

SCIENTIFIC PAPERS
OF THE UNIVERSITY OF PARDUBICE
Series B
The Jan Perner Transport Faculty
7 (2001)

**METALURGICKÉ POSOUZENÍ NÁVARŮ NA MANGANOVÉ
AUSTENITICKÉ OCELI PRO KOMPONENTY KOLEJOVÉHO SVRŠKU**

Libor BENEŠ¹⁾, Eva SCHMIDOVÁ¹⁾, Ivo HLAVATÝ²⁾

¹⁾ Katedra dopravních prostředků, Dopravní fakulta Jana Pernera, Univerzita Pardubice

²⁾ Katedra mechanické technologie, Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava

1. Charakteristika austenitických Mn-ocelí a jejich aplikace v železniční dopravě

Austenitické Mn-oceli (dále označované zkratkou AMS z anglického názvu *Austenitic Manganese Steel*) se nejen vrámci sítě Českých drah, ale i v ostatních zemích světa běžně používají pro výrobu součástí kolejového svršku, vystavených značnému namáhání při průjezdu kolejových vozidel; především se jedná o železniční srdcovky (resp. hroty srdcovek), resp. kolejová kážení.

Kolejivo v těchto úsecích tratí je extrémně namáháno, zejména pak v současných podmínkách zvyšování nápravového zatížení a jízdních rychlostí. Kromě nárůstu statického zatížení je železniční srdcovka vystavena značným dynamickým účinkům, které ve zmíněných nejvíce exponovaných úsecích tratí dosahují 2 až 5 násobku zatížení statického [1].

Specifické vlastnosti AMS, jejíž složení již v roce 1883 patentoval R.A.Hadfield, související s austenitickou strukturou a vysokou schopností mechanicky zpevnovat v průběhu plastické deformace (uměle vyvolané - např. výbuchem, nebo provozní indukované), jsou hlavním důvodem kapitulaci tohoto materiálu v náročných podmínkách provozování železniční dopravy. Právě již zmíněná austenitická struktura AMS, daná

především vysokým obsahem Mn (obvykle v rozsahu 12,0 až 14,0 %), zaručuje její extrémní houževnatost při zachování potřebné úrovně tvrdosti - po zpevnění, vyvolaném mechanickou deformací - a tím i poměrně vysokou hladinu životnosti. V technické praxi se využívá této schopnosti zpevňovat, pokud působí na povrch dostatečně velké tlaky nebo rázy. Vysoká tvrdost povrchových vrstev zvýší odolnost proti abrazivnímu opotřebení, protože si však středová oblast zachovává dobrou houževnatost, snáší její komponenty z AMS vysoké rázové namáhání [2].

Tento materiál je proto schopen přenášet vysoké dynamické zatížení bez rizika vzniku katastrofického lomu, který by ohrozil bezpečnost železniční dopravy, resp. přepravy. Lomy součástí kolejového svršku, vyrobených z AMS, s následkem vykolejení železničního vozidla, jsou velmi vzácné, jak dokládá například výčet americké společnosti FRA [1], který zohledňuje příčiny vykolejení v pozorovaném období.

Ovšem s rostoucími úrovněmi nápravových zatížení, maximálních jízdních rychlostí a úhlů káčení, resp. přechodů do odbočných vltví tratí, dochází k takovému nárůstu dynamických silových účinků ve zmiňovaných exponovaných úsecích tratí, že ani tak houževnatý materiál jako AMS není schopen tomuto zatížení v potřebné míře odolávat, což vede k jeho postupné degradaci s následným výrazným snížením životnosti komponent železničních srdcovek, resp. káčení.

Silové účinky, indukované průjezdem kolejových vozidel, vedou ke vzniku prasklin a plastické deformace v určitém objemu pod povrchem AMS, resp. jak na povrchu, tak uvnitř odlitků, použitých pro výrobu železničních srdcovek. Tento mechanismus způsobuje trvalé tvarové změny v profilu aktivní části hrotu srdcovky s následným snížením horizontální souřadnice hrotu a vzniku tzv. prasklin. Proto je z hlediska zachování vhodných silových podmínek v kontaktu kolo - kolejnice [3] nutné provádět pravidelné přebroušení těchto tvarově nepřipustných odchylek a následně pak i navařovat úseky, ve kterých došlo k poklesu hladiny jízdního pásu pod přípustnou úroveň. Broušením s následnou aplikací návaru lze odstranit i případné únavové trhliny v materiálu již degradovaném provozem.

Ovšem, jak bylo již dříve zmíněno, je nutno vzít do úvahy skutečnost, že tyto součásti mají austenitickou strukturu, což z hlediska teplotní nestability (nízká tepelná vodivost a vysoká teplotní roztažnost) působí značné potíže při jejich svařování a navařování. Je proto nezbytné udržovat co nejnižší úroveň vneseného tepla při procesu navařování, aby nedošlo k nežádoucí precipitaci karbidů na hranicích austenitických zrn takto navařovaného materiálu ve formě odlitku, která má za následek jeho celkové zkrácení a po krátké době pak i následné poškození únavovým lomem.

2. Volba technologie navařování AMS s ohledem na dané chemické složení

Ocel typu AMS je využívána v oblasti železniční dopravy pro extrémně namáhané díly kolejového svršku zejména kolejového káčení, technologicky provedené jako tzv. litý monoblok. I když životnost těchto dílů je podstatně vyšší než u klasické vysokouhlíkové

oceli s perlitickou strukturní bází, dochází i zde k jejich postupnému opotřebení. Provedené materiálové analýzy a experimenty, které tvoří hlavní náplň tohoto příspěvku, měly za cíl provést metalurgické posouzení vhodné technologie navařování AMS na proměnné úrovni hodnoty vneseného tepla.

Svařitelnost austenitických manganových ocelí je ovlivněna metalurgickými pochody na vyšších teplotách. Aby se austenitická struktura udržela i při obvyklé teplotě místnosti, musí tyto oceli obsahovat dostatečně množství slitinových prvků, které snižují teplotu martensitické přeměny. Jsou to hlavní austenitotvorné prvky mangan a nikl. Chemické složení konkrétního základního materiálu je uvedeno v **Tab. 1**.

Tab. 1 Chemická složení základního a přídavných materiálů

Tab. 1 Chemical contents of the base and filler materials

	% C	% Mn	% Cr	% Si	% Ni	% Mo	% V	% P	% S
Vzorky ø 436	1,13	11,23	0,17	0,95	0,06	0,01	-	0,028	0,010
OK Tubrodur 14.71	0,04	6,00	19,00	0,50	8,00	-	-	-	-
OK Tubrodur 15.65	0,30	14,00	16,00	0,55	1,70	0,80	0,60	-	-

Obsah uhlíku v oceli má zásadní vliv na požadovanou odolnost proti opotřebení - při zvyšování obsahu tohoto prvku v oceli odolnost proti abrazivnímu opotřebení stoupá. Oceli s vyšším obsahem uhlíku však mají současně větší sklon k trhlinám, protože se při chlazení vylučuje na hranicích zrn větší množství nežádoucích karbidů.

Mangan při obsazích 11 až 14 % nemá vliv na odolnost proti opotřebení, ale zlepšuje plastické vlastnosti oceli.

Ni které austenitické manganové oceli bývají legovány asi 1% chromu. Dochází tak k mírnému zvýšení meze kluzu a k mírnému poklesu vrubové houževnatosti, která je však do obsahu 2%Cr dostatečně vysoká. Plastické vlastnosti snižují karbidy chromu, které se zcela rozpustí v austenitu až za teplot 1150°C. Jinak chrom neovlivňuje odolnost proti opotřebení.

Tepelné zpracování austenitických manganových ocelí se zaměřuje především na rozpouštění žehličky (1030 až 1080°C). Při tomto tepelném zpracování se rozpustí podvojný cementit, který se nachází po odlití v matici této oceli, a následným rychlým ochlazením ve vodě se zamezí jeho opětovné vyloučení. Tím se získá homogenní nemagnetická matrice. Jak bylo již dříve uvedeno, austenitická manganová ocel má značnou lineární roztažnost a nízkou tepelnou vodivost, proto se není třeba obávat

praskání součástí. Mechanické vlastnosti a odolnost proti opotřebení závisejí na velikosti zrna, oceli s jemnozrnnější strukturou zvyšují nejen odolnost proti opotřebení, ale i pevnost v tahu [4].

Austenitická manganová ocel má po ochlazení z teploty 1050°C ve vodě vysokou vrubovou houževnatost (cca 300J.cm⁻²), která při záporných teplotách klesá, ale až do teploty -70 °C zůstává mimořádně vysoká. Mez kluzu těchto ocelí je relativně nízká, při snížení teploty pod 0°C se mírně zvyšuje a podobně se mění také pevnost v tahu a ohybu [2].

Hlavní charakteristikou austenitické manganové oceli je její schopnost zpevňovat za dostatečně vysokého tlaku nebo rázu. Mechanismus zpevňování je ovlivněn rychlostí deformace a druhem namáhání (ohybové, tlakové nebo tahové). Při plastické deformaci austenitické manganové oceli probíhá pohyb soustavy dislokací, při kterém se tvoří nové vrstevné chyby a dvojčetové lamely (viz dále, **obr. 6**). Zpevňování je vyvoláno tím, že obě strukturální poruchy zabraňují pohybu soustavy dislokací, takže se jejich hustota zvyšuje. Současně dochází k rozdělení matrice na stále menší oblasti se zvyšující se hustotou dvojčetových lamel a jejich nerovnoměrným uspořádáním. Při dalším působení plastické deformace se nové dislokace mohou pohybovat až za působení vyššího napětí, které musí být tím větší, čím jemnější je nové rozdělení matrice dvojčetovými lamelami. Na zpevňovací mechanismus mají také vliv atomy uhlíku, které jsou přetahovány do míst s maximální koncentrací dislokací. Stupeň zpevnění tedy závisí na celkovém množství a vzájemném poměru strukturálních poruch.

Při svařování austenitických manganových ocelí dochází k novému ohřevu, který může mít za následek (při ochlazování z teploty rozpouštění či ohřevu) vyloučení karbidů typu M₃C v základní matici za částečného rozpadu austenitu na jemný perlit. Při prodloužení izotermické výdrže obsahují karbidy cementitického typu vyšší obsah manganu a mezi lamelami je vyloučen ferit obohacený o mangan. Vlivem vyloučení karbidů je nutno počítat při svařování se snížením vrubové houževnatosti základní matrice v okolí svaru [5]. Dlouholeté zkušenosti však ukazují, že praskliny vzniklé v okolí svaru se nešíří, protože austenitické manganové oceli mají dostatečně vysokou houževnatost [6].

Vysoká austenitizační teplota může způsobit částečné oduhlišení povrchu a snížení obsahu manganu. V této vrstvě se potom může vytvořit martenzitická mikrostruktura s množstvím mikrotrhlin. Tato vrstva je pak magnetická.

Austenitická manganová ocel se svařuje bez předehřevu a s minimálním tepelným působením, aby nedošlo k vyžhání tepelně ovlivněné oblasti s následnou precipitací karbidické fáze [7].

Obvykle se doporučuje pouze technologie svařování MMAW [8] s použitím elektrod na bázi FeMnNi (0,5-0,9 %C; 11,0-16,0%Mn; 3,0-6,0%Ni; 0,5%Cr; 1,3%Si) nebo MnCr elektrody (0,3-0,6%C; 14,0-15,0%Mn; 1,0%Ni; 14,0-15,0%Cr; 0,3-1,7%Mo; 0,2-0,5%Si). Tyto elektrody dávají korozně odolný svarový kov.

Před vlastním procesem navařování je třeba upravit svařované místo, zvláště pak důkladně odstranit veškeré zbytky poškozeného kovu, ve kterém se vyskytují nebezpečné defekty [9]. Musí se rovněž odstranit deformační zpevněný povrch, který je náchylnější na praskání než základní matrice.

Doporučuje se použít tzv. „studené“ navařování a kontrolovat, aby teplota okolí svaru nepřesáhla 100°C. Při překročení této teploty je nutné proces přerušit až do vychladnutí svaru [6].

3. Experiment a diskuse získaných výsledků

Pro ověření použité aplikace technologie renovace opotřebených míst kolejového svršku navařováním byl použit díl kážení kolejnic (litý monoblok) o chemickém složení uvedeném v **tab. 1**. Opotřebení (tzv. vyjetí) v oblasti kážení bylo cca 2 mm. Pro navařování vzorků byly použity plněné elektrody ESAB OK Tubrodur 14.71 (vzorek 436.3) a ESAB OK Tubrodur 15.65 (vzorek 436.5) dle specifikace uvedené v **tab. 2**.

Tab. 2 Označení použitých vzorků
Tab. 2 Identification of applied samples

Číslo vzorku přídavný mat.	vnesené teplo Q [kJ.cm ⁻¹]	podmínky při navařování
436.3 OK Tubrodur	8,97	bez předehřevu, interpass 100°C návar provedený na hlavě a ve žlábků kolejnice
436.5 OK Tubrodur	8,97	bez předehřevu, interpass 100°C návar provedený na hlavě a ve žlábků kolejnice

Uvedené vzorky se staly výchozím podkladem pro studium vlivu návarů na austenitickou manganovou ocel plněnou elektrodou. Vzorky byly posuzovány z hledisek:

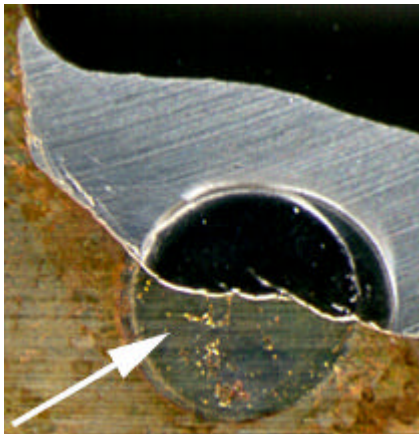
- makrostrukturního hodnocení návaru a tepelně ovlivněné oblasti (TOO) z hlediska výskytu trhlin,
- mikrostrukturního hodnocení oblastí v okolí hranice ztavení z hlediska nežádoucích tepelně aktivovaných důlů v austenitu, spojených především s vylučováním karbidů, endogenních nečistot a produktů rafinace svarového kovu po hranicích zrn,
- posouzení průběhu tvrdosti v liniích přes návar s přechodem do základního materiálu před mechanickým zpevněním a po něm,
- posouzení tvrdostí v oblastech svýskytem martensitu, bainitu a karbidických fází před mechanickým zpevněním a po něm.

Na makrostrukturním snímku vzorku č. 436.3 (**obr. 1**) byl sledován pór v jehož místě se nacházejí trhliny v základním materiálu (viz **obr. 2**). V ostatních oblastech nebyl

pozorován výskyt trhlin. Uvedené místo bylo mechanicky zpevněno úderem kladivem s ohledem na sledování, četnost a chování vyskytujících se trhlin (**obr. 3**). Tato poměrně značná mechanická deformace povrchu zapříčinila stlačení póru bez následného šíření trhlin do základního materiálu. Na makrostrukturním snímku vzorku č. 436.5 (**obr. 4**) nebyly sledovány žádné nepřípustné vady.

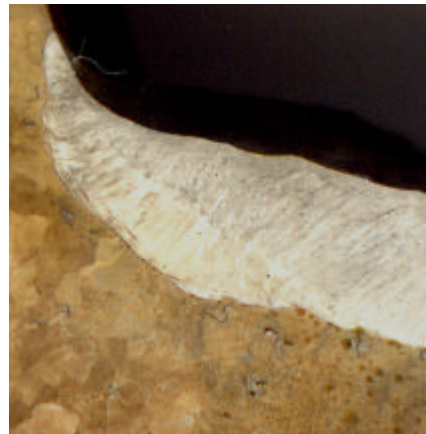


Obr. 1 Makrostruktura vzorku 436.3 (zv. 1x)
Fig. 1 Macrostructure of sample No.436.3 (Magn.1x)



Obr. 2 Detail póru s inter-krytalickými
 trhlinami (viz bílá šipka) ve vzorku 436.3
 (zv. 20x)

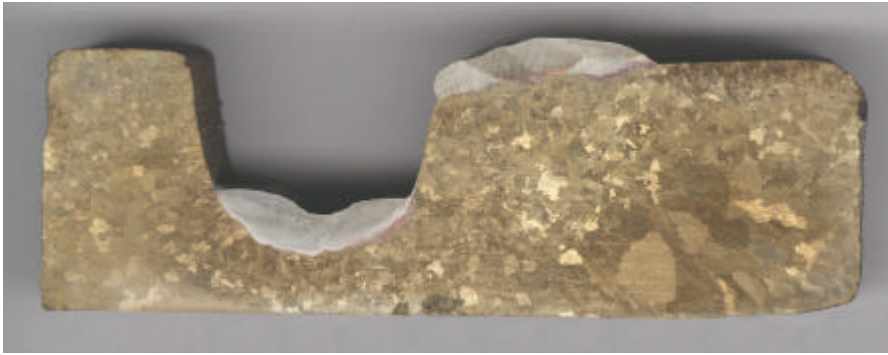
Fig. 2 Detail of pore with intercrystalline
 cracks (white arrow), sample No. 436.3.
 (Magn. 20x)



Obr. 3 Detail stejného místa dle **obr. 2**
 po deformaci povrchu, (zv. 20x)

Fig. 3 Detail of the same place as
 documented on **Fig. 2**, after surface
 deformation. (Magn. 20x)

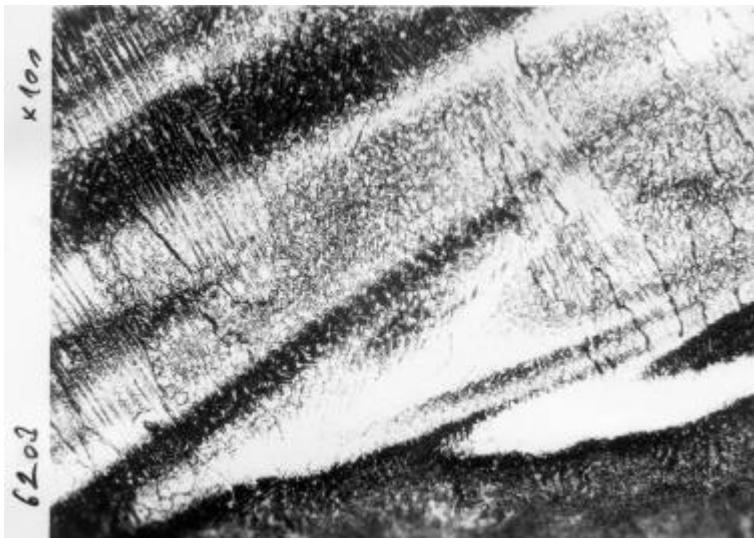
Z mikrostrukturního hlediska lze na obou vzorcích pozorovat vpartii horní plochy hlavy navázané kolejnice v oblasti hranice ztavení tmavé pásy na austenitické matici způsobené nauhliěním návaru ze základního materiálu [10]. Naměřená mikrotvrdost v těchto pásech dosahuje hodnot až 420 HV 0,1 potvrzující výskyt jemného popuštění martenzitu (**obr. 5**).



Obr. 4 Makrostruktura vzorku 436.5 (Zv. 1x)
Fig. 4 Macrostructure of the specimen No. 436.5 (Magn. 1x)

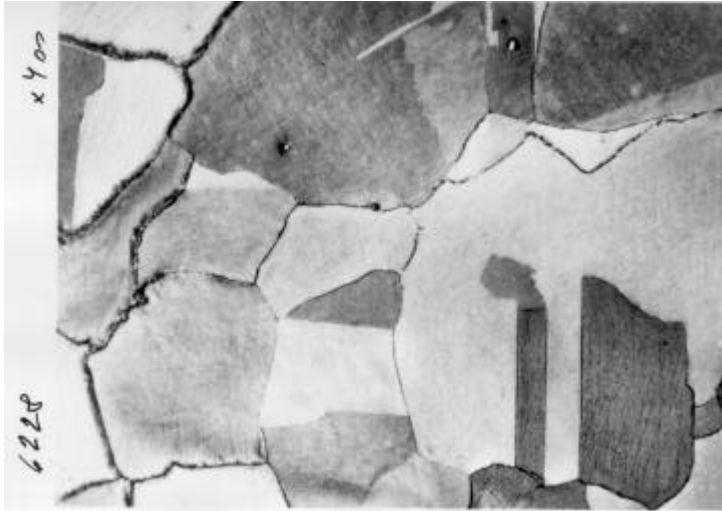
Z mikrostrukturního hlediska lze na obou vzorcích pozorovat vpartii horní plochy hlavy navážené kolejnici v oblasti hranice ztavení tmavé pásy na austenitické matrici způsobené nauhliěním návaru ze základního materiálu [10]. Namížená mikrotvrdost v těchto pásech dosahuje hodnot až 420 HV 0,1 potvrzující výskyt jemného popuštění nebo martenzitu (**obr. 5**).

Mikrostruktura oblasti těsně pod hranicí ztavení ve žlábků kolejnici u vzorku 436.3 vykazuje charakteristický austenitický návar s patrnými hranicemi austenitických zrn, které jsou zhrublé v důsledku souvislého vyloučení karbidů na jejich hranicích (**obr. 6**). Tento vzorek po zpevnění rovněž vykazuje viditelné dvojčátové lamely (v pravé spodní části snímku).



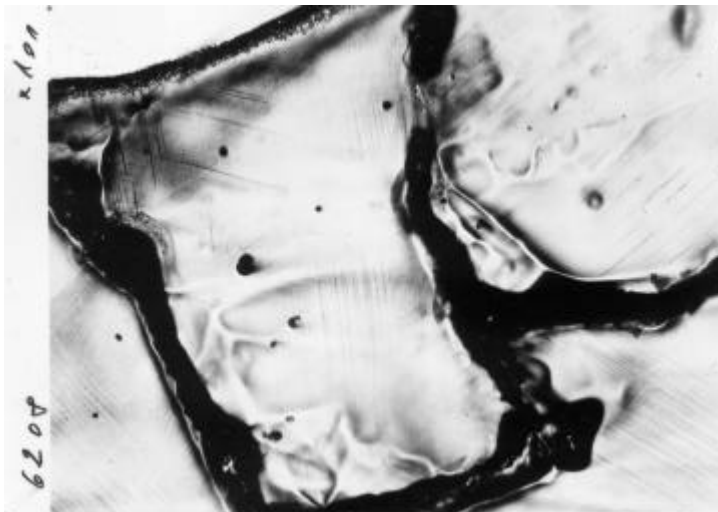
Obr. 5 Mikrostruktura hranice ztavení vzorku 436.3 (zv. 100x)
Fig. 5 Microstructure of the melting boundary, sample No. 436.3 (Magn. 100x)

Na obrázku **obr. 7** je znázorněn detail struktury základního materiálu těsně pod hranicí ztavení s interkystalickými trhlinami v místě dle **obr. 2** (vzorek 436.3 v oblasti s pórem). Ze snímku jsou patrné hrubé hranice zrn, které měly za následek rozpad struktury. V zrnech jsou patrné kluzné roviny. Měrná mikrotvrdost v zrnech na **obr. 7** se pohybuje kolem 295 HV 0,1 - což potvrzuje skutečnost, že austenitické zrně nebylo zpevněno.



Obr. 6 Mikrostruktura základního materiálu vzorku 436.5 s viditelnými dvojčetovými lamelami (vpravo na snímku), zv. 400x

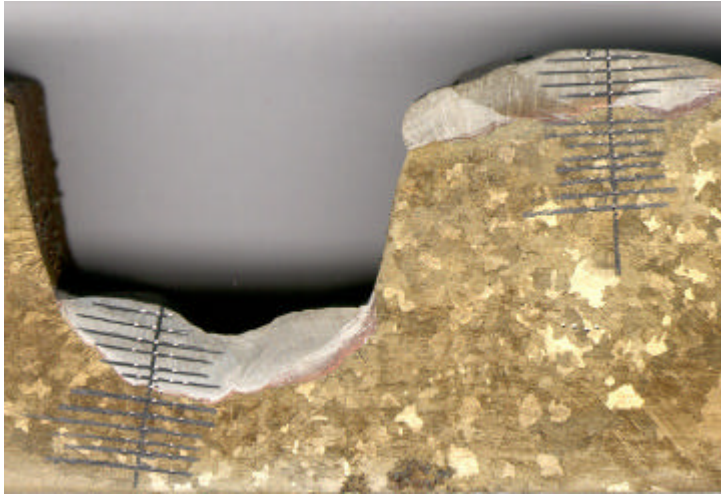
Fig. 6 Microstructure of the base material (sample No. 436.5) with visible twins lamellae - see down right, (Magn. 400x)



Obr. 7 Mikrostruktura základního materiálu pod hranicí ztavení vzorku 436.5 (100x)

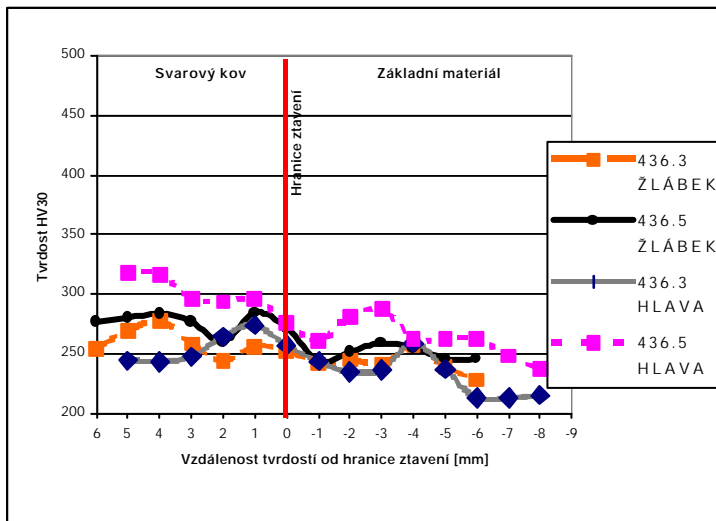
Fig. 7 Microstructure of the base material under the melting boundary, sample No.436.5, (Magn. 100x)

Pro doplnění mikrostrukturního hodnocení oblastí bylo provedeno měření tvrdosti přes návar do základního materiálu u obou vzorků po 1 mm, viz. **obr. 8**. Průběh tvrdostí po navození odpovídá vlastnostem neztvrdělého austenitického základního materiálu a austenitického návaru (**obr. 9**). Zvýšená tvrdost vzorku 436.5 je způsobena použitým základním materiálem s vyšším obsahem manganu (viz **tab. 1**). Stejná měření byla provedena i po ztvrdění obou vzorků (viz **obr. 10**).



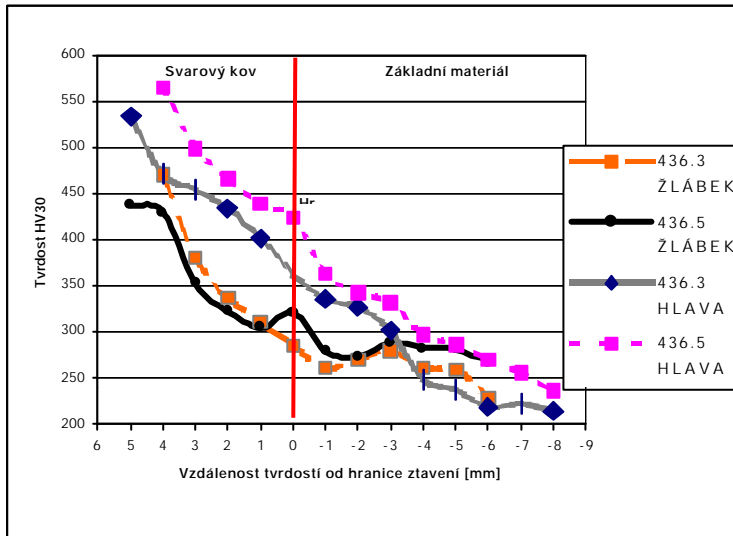
Obr. 8 Způsob měření tvrdosti na vzorcích 436.3 a 436.5

Fig. 8 Method of hardness measurement, samples No. 436.3 and 436.5



Obr. 9 Průběh tvrdosti v závislosti na vzdálenosti od hranice ztavení vzorků 436.3 a 436.5 po navození

Fig. 9 Hardness courses and their dependence on the distance from the melting boundary (samples No. 436.3 a 436.5) after hard surfacing



Obr. 10 Průběh tvrdosti v závislosti na vzdálenosti od hranice ztavení vzorků 436.3
Fig. 10 Hardness courses and their dependence on the distance from the melting boundary (samples No. 436.3 a 436.5) after mechanical hardening

4. Závěr a shrnutí získaných výsledků

Především přispívá k tomu bylo posouzení možnosti využití technologie navařování austenitické manganové oceli v aplikacích kolejového svršku, zejména pak značení exponovaných míst. V teoretické části (kap. 2) jsou uvedeny aspekty ovlivňující možnosti navařování z hlediska materiálových vlastností a zejména pak ovlivní ní povrchových vrstev zpevněných provozem jednotlivých dílů. Na základě teoretické části byly navrženy předávkové materiály a provedeny návary včetně posouzení makrostruktury, mikrostruktury a měření tvrdosti v liniích přes návar do základního materiálu.

Z výsledků je patrné, že austenitická manganová ocel s návarem provedeným plněnou elektrodou OK Tubrodur 14.71 dosahuje nižších tvrdostí než návar provedený plněnou elektrodou OK Tubrodur 15.65. Dosahované hodnoty tvrdostí po navaření se pohybují v rozmezí 240–320 HV30. Důležitou vlastností těchto ocelí je zpevnění materiálu během provozu. Při simulaci zpevnění bylo dosaženo zajímavých průběhů tvrdostí (**obr. 10**). Maximální hodnoty zpevnění byly dosaženy těsně pod povrchem návaru (v místech největší deformace) cca 570 HV30, což je dvojnásobek hodnoty změřené po navaření. Další pozoruhodnou vlastností tohoto materiálu je, že průběh tvrdostí od povrchu (nejvyšší změřené hodnoty) směrem do základního materiálu nevykazuje velké skokové změny, které by poukazyvaly na změnu struktury v jednotlivých oblastech. Lze tedy konstatovat, že pod postupně zpevněným návarem nedochází ke vzniku martensitických fólií (rovnoběžných s povrchem) způsobujících odlupování návarů.

Výsledky dosažené ze vzorků lze shrnout do několika bodů:

Libor Beneš, Eva Schmidová, Ivo Hlavatý:

- při navařování austenitické manganové oceli je vždy nutné použít minimální svařovací parametry, v našem případě při použití plněné elektrody bylo vnesené teplo limitováno hodnotou 9 kJ.cm^{-1} . Proto je nutné dodržovat mezihouseňkovou teplotu (teplota interpass) do 100°C i v případě, že literatura [6] uvádí max. teplotu 300°C ,
- v případě nedržení teploty interpass může dojít ke vzniku interkrystalických trhlin v základním materiálu z důvodu delšího času při ochlazování austenitické matrice, ze které se zaustenitických zrn vyloučí uhlík ve formě karbidů po hranicích zrn a tím dojde ke zkřehnutí oblasti pod oblastí ztavení (**obr. 2**),
- v návarech nebyly pozorovány žádné trhliny z důvodu nižšího obsahu uhlíku než v základním materiálu. Důsledek rozdílu obsahu uhlíku v základním materiálu a návaru se projevuje tmavými pásy nad hranicí ztavení a jemnou martenzitickou strukturou,
- při navařování opotřebovaných dílů výhybek musíme brát zřetel na povrch zpevněný provozem. Tuto vrstvu je nutné odstranit a zkontrolovat kapilární zkouškou, zda se na povrchu určeném k navařování nevyskytují trhliny,
- zpevněný povrch obou typů návarů nevytváří skokové změny v průběhu zích tvrdosti směrem k jádru základního materiálu, z čehož vyplývá, že nedochází ke vzniku jádru martenzitických vrstev (fólií) rovnoběžných s povrchem návaru,

Lektoroval: Prof. Ing. Jaroslav Koukal, CSc.

Předloženo: v únoru 2002.

Příspěvek vznikl za podpory GA ÈR v rámci řešení grantového projektu GA ÈR 101/01/0242: „Kontakt kola s kolejnicí a vliv brzděných procesů na životnost jízdní plochy“.

Literatura

- [1] Davis, D., Scholl, M., Sehitoğlu, H.: *Development of bainitic frogs for HAL service*. Railway Track & Structures. December (1997), s.14-16.
- [2] Fremunt, P., Podrábský, T.: *Konstrukce oceli*. Brno, CERM, s.r.o., (1996), 261 s.
- [3] Izer, J., Zelenka, J., Beneš, L.: *Relation of Wheel Set to Rail in Condition of Modernisation on Railway Lines of the Czech Railways*. In: Proc. of the International Conference „Achieving Best Practice in Wheel/Rail Interface Management“, IQPC London, Amsterdam (2002), s. 1-18.
- [4] Tillová, E.: *Stanovenie vlastností mangánovej ocele na odliatky ON 42 2707 zo skúšok rázom v ohybe*. XIV. Medzinárodné kolókvium "Náuka o materiáli" krajín RVHP-ISK'88, Ruse Bulharsko, (1988), s. 63-74.
- [5] Schmidová, E., Beneš, L.: *Metalografické posouzení experimentální sady austenitických návarů železných kolejnic*. Sborník 8. konference „Přenos metalografie pro řešení výrobních problémů“, Mariánské Lázně (1999), s. 277-286, ISBN 80-85988-40-2.
- [6] Hrivňák, I.: *Teória zvariteľnosti kovov a zliatin*. Bratislava, VEDA (1989), s. 79-138.

- [7] Schmidová, E., Beneš, L., Stránský, K.: *Analýza pøerozdílení uhlíku strukturní heterogenního svarového spoje po tepelné expozici*. In: Scientific Papers of the University of Pardubice, Series B, (2001), s. 83-97, ISBN 80-7194-207-3, ISSN 1211- 6610.
- [8] Dahl, B., Mogard, B., Grefot, B., Ulander, B.: *Repair of rails on-site by welding*. Svetsaren, No. 2, (1995), Göteborg, s. 3-14.
- [9] Hlavatý, I.: *Svažitelnost ocelí s vysokým obsahem uhlíku použítvaných pro výrobu kolejnic*. Disertační práce, VŠB-TU Ostrava, (2000), 128 s.
- [10] 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), s. 99-110 , ISBN 963 421 550 5.

Resumé

METALURGICKÉ POSOUZENÍ NÁVARŮ NA MANGANOVÉ AUSTENITICKÉ OCELI PRO KOMPONENTY KOLEJOVÉHO SVRŠKU

Libor BENEŠ, Eva SCHMIDOVÁ, Ivo HLA VATÝ

Železniční srdcovky a kolejová kážení patří mezi nejvíce exponované komponenty kolejového svršku. Kromě statického zatížení jsou vystaveny i značným dynamickým účinkům od projíždí jících železničních vozidel. Pro uvedené konstrukční celky se jako vhodný materiál používá austenitická manganová ocel, která je charakteristická extrémní houževnatostí a poměrně vysokou životností. Tato ocel proto odolává dynamickým účinkům bez výskytu nebezpečných a katastrofických lomů, jejichž následkem by docházelo k ohrožení bezpečnosti kolejové dopravy. V předloženém příspěvku je podána metalografická analýza návarů, provedených na austenitické manganové oceli UIC 866 s cílem posoudit její svažitelnost a vhodnost parametrů i aplikované technologie navařování.

Summary

METALLURGICAL EVALUATION OF WELD DEPOSITS ON THE AUSTENITIC MANGANESE STEEL APPLIED FOR RAILWAY TRACK COMPONENTS

Libor BENEŠ, Eva SCHMIDOVÁ, Ivo HLA VATÝ

The track components that truly bear the brunt of increases in wheel loading are turnout and crossing-diamond frogs. Besides the increase in static loading, a frog typically sees the biggest dynamic loading of any section of track. Dynamic loading of two to five times static loading has been measured on mainline turnouts and crossing diamonds. Austenitic manganese steel (AMS), the current choice for frog materials, is an extremely tough and durable steel. AMS takes impacts well without catastrophic failure. Frog failures are seldom the cause of derailments and are usually low on the list of reportable track-caused derailments. However, as wheel loads, train speeds and / or frog angle increase, the dynamic loading increases to the level where AMS cannot perform satisfactorily.

Austenitic manganese steel in heavy-axle-load applications requires frequent weld repairs to restore deformation height loss and to mend fatigue cracking. Unfortunately, the austenitic structure of AMS makes it thermally unstable and difficult to weld in track. The heat input into the casting must be kept as low as possible since the energy will allow carbides to precipitate at grain boundaries in the casting. This will embrittle the casting, leading to early fatigue failures. Limiting heat input requires a fairly-lengthy repair process. This, of course, does not please the dispatcher

Libor Beneš, Eva Schmidová, Ivo Hlavatý:

Metalurgické posouzení návarů na manganové austenitické oceli ...

who has trains stacked up all around the frog being repaired. A further complication is that the AMS repair process has procedures - such as limiting heat input - that are opposite those used in rail repair procedures. Thus, an improved frog material (cast bainitic alloyed steel based on the Cr-Ni-Mo alloying combination, as developed by Materials Section of University of Pardubice and Turnout-Bridge Company Prosti jov, Czech Republic) would be easier to weld-repair with a procedure that requires less time and does no damage to the casting.

AMS is not an easy material to cast or machine into the complex shapes needed for frogs. Casting defects are common in AMS frogs. The material's toughness allows users to tolerate many of these defects in service. These casting defects are often the starting point of cracking seen in service. The narrow freezing range of AMS results in many "cold shut" or cavity-type defects. Over the past 15 years, the industry has made great strides in improving the integrity of AMS castings with both better mold materials and riser design. Sand-inclusion defects, for example, have been dramatically reduced. The material's toughness also makes it difficult to machine because it rapidly dulls cutting tools. A material with better castability and machinability is needed to improve the quality of frog castings and reduce the infant mortality failures seen in track.

Moreover, the AMS frogs are difficult to inspect by non-destructive methods typically employed in rail inspection. The frogs are non-magnetic and their microstructure and shape make them difficult to inspect by ultrasonic methods. This disadvantage is mitigated by the superior toughness of AMS. In most instances, the material fails "gracefully" allowing sufficient time for cracks to be identified visually well before failure. However, a stronger but less-tough material would benefit from its inspectability allowing for finding smaller-sized defects. The critical-size defect would be smaller for such a material.

Concerning the experimental base of the contribution, the verification of weld deposit laid on Mn-steel rails UIC 866 has been carried out. Weld deposits have been laid with the RAIL HOPPER™ in presence of experts of Ěeský sváæeský ústav, s.r.o. (Czech Welding Institute). To test the weld deposits (macrostructure of weld deposits, microstructure of heat affected zone, measurement of hardness through weld deposit as well as measurement of weld deposit hardness at melting border), a base material with chemical composition as per manufacturer's certificate has been used. Chemical composition of filler material, as per catalogue, was also stated in the paper. For all weld deposits, conditions set in the technological process have been maintained i.e. min. temp. around 10°C and resurfacing parameters.

To conclude we can summarize the results stated in the contribution: One-layer weld deposit laid with OK Tubrodur 14.71 can be applied both on rail head as well as on rail groove. In both the cases resulting values of weld deposit and HAZ conform to the conditions when interpass temperature of 100°C is maintained. In the case of need for increased hardness of weld deposit it is possible to lay it using OK Tubrodur 15.65 on rail head as well as on rail groove. In both the cases the resulting values of weld deposit and HAZ conform with the conditions when interpass temperature - max. 100°C is maintained. The last sample did not conform due to use of high interpass temperature 300°C at which overheating of material and at the same time slowing of cooling process in the weld deposit zone occur and by this diffusion of carbides along grain edge of base material. Rough edges of grains are caused as a consequence of breakdown of structure due to cracks in these zones.

From the results both filler material OK Tubrodur 14.71 & OK Tubrodur 15.65 can be recommended to resurface UIC 866 (AM-steel) rail using minimum parameters of resurfacing (minimum heat input) and maintaining interpass temperature of 100°C. If the interpass temperature is not maintained then there is the danger of breakdown of base material.

Zusammenfassung

METALLURGISCHE BEWERTUNG DES SCHWEIßGUTES AUSTENITISCHER MANGANSTÄHLE FÜR FAHRWEGKOMponentEN

Libor BENEŠ, Eva SCHMIDOVÁ, Ivo HLAVATÝ

Die Fahrwegkomponenten, die Hauptlast bei Radsatzlastserhöhungen ertragen müssen sind Herzstückspitzen von Kreuzungen und Weichen. Neben der Erhöhung der statischen Last, werden die Herzstücke mit den höchsten dynamischen Lasten aller Fahrwegkomponenten beaufschlagt. Austenitische Manganstähle (AMS), die derzeitige Wahl für Herzstückwerkstoffe, sind extrem zähe und haltbare Stähle und ertragen Schlagbeanspruchung ohne katastrophales Versagen. Herzstückbrüche sind selten die Ursache für Entgleisungen und daher in den entsprechenden Statistiken normalerweise auch nur selten aufgeführt. Trotzdem, mit steigender Radsatzlast, Zuggeschwindigkeit und/oder größeren Herzstückwinkeln steigt die dynamische Belastung auf ein Maß an, bei dem sich auch AMS nicht zufriedenstellend verhalten. Die Metallurgie von experimentell angefertigtem Schweißgut wird in der Veröffentlichung mit dem Ziel der Bewertung der Schweißbarkeit von AMS und der zugrundeliegenden Technologie analysiert.