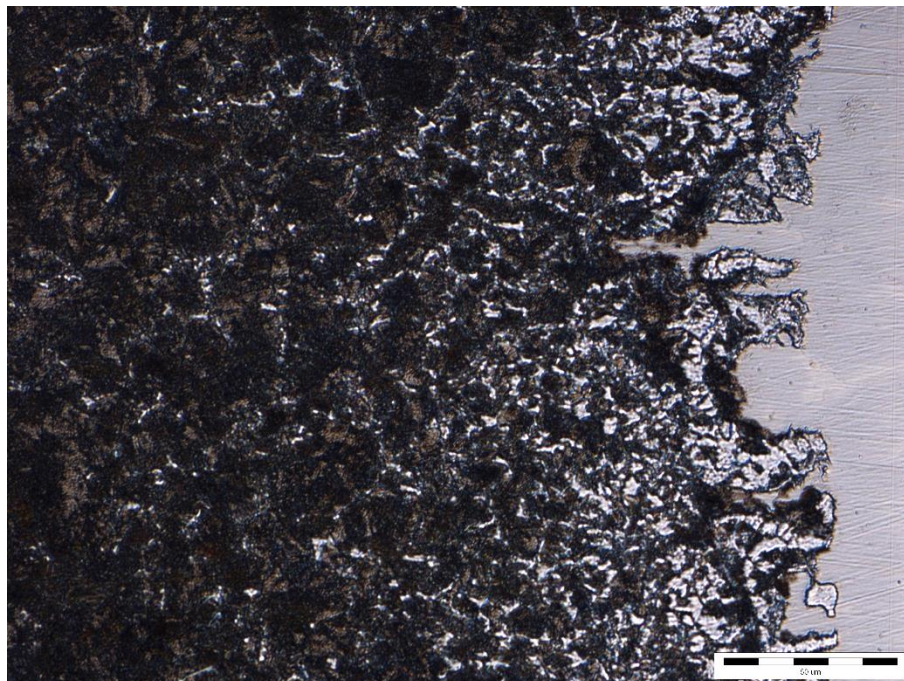
S těmito hodnotami již můžeme sestavit Schäfflerův diagram, odpovídající reálnému složení materiálů v blízkosti svarového rozhraní. Značení zůstává stejné, jako na obrázku 14, tedy zelený bod pro základní materiál, modrý pro CrNi mezivrstvu a červený pro CrMn návar.



Obrázek 17: Schäfflerův diagram reálného složení materiálů

Porovnáním obrázků 14 a 17 zjišťujeme, že pozice základního materiálu a chrommanganového návaru se zásadněji neliší, ale velmi výrazně se posunul bod, reprezentující chromniklovou mezivrstvu. Ten byl na obrázku 14 v oblasti austenitu a na obrázku 17 se nachází v oblasti martenzitu. Pokud bychom pak uvažovali difuzi uhlíku ze základního materiálu do tohoto návaru, ke které ve skutečnosti na svarovém rozhraní opravdu dochází (viz zprávu [11]), kupříkladu na hodnotu 0,25%, dostane se mezivrstva do pozice označené fialovým bodem – tedy do stejné oblasti, jako základní materiál. Toto vzhledem k obsahu legur vede ke vzniku "samokalitelné" oceli. Příмым důsledkem jsou tzv. studené trhliny v návaru. Pokud by však byla difuze ještě intenzivnější, vzniká vrstva izolovaných karbidů podél svarového rozhraní – návar se jimi prakticky oddělí od základního materiálu (k čemuž v tomto případě nedošlo). Oduhličení základního materiálu by pak vedlo ke vzniku feritické vrstvy, zmírňující gradient tvrdosti svarového spoje.

To, že k difuzi uhlíku ze základního materiálu skutečně dochází, uvádí nejen zpráva [11], ale je viditelné i na následujícím obrázku 18.



Obrázek 18: Oduhličení TOO v blízkosti návaru

Důsledkem vzniku martenzitické vrstvy na hranici návaru by pak velmi pravděpodobně byla výrazně zkrácená životnost kolejnice v provozu, protože martenzit je sice velice tvrdý, ale také křehký a tudíž špatně odolává opakovanému dynamickému zatěžování. Pravděpodobným důsledkem by byl rozvoj podpovrchové trhliny.

Co se týče liniových analýz, grafy jimi získané sice ukazují průběh hmotnostní koncentrace prvků podél zvolené linie, nicméně odezvy jednotlivých prvků nejsou proporcionální. Můžeme tedy díky nim získat představu o strmosti změny koncentrace, případně o šířce pásma promíšení základního materiálu s návarem, nicméně nám tyto grafy neumožňují spolehlivě určit složení materiálu kdekoli v linii měření. Z hlediska vyhodnocení grafů pak pro nás není ani příliš zajímavý průběh koncentrace železa, které navíc tím, že je výrazně nejvíce zastoupeným prvkem, zbytečně zmenšuje měřítko grafů pro ostatní prvky. V protokolech se tedy nenachází. Vzhledem k tomu, že každý protokol zabírá celou stranu, uvádím tyto protokoly v příloze B.

Z liniové analýzy přechodu mezi základním materiálem a chromniklovou mezivrstvou je vidět poměrně strmý, úzký pás, ve kterém se mění chemické složení. Toto pásmo je široké zhruba 100 μm , nicméně oblast návaru není příliš homogenní. Je zde vidět značné kolísání koncentrace

zejména obsahu chromu a i z doprovodného obrázku lze tuto heterogenitu pozorovat. Základní materiál je oproti tomu bez výrazných heterogenit.

Liniová analýza druhého přechodu – tedy rozhraní základního materiálu a chrommanganového návaru – ukazuje o něco pozvolnější změnu chemického složení. V tomto případě má přechod šířku přibližně 200 μm . Oproti předchozí linii tato také ukazuje výrazně lepší homogenitu návaru – s výjimkou jedné „řasy“ (pravděpodobně odtaveného základního materiálu) se zdá být koncentrace legujících prvků ustálena okolo jedné hodnoty, kolem které čáry grafu kmitají vlivem nepřesnosti měření. Základní materiál se stejně jako v předchozím případě jeví být bez výrazných heterogenit.

3 Dodatečný ohřev kolejnice

Jak naznačují výsledky předchozí kapitoly, zejména části 2.3 a 2.4, má dodatečné vnesené teplo velmi významný vliv na kvalitu svarových rozhraní. V této části se tedy zaměřím na simulaci tepelného zatížení kolejnice při aluminotermickém svařování a to pomocí metody konečných prvků. Cílem tohoto zkoumání je určit průběh teploty v místech odebraných vzorků 1 a 3.

3.1 Vstupní parametry analýzy

Tepelné zatížení kolejnice by mělo odpovídat aluminotermickému svaru, nicméně přesné postupy svařování a také složení a vlastnosti aluminotermické směsi jsou obvykle obchodním tajemstvím. Proto na základě informací z knihy [9] (podrobněji uvedené v kapitole 1.4.3) stanovím vlastní podmínky svařování, odpovídající udávaným požadavkům.

3.1.1 Předehřev

Aluminotermický svar kolejnic nelze provádět bez předehřevu konců svařovaných kolejnic. Obvyklá cílová teplota předehřevu je mezi 800 a 900 °C, doba trvání jsou jednotky minut [9]. Pro výpočet tedy použiji předehřev na teplotu 800 °C po dobu 5 min. Nižší hranici teploty předehřevu volím z důvodu, že v reálu není možné nalít tekutý svarový kov do formy okamžitě po dokončení ohřevu a tím pádem může dojít k mírnému ochladnutí konců svařovaných kolejnic.

3.1.2 Svar

Teplota tekutého svarového kovu se dle [9] pohybuje teoreticky mezi 2500 a 3150 °C. Příliš vysoká teplota není žádoucí z hlediska tepelného ovlivnění kolejnice, na druhou stranu je nutné, aby teplota byla bezpečně na bodem tavení strusky (2050 °C [9]). Do výpočtu tedy použiji jako vstup teplotu svarového kovu 2500 °C. Zde je ještě nutno zmínit několik odlišností výpočtového modelu od reality. Jedná se o zjednodušení, kdy některá oproti realitě dodané teplo snižují a jiná zase zvyšují. Teplota svarového kovu bude ve skutečnosti zřejmě o něco nižší, zejména vlivem ztrát tepla do formy a do okolí skrz nalévací otvor – v modelu je počáteční teplota celého svaru konstantních 2500 °C. Svar považuji ve výpočtu za dokonale tepelně utěsněný – veškeré teplo odchází do svařovaných kolejnic. Na druhou stranu je svarového kovu

menší množství, než v realitě. A poslední idealizací je, že svar se nachází od počátku v pevném stavu. To má na jednu stranu za následek výpočtově snazší prostup tepla do svařované kolejnice, ale na druhou stranu je zcela zanedbáno teplo vzniklé změnou skupenství. V konečném důsledku by se však tato zjednodušení měla vzájemně kompenzovat.

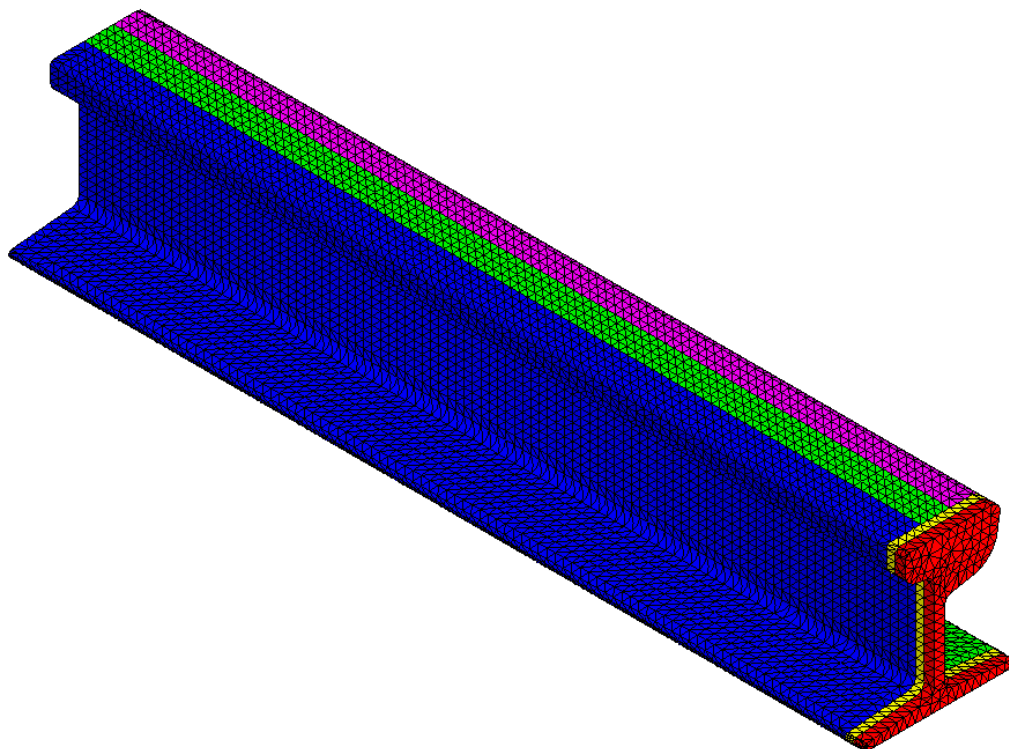
3.1.3 Chladnutí

Teplo dodávané přehřevem a svarem se v mém modelu šíří kolejnicí vedením a z povrchu kolejnice mimo formu uniká do okolí. Uvnitř formy neuvažují žádné ztráty tepla. Pro modelování chladnutí kolejnice používám následující parametry: kolejnice je ochlazována konvekcí tepla do okolního prostředí. Intenzita přenosu tepla je $10 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$, při teplotě okolí $20 \text{ }^\circ\text{C}$. Tepelnou vodivost oceli uvažují $48 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$, měrnou tepelnou kapacitu $480 \text{ J kg}^{-1} \text{ K}^{-1}$ a hustotu 7858 kg m^{-3} .

3.2 MKP Model

Model svaru je sestavou několika dílčích modelů. Navíc vzhledem k tomu, že se jedná o symetrickou úlohu, je modelována pouze jedna polovina svaru.

Sestava modelu se skládá celkem z pěti dílů – dvou příčných řezů kolejnice, kdy první reprezentuje svarový kov a druhý pak část kolejnice, která se ještě nachází uvnitř svařovací formy. Zbývající tři díly pak tvoří část kolejnice mimo svařovací formu, přičemž rozdělení na tři části není nutné z hlediska výpočtu, ale umožňuje snazší zpracování výsledků. Model (s barevně odlišenými díly) s výpočtovou sítí je zobrazen na obrázku 19 níže.



Obrázek 19: MPK model kolejnice

3.3 Výpočet

Veškeré výpočty jsem prováděl v programu SolidWorks, nestacionární teplotní analýzou. Tuto analýzu jsem navíc rozdělil na čtyři samostatné analýzy – etapy, kdy vždy poslední krok předchozí etapy byl počátečním stavem té následující.

3.3.1 Předehřev

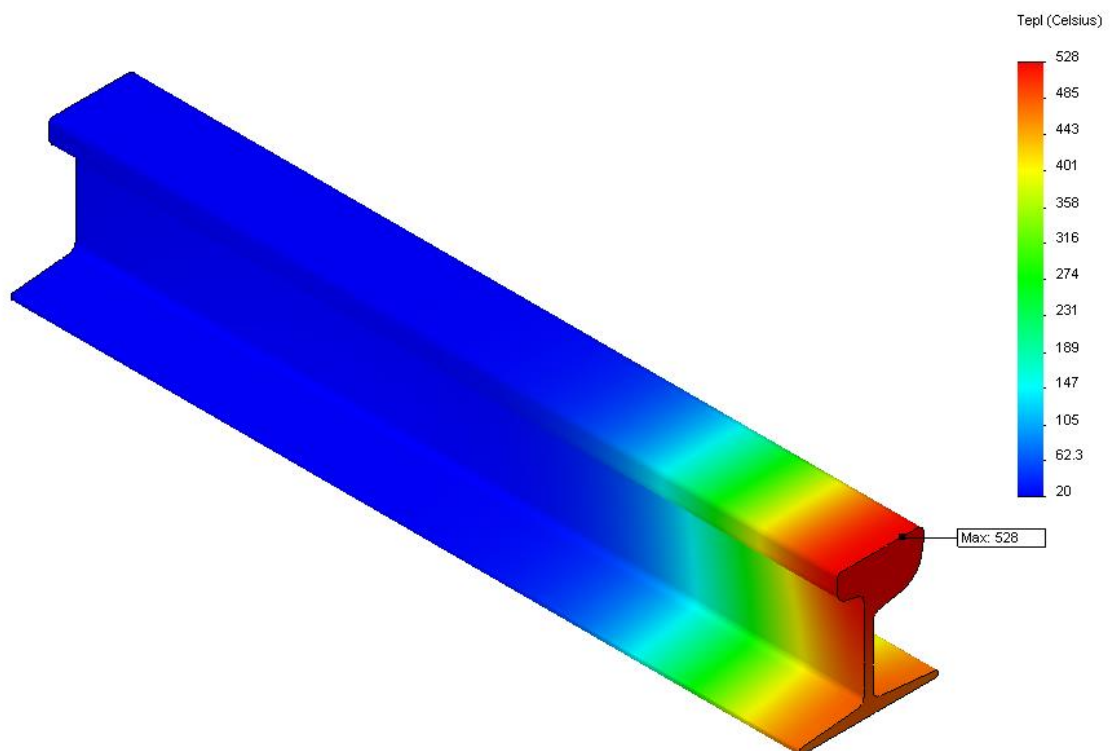
Předehřev kolejnice jsem simuloval jednou analýzou. Počáteční teplota vnější kolejnice a teplota okolí byla 20°C, teplota dílu „uvnitř“ svařovací formy byla pevně nastavena na 800 °C. Výpočet probíhal v 60 krocích po 5 s. 1 s před koncem výpočtu jsem skokově zvýšil teplotu dílu, reprezentujícího svarový kov, na 2500 °C. Tímto došlo v podstatě k „nalití“ svarového kovu do formy a konečný výsledek této teplotní analýzy tedy odpovídal stavu, kdy již sice je svarový kov ve formě, ale ještě nestihl ohřát předehřátou kolejnici.

3.3.2 Chladnutí

Ve výše popsaném okamžiku je celá soustava v situaci, kdy již aluminotermická reakce dohořela a žádné další teplo již vneseno nebude. Začíná tedy proces chladnutí, který jsem z výpočetních důvodů rozdělil do tří analýz. Všechny tyto tři analýzy mají jako počáteční rozložení teplot nastavený konečný výsledek jim předcházející analýzy. Ve všech třech také teplo uniká z vnější části kolejnice do okolí.

První analýza se zaměřuje na děje těsně po nalití svarového kovu. Trvá 30 s a krok je 1 s, z důvodu přesnějšího modelování velkého gradientu teploty mezi svarem a přehřátým koncem kolejnice.

Druhá analýza pokračuje již s delším krokem – 5 s – a má 54 kroků. Končí tedy po pěti minutách od nalití svarového kovu do formy. Poslední analýza pak s krokem 10 s mapuje dalších 5 min chladnutí. Na konci této analýzy už teplota nikde v kolejnici nepřevyšuje teplotu 528 °C



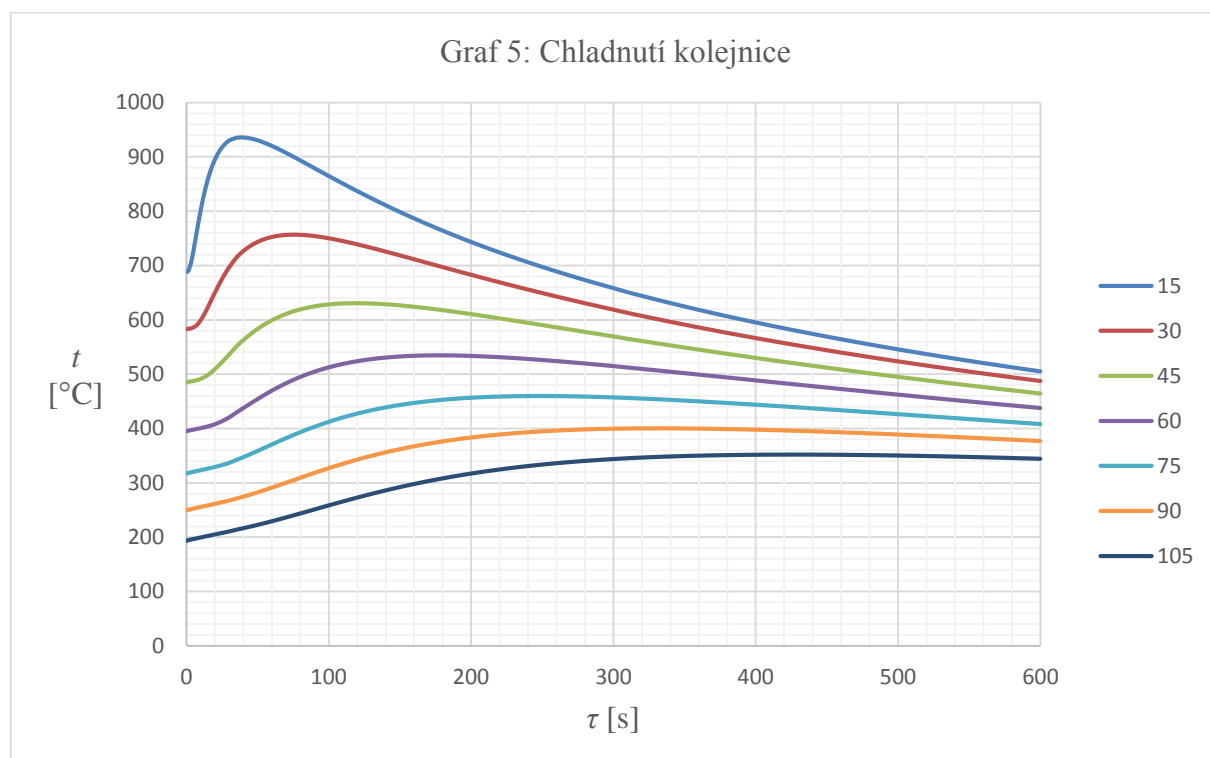
Obrázek 20: Konec MKP výpočtu – 10 min po nalití svarového kovu

Další obrazové výsledky z postupného chladnutí kolejnice jsou uvedeny v příloze C.

3.4 Průběh teploty v místech vzorků

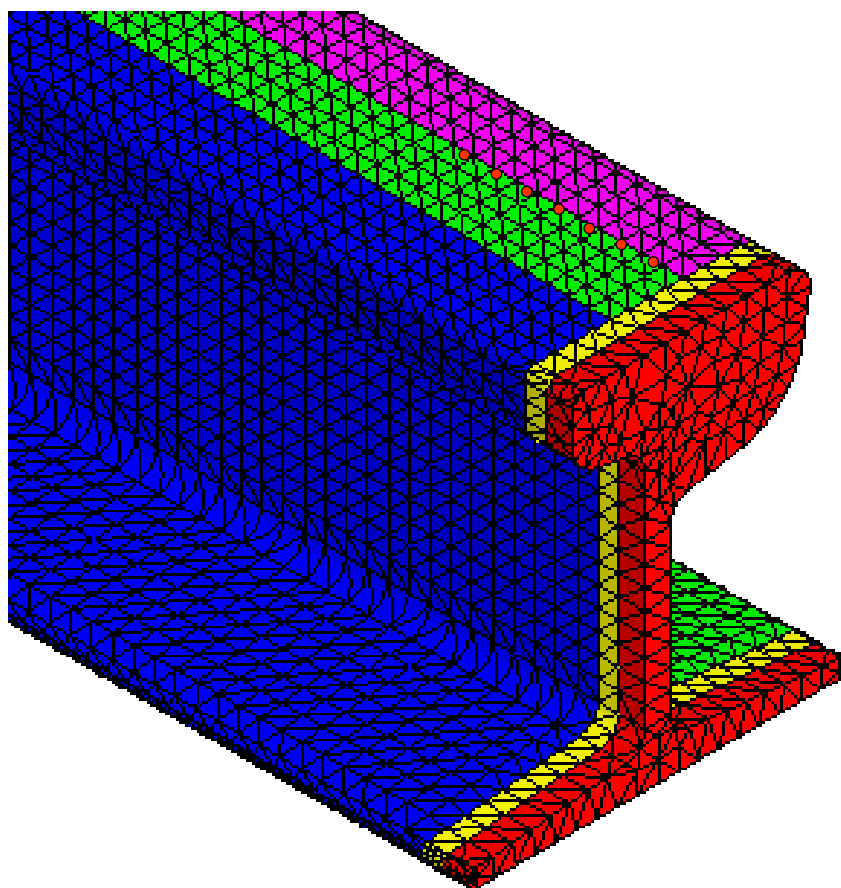
Průběh teploty jsem primárně sledoval v místech, odkud pocházejí vzorky 1 a 3, tedy 105, respektive 15 mm od okraje svaru. Vzhledem ke značně rozdílnému průběhu teplot v obou místech jsem se rozhodl vyhodnotit ještě mezilehlé body s roztečí 15 mm.

V následujícím grafu je časem $\tau = 0$ s označen okamžik, ve kterém svarový kov zaplnil svařovací formu. Rozmístění měřených bodů je pak na obrázku 22 na následující straně.



Obrázek 21: Graf chladnutí kolejnice

Čísla v legendě grafu znamenají vzdálenost měřeného místa od okraje svaru v milimetrech. Vzorku 3 tedy odpovídá nejvyšší průběh teploty s maximem 936 °C, zatímco vzorku 1 odpovídá průběh nejnižší s maximem 352 °C. Jak je vidět z grafu, maximální dosažená teplota se vzdáleností poměrně strmě klesá, navíc se ale také posouvá čas, ve kterém je toto maximum dosaženo. V blízkosti svaru je tedy kolejnice vystavena nejen vyšší maximální teplotě, ale i prudšímu ohřevu a ochlazování.



Obrázek 22: Rozmístění měřených bodů

Závěr

V první části jsem se zabýval teoretickými podklady pro zkoumanou problematiku, uvedl jsem používané třídy kolejnicových ocelí a také zmínil materiály, používané pro návary. Dále jsem popsal jednotlivé způsoby poškozování v kontaktu kolo–kolejnice a krátce zmínil specifika tramvajového provozu v porovnání s klasickou železnicí. Na závěr teoretické části jsem popsal používané metody svařování kolejnic, zejména pak metodu aluminotermického svařování, která se využívá v mnou zkoumané aplikaci.

Druhá kapitola byla zcela věnována studiu svarových rozhraní návary upravených kolejnic. Osobně jsem zkoumal dva vzorky – jeden (vzorek 1) dodatečně tepelně ovlivněný aluminotermickým svarem a druhý (vzorek 2) neovlivněný – a výsledky následně porovnával ještě s třetím vzorkem (vzorek 3), taktéž druhotně tepelně ovlivněným. Rozdíl mezi oběma tepelně ovlivněnými vzorky byla vzdálenost zkoumané plochy od aluminotermického svaru. Mnou zkoumaný vzorek pocházel ze vzdálenosti 105 mm od svaru, porovnávaný vzorek pak ze vzdálenosti 15 mm od svaru.

Výsledky provedených analýz ukázaly, že vzorky 1 a 2 jsou si velmi podobné, jak po metalografické stránce, tak z hlediska liniových měření tvrdosti přes svarová rozhraní. Z toho lze vyvodit závěr, že dodatečné tepelné ovlivnění vzorku 1 bylo velmi malé. Oba tyto vzorky se pak poměrně výrazně odlišují od vzorku 3, který, na rozdíl od vzorků 1 a 2, prošel při druhotném ohřevu kompletní rekrytalizací (není pozorovatelná původní TOO od návarů) a navíc mezi návarem a základním materiálem vznikly trhliny, jak uvádí zpráva [11]. Na vzorcích 1 a 2 žádné viditelné trhliny nejsou. Stejně tak není na vzorcích 1 a 2 tak výrazné zpevnění chrommanganového návarového kovu v blízkosti svarového rozhraní. U vzorku 3 je maximální hodnota tvrdosti zhruba 500 HV, přičemž u vzorku 1 je maximum ve stejném místě 320 HV, u vzorku 2 pak 360 HV.

Chemické analýzy provedené na vzorku 1 neukázaly na rozhraní základní materiál–chrommanganový návar v podstatě žádné promísení obou kovů. Na rozhraní základního materiálu s chromniklovou mezivrstvou již určité promísení bylo – koncentrace legujících prvků jsou ve vzdálenosti 1 mm od svarového rozhraní na úrovni zhruba 60 % typického složení svarového kovu. Co naneštěstí nemůžeme pomocí dostupných chemických analýz určit je koncentrace uhlíku, jak v návare, tak v základním materiálu, ve kterém jsou pozorovatelné

projevy oduhličení. To není nijak překvapivé, vzhledem k velkému rozdílu obsahu uhlíku základního materiálu (zhruba 0,75 %) a návaru (deklarováno typicky 0,1 %). Jak ale plyne z obrázku 15, pokles koncentrace uhlíku v základním materiálu už jen o 0,15 % by mohl vést k výraznému nauhličení návaru. To v závislosti na intenzitě nauhličení vede ke vzniku martenzitické vrstvy přímo v původní austenitické oceli návaru, nebo (v extrémním případě) vzniku pásma karbidů v návaru, které vždy vedou k destrukci spoje.

Difuze uhlíku z jednoho materiálu do druhého je velmi závislá na teplotě. Proto se kapitola 3 zabývá MKP simulováním druhotného ohřevu kolejnice v důsledku aluminotermického svaru. Hlavním zjištěním této simulace je, že maximální dosažená teplota se vzdáleností od svaru velmi strmě klesá. V oblasti vzorku 3 je tak maximální teplota výrazně nad teplotou eutektoidního rozpadu austenitu (nad tuto teplotu se dostáváme ještě ve vzdálenosti 30 mm od svaru – maximální teplota v tomto bodě je 757 °C), zatímco v oblasti vzorku 1 nedosahujeme ani teplot žíhání (maximum 352 °C). Z tohoto pohledu je pak velký rozdíl mezi vzorky 1 a 3 a naopak malý rozdíl mezi vzorky 1 a 2 pochopitelný.

Použitá literatura

- [1] Zbořil J., *Degradační proces železniční výhybky* - Disertační práce, Pardubice: Univerzita Pardubice, Dopravní fakulta Jana Pernera, 2011.
- [2] Böhler Welding, „*Welding consumables from Böhler Welding*,“ [Online]. Available: www.boehler-welding.com. [cit 2015-02-15].
- [3] J. Janovec, K. Macek a P. Zuna, *Fyzikální metalurgie*, Praha: Vydavatelství ČVUT, 2004.
- [4] J. Pluhař, A. Puškár, J. Koutský, K. Macek a V. Beneš, *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálů*, Praha: SNTL/Alfa, 1987.
- [5] R. I. Carrol a J. H. Beynon, „Decarburisation and rolling contact fatigue of a rail steel,“ *Wear*, 2005.
- [6] E. Kabo a A. Ekberg, „Material defects in rolling contact fatigue of railway wheels—the influence of defect size,“ *Wear*, 2004.
- [7] J. W. Rinsberg, F. J. Franklin, L. Josefson, A. Kapoor a J. Nielsen, „Fatigue evaluation of surface coated railway rails using shakedown theory, finite element calculations, and lab and field trials,“ *International Journal of Fatigue*, 2004.
- [8] P. Pointner, „High strength rail steels—The importance of material properties in contact mechanics problems,“ *Wear*, 2008.
- [9] Kovařík R., Komín S., Línek O., Marek J. a Sladký R., *Bezстыková kolej*, Praha: Nakladatelství dopravy a spojů, 1970.
- [10] B. Lichtenberg, *Track Compendium - Formation, Permanent Way, Maintenance, Economics*, Hamburg: Eurailpress Tetzlaff-Hestra GmbH & Co. KG, 2005.
- [11] E. Schmidová, *Materiálové analýzy návarů v souvislosti s aluminotermickým svařováním*, Pardubice: Univerzita Pardubice, Dopravní fakulta Jana Pernera, 2014.
- [12] J. Koukal a T. Zmydlený, *Svařování I, II*, Ostrava: VŠB - TU Ostrava, 2005.

Seznam obrázků

Obrázek 1: Únavové chování materiálů

Obrázek 2: Odběry vzorků

Obrázek 3: Detail struktury základního materiálu

Obrázek 4: Velikost zrn uvnitř základního materiálu

Obrázek 5: Velikost zrn v blízkosti návarů

Obrázek 6: Porovnání existence prvotní TOO (vlevo vzorek 3, vpravo 1)

Obrázek 7: Promísení základního materiálu s návarem

Obrázek 8: Rozhraní návarů

Obrázek 9: Linie měření tvrdosti

Obrázek 10: Tvrdost rozhraní TOO–CrNi

Obrázek 11: Průběh tvrdosti vzorku 3 na rozhraní TOO-CrNi [11]

Obrázek 12: Tvrdost rozhraní TOO–CrMn

Obrázek 13: Průběh tvrdosti vzorku 3 na rozhraní TOO-CrMn [11]

Obrázek 14: Schäfflerův diagram pro tabulkové složení materiálů

Obrázek 15: Liniová měření chemického složení

Obrázek 16: Chemické složení základního kovu v TOO

Obrázek 17: Schäfflerův diagram reálného složení materiálů

Obrázek 18: Oduhličení TOO v blízkosti návaru

Obrázek 19: MPK model kolejnice

Obrázek 20: Konec MKP výpočtu – 10 min po nalití svarového kovu

Obrázek 21: Graf chladnutí kolejnice

Obrázek 22: Rozmístění měřených bodů

Seznam tabulek

Tabulka 1: Materiálové vlastnosti kolejnic [1]

Tabulka 2: Složení návarových kovů

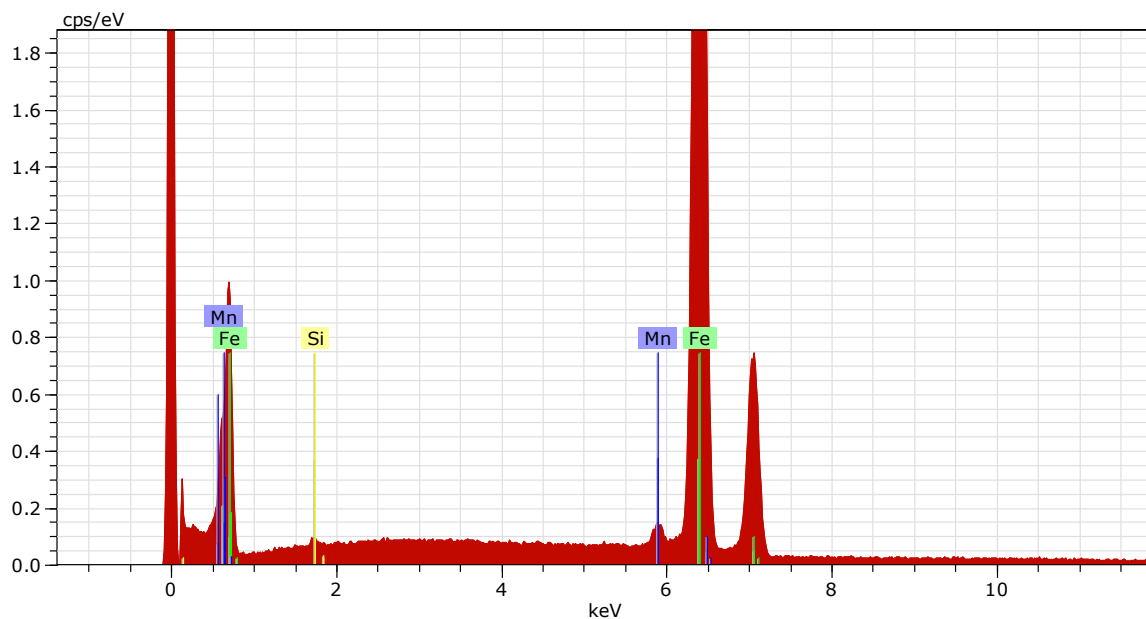
Seznam příloh

Příloha A Protokoly chemických analýz vybraných oblastí

Příloha B Protokoly liniových chemických analýz

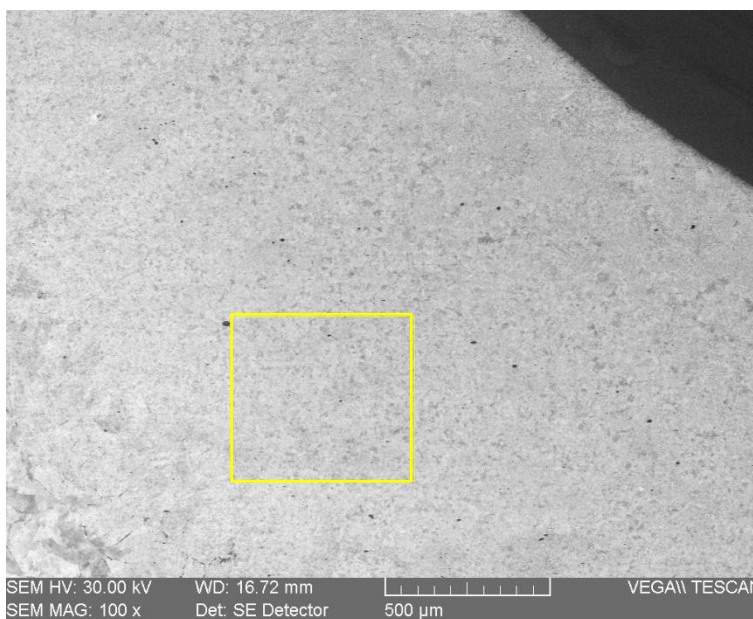
Příloha C Chladnutí kolejnice – MKP

Příloha D Fotografie metalografických analýz

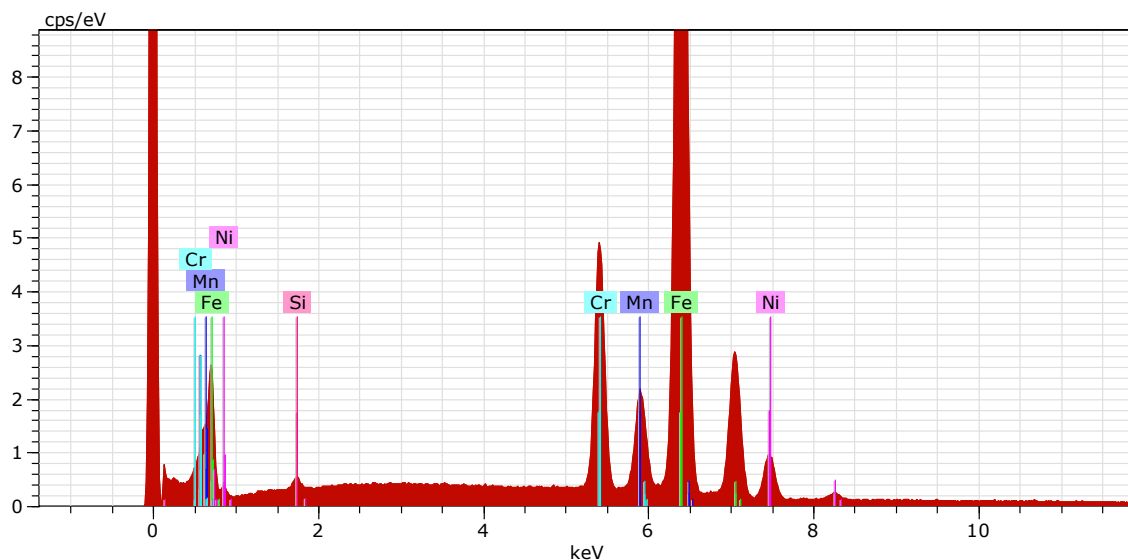


Acquisition 593 Date:5/12/2015 10:56:06 AM HV:30.0kV Puls th.:2.12kcps

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	92.73	98.48	97.98	2.37
Mn	25	K-series	0.97	1.03	1.04	0.06
Si	14	K-series	0.47	0.50	0.98	0.05
Total:			94.16	100.00	100.00	

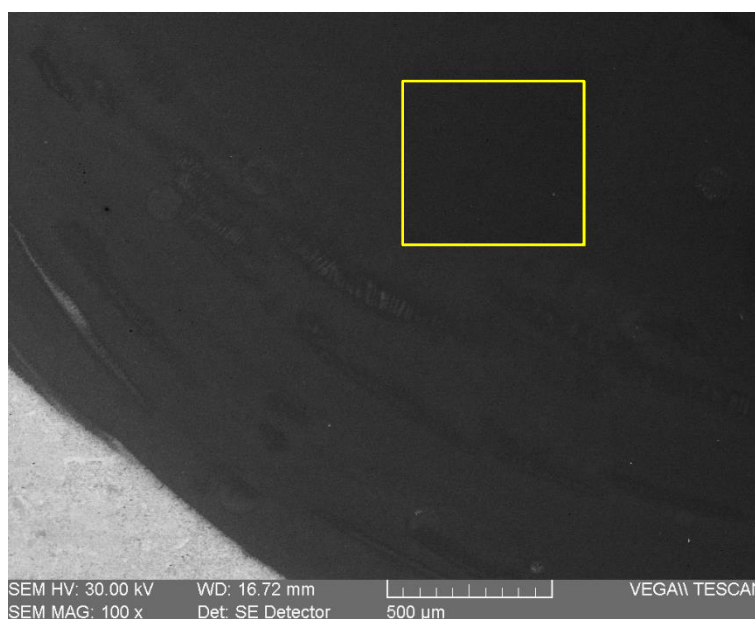


Chemická analýza základního materiálu

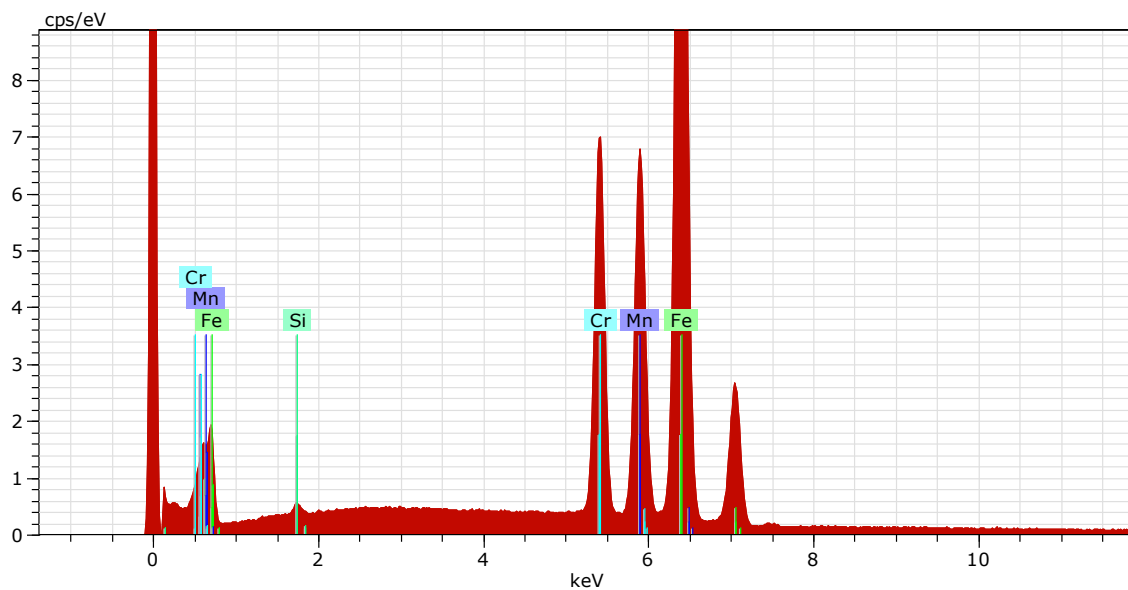


Acquisition 594 Date:5/12/2015 11:41:48 AM HV:30.0kV Puls th.:11.06kcps

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	76.64	79.89	78.84	1.96
Cr	24	K-series	9.90	10.32	10.94	0.29
Ni	28	K-series	4.67	4.87	4.57	0.15
Mn	25	K-series	4.00	4.17	4.18	0.13
Si	14	K-series	0.72	0.75	1.48	0.06
Total:			95.93	100.00	100.00	

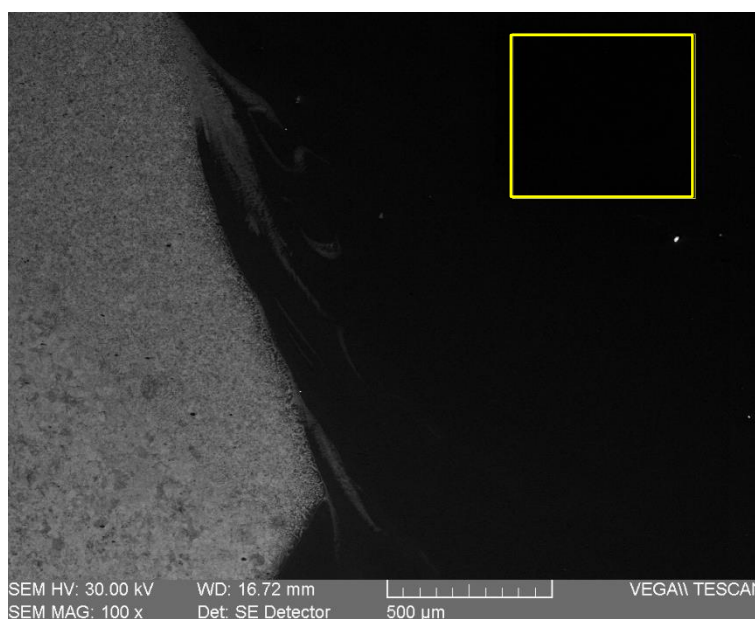


Chemická analýza chromniklové mezivrstvy



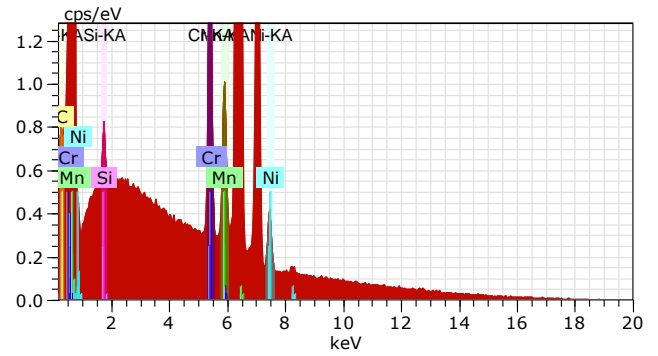
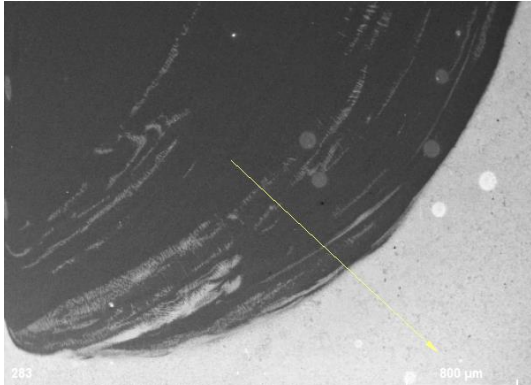
Acquisition 595 Date:5/12/2015 11:47:25 AM HV:30.0kV Puls th.:11.07kcps

El	AN	Series	unn. C [wt.%]	norm. C [wt.%]	Atom. C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Fe	26	K-series	65.84	68.88	67.63	1.69
Mn	25	K-series	15.68	16.41	16.38	0.43
Cr	24	K-series	13.55	14.18	14.95	0.38
Si	14	K-series	0.51	0.53	1.04	0.05
Total:			95.58	100.00	100.00	



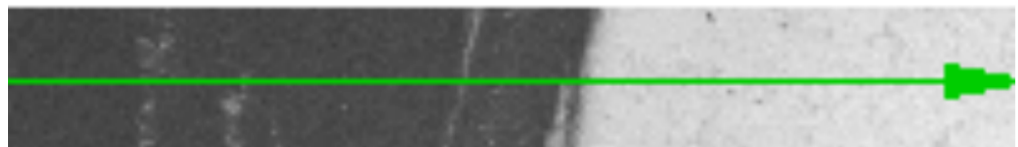
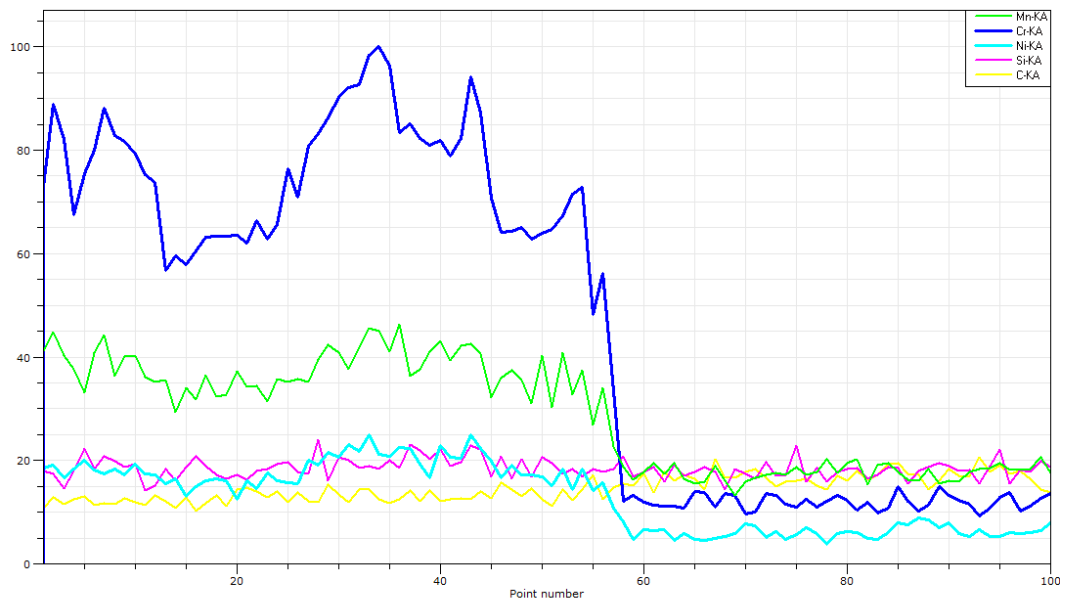
Chemická analýza chrommanganového návaru

Vzorek 1-linie CrNi



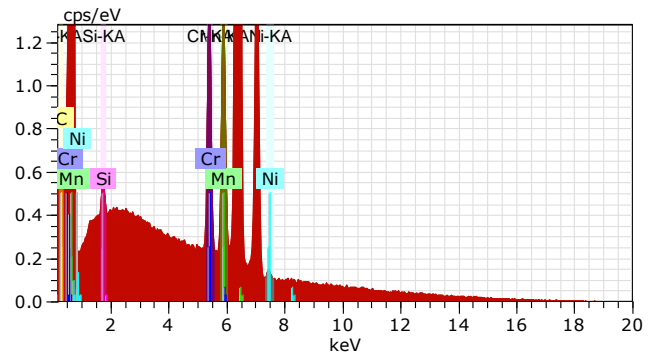
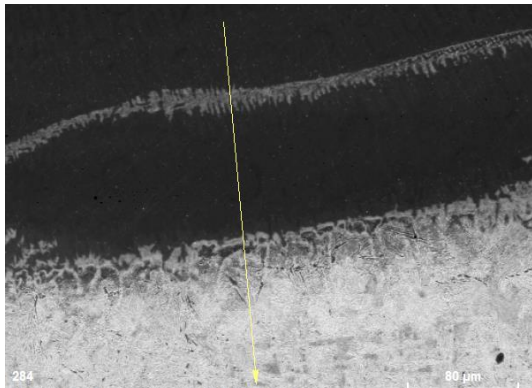
283Date:1/9/2015 1:00:25 PMImage size:512 x 384Mag:30.0012433674568xHV:20.0kV

Scan Date:1/9/2015 12:54:25 PM HV:20.0kV Puls th.:7.90kcps



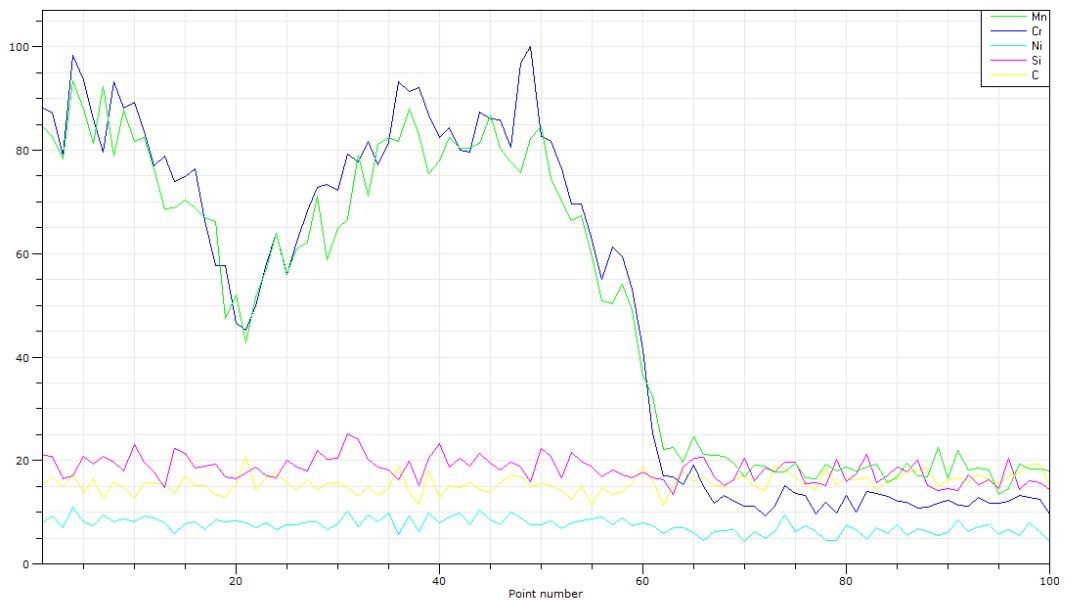
Scan dataDate:1/9/2015 1:00:25 PMMeasure time:0 msStart:(219,154) End:(418,338)Length:2031 μm

Vzorek 1-linie CrMn



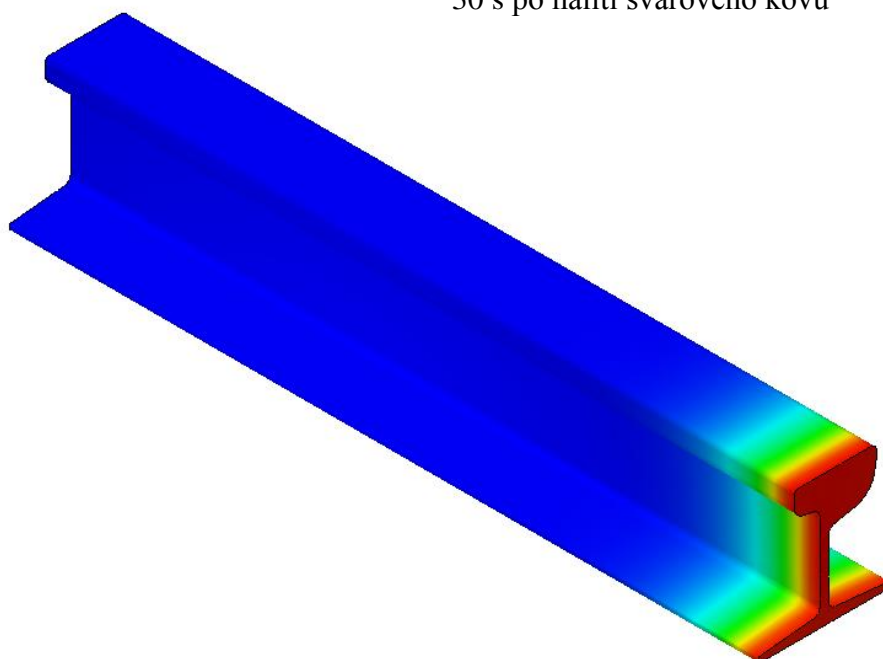
284Date:1/9/2015 1:07:25 PMImage size:512 x 384Mag:300.012433674568xHV:20.0kV

Scan Date:1/9/2015 1:08:17 PM HV:20.0kV Puls th.:7.06kcps

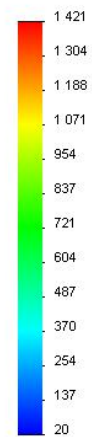


Scan dataDate:1/9/2015 1:10:55 PMMeasure time:0 msStart:(211,17) End:(242,366)Length:263 μm

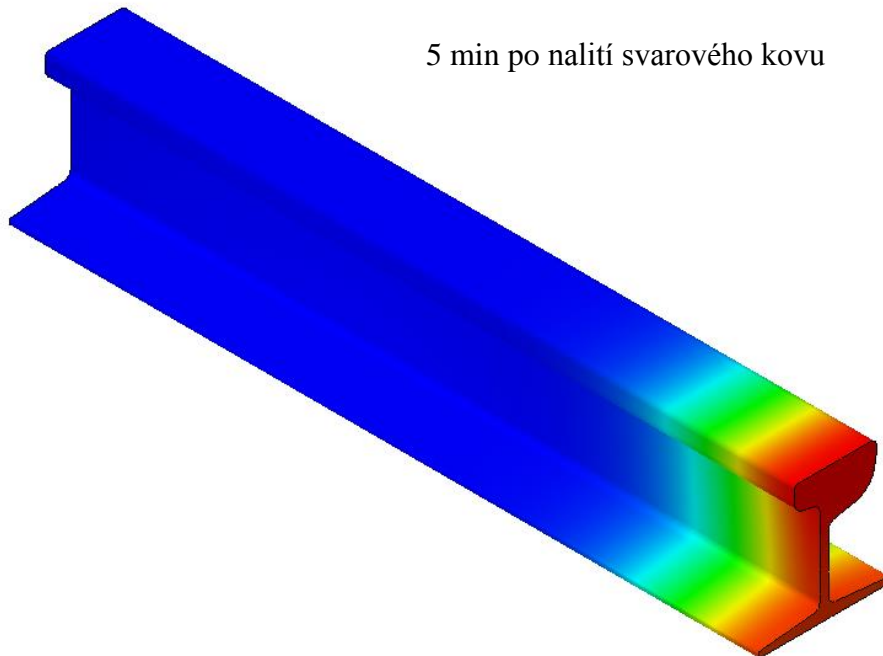
30 s po nalití svarového kovu



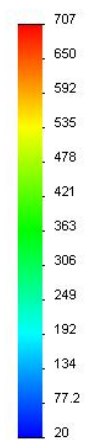
Tepl (Celsius)

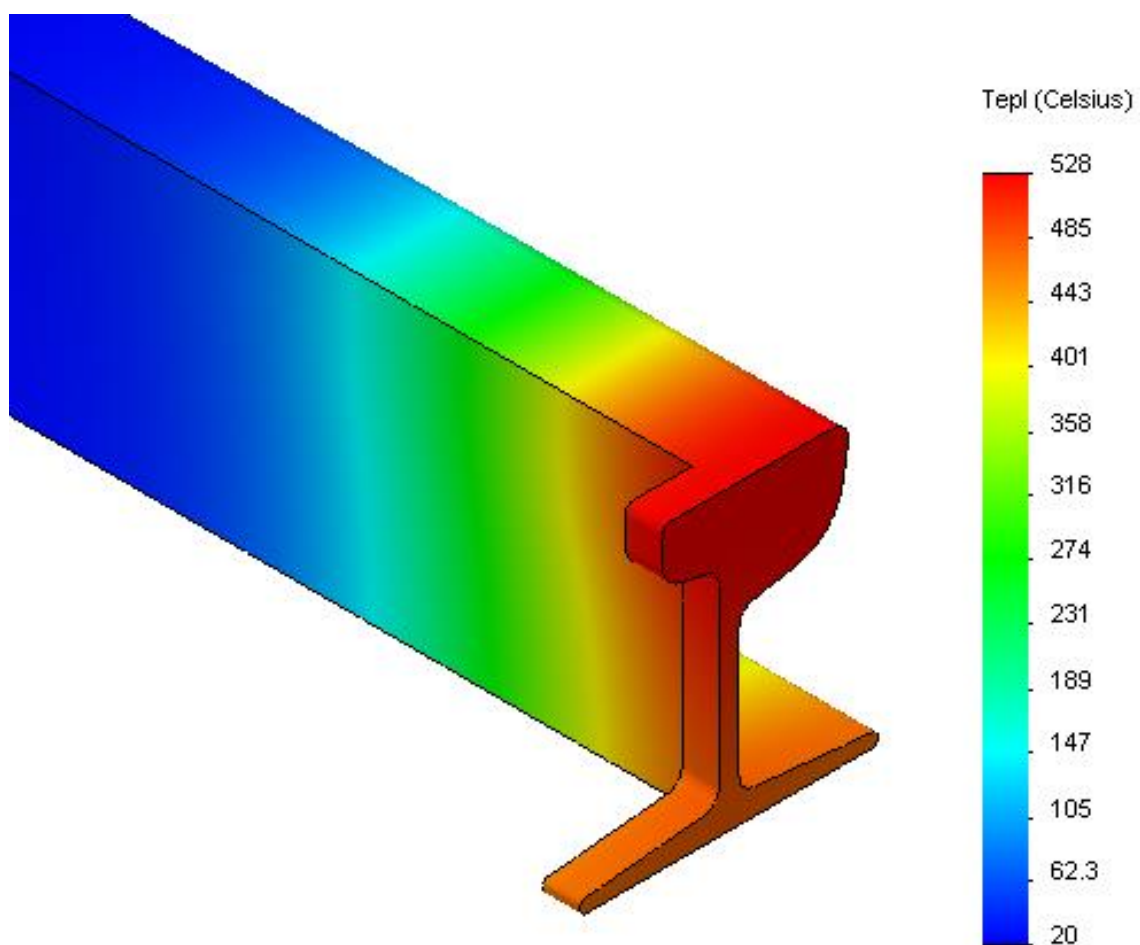


5 min po nalití svarového kovu

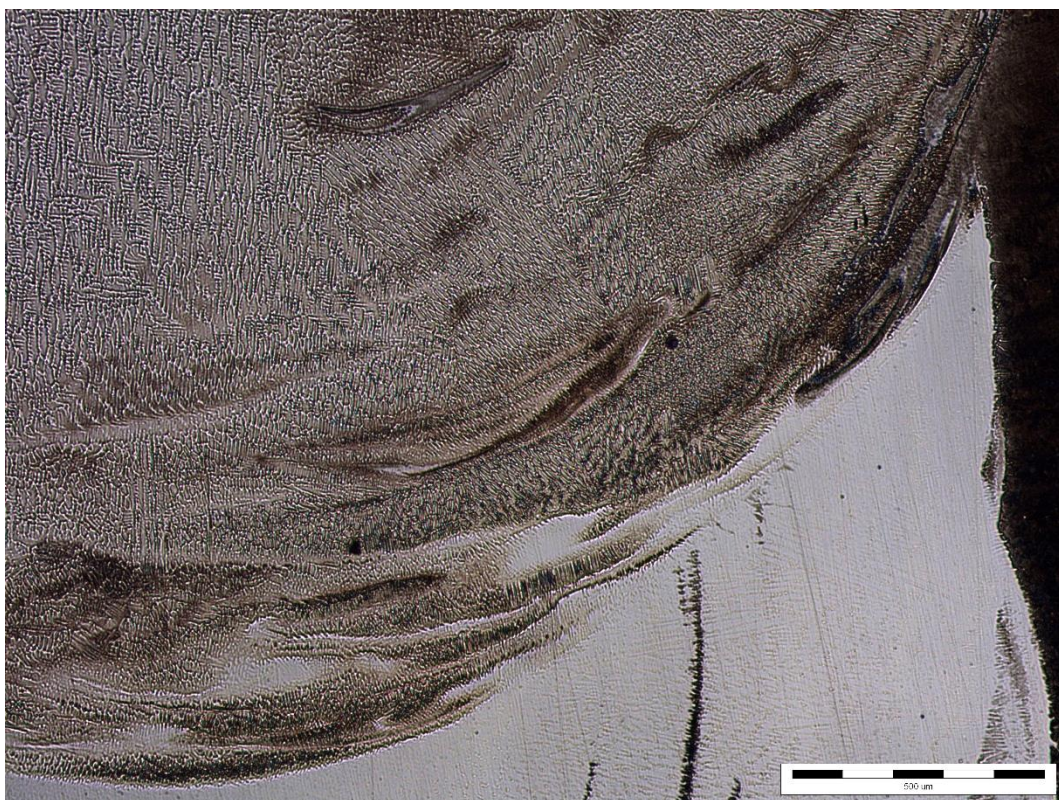


Tepl (Celsius)

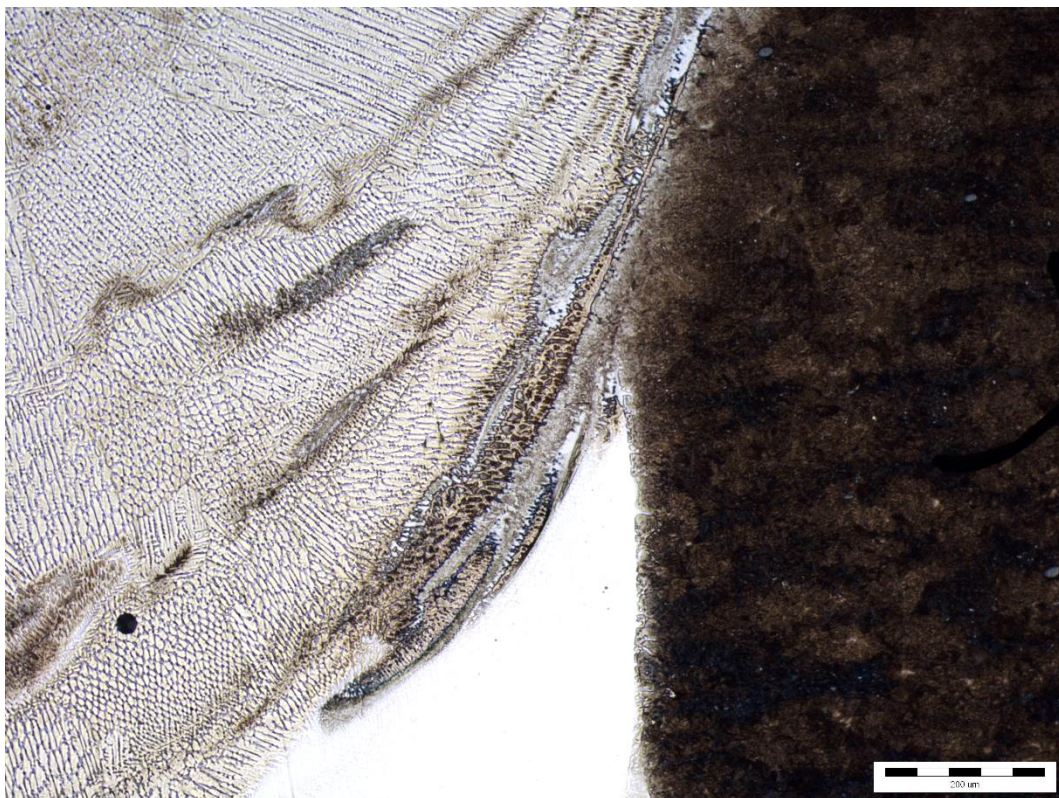




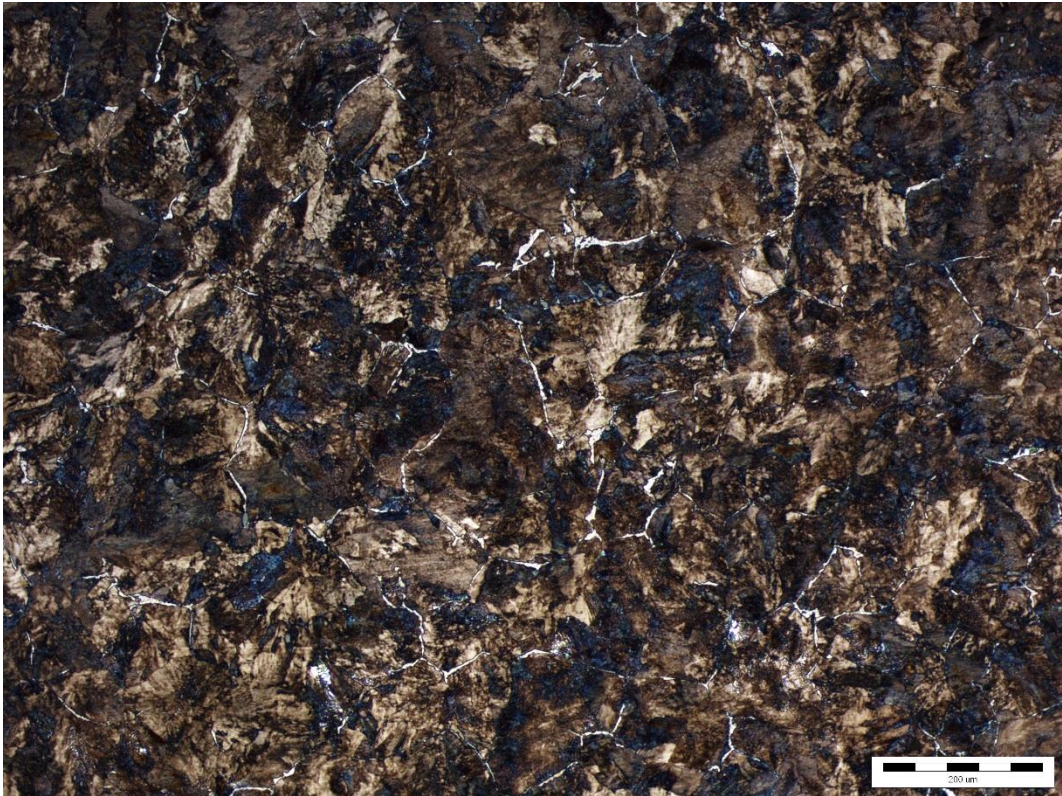
Různá rychlost chladnutí hlavy, stojiny a paty kolejnice



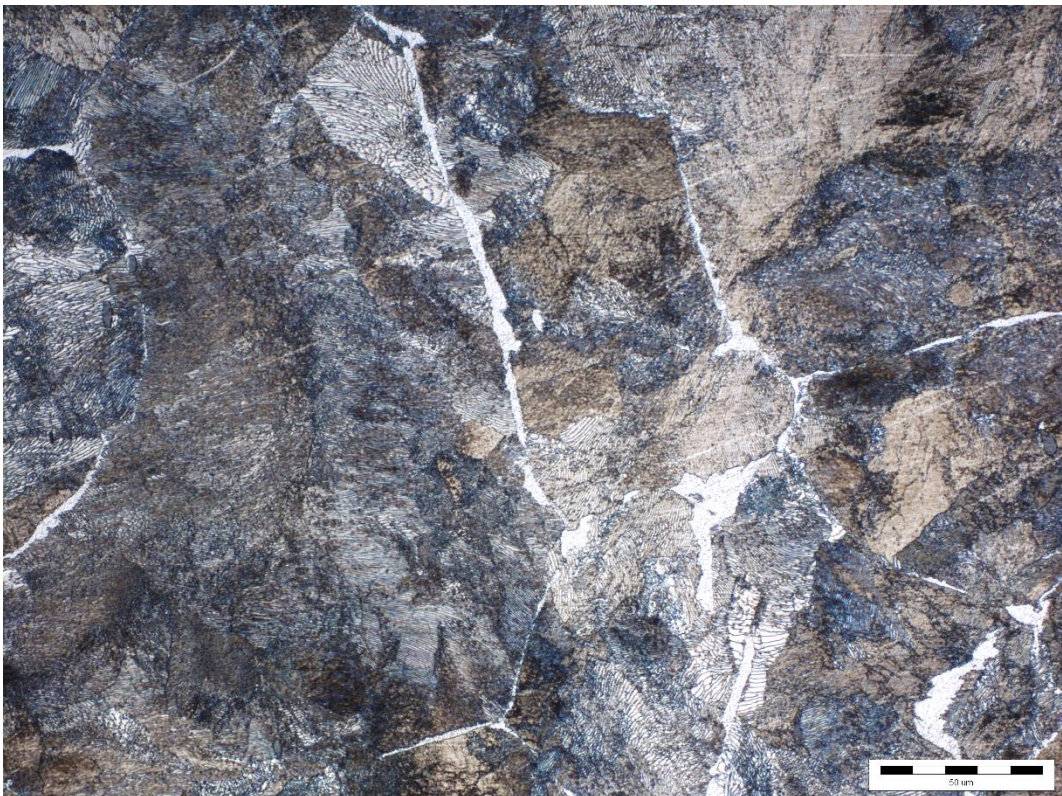
Vzorek 1 – rozhraní všech tří kovů – zvětšení 64 x



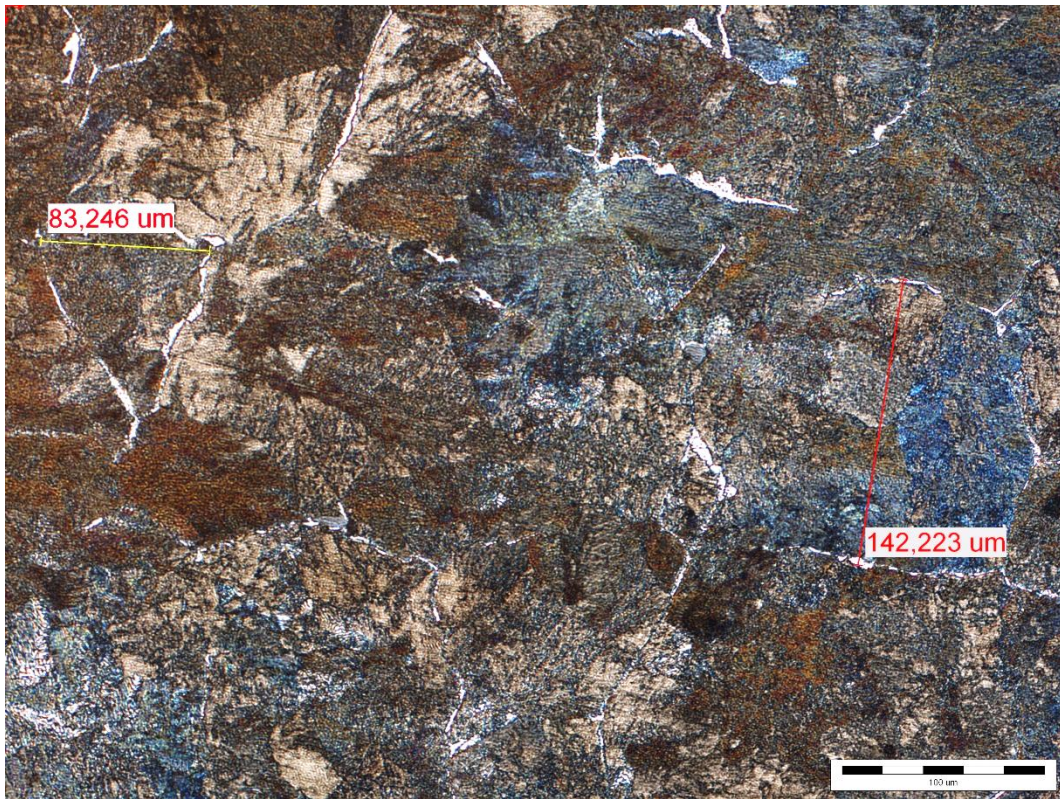
Vzorek 1 – rozhraní všech tří kovů – zvětšení 100 x



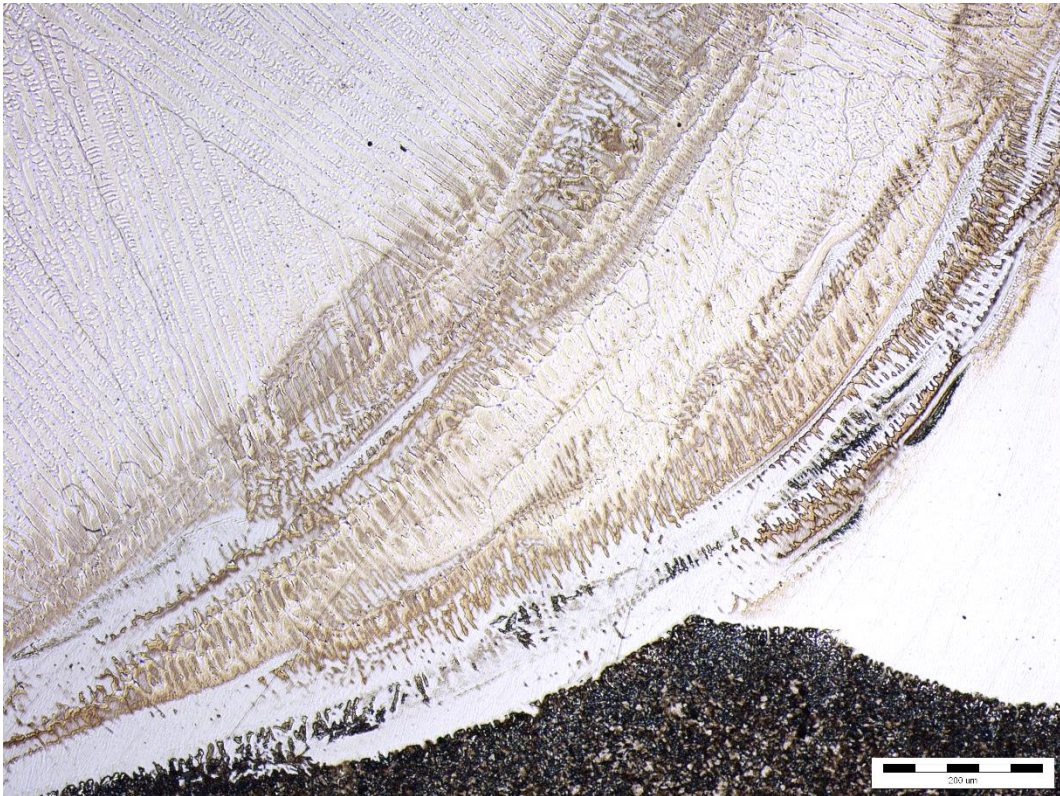
Vzorek 1 – základní materiál – zvětšení 100 x



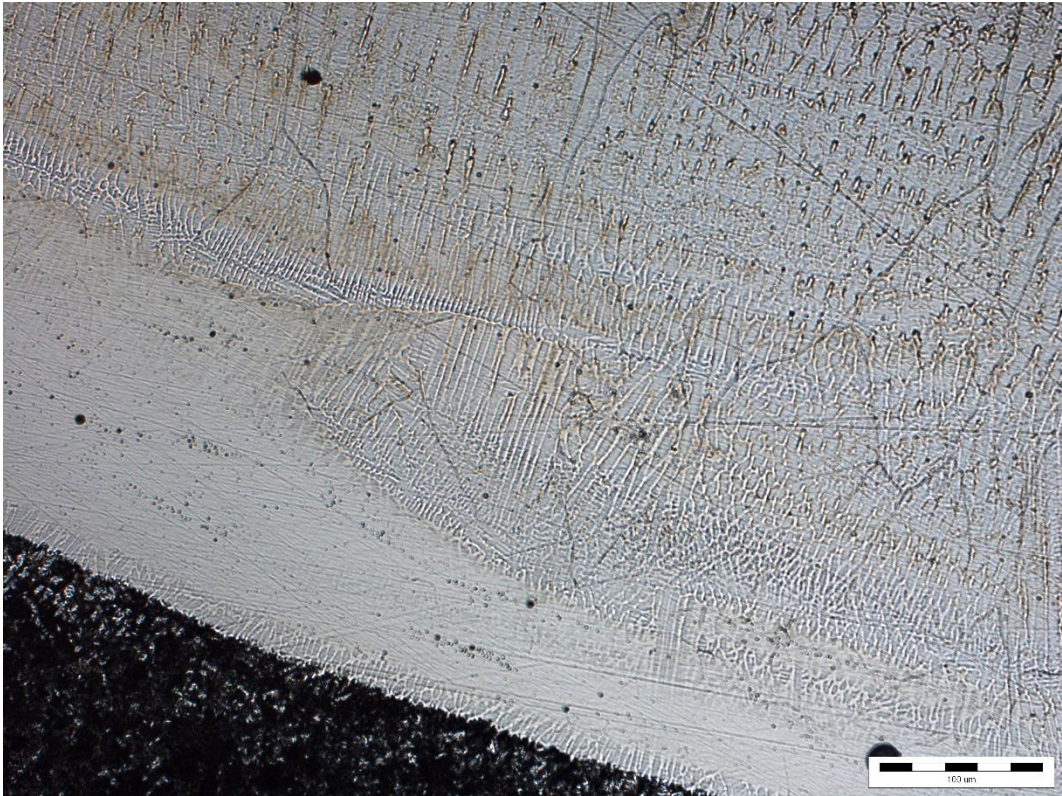
Vzorek 1 – základní materiál – zvětšení 400 x



Vzorek 2 – základní materiál mimo TOO – zvětšení 250 x



Vzorek 2 – chrommanganový návar – zvětšení 100 x



Vzorek 2 – chromnikový návar – zvětšení 200 x