

ANALÝZA PŘÍČIN PORUŠENÍ KOLEJNICOVÉ OCELI Lo8CrNiMo PO SVAŘOVÁNÍ NA TUPO

Františka PEŠLOVÁ ^{a)}, Břetislav TILL ^{a)}, Libor BENEŠ ^{a)}, Eva SCHMIDOVÁ ^{a)}, Marie PTÁČKOVÁ ^{b)}

^{a)} Katedra dopravních prostředků, Univerzita Pardubice

^{b)} Ústav materiálového inženýrství, VUT Brno

1. ÚVOD

Mechanickým opracováním byla z Y-bloku kolejnicové oceli Lo8CrNiMo vyrobena tramvajová kolejnice. Tato kolejnice byla rozřezaná a svařená na tupo. Pro ověření kvality svaru byla provedena zkouška lámavosti, při které došlo ke zlomení kolejnice v místě cca 180 mm od svarového místa. Na základě lomové plochy, kterou dokumentuje **obr. 1**, je patrné, že se jedná o tzv. lasturový lom, (*Rock Candy Fracture*), probíhající převážně po primárních austenitických zrnech. Výskyt interkrystalického lomu je zároveň charakterizován poklesem mechanických vlastností, hlavně plasticity oceli.

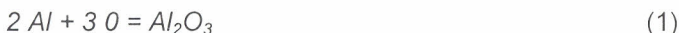
2. TECHNOLOGIE ODLÉVÁNÍ

Je možné předpokládat, že po dosažení obsahu uhlíku přibližně 0,098 % následovala srážecí desoxidace hliníkem, která je doprovázena značným nekontrolovatelným kolísáním zbytkového obsahu Al, jenž se váže současně na dusík a kyslík. Toto vede při tak objemných odlitcích, jako je zkoumaný Y-blok, k lasturovým lomům, které jsou vyvolané změnou způsobu vylučování nekovových vměstků. Sulfidy a nitridy jsou typické endogenní vměstky vyskytující se v tomto materiálu.

Teplota odpichu v pánvi se pohybovala kolem 1615 °C. U odlitého bloku bylo provedeno tepelné zpracování - kalení a popouštění.

Jedná se o velmi objemný blok, jehož celková váha je 6800 kg, s vtokovou soustavou na jedné straně bloku a s nálitkem na straně druhé. Vzdálenost mezi vtokovou soustavou a nálitkem činí 750 mm.

Hliník patří mezi nejpoužívanější dezoxidační prostředky, vázající na sebe kyslík, síru i dusík. Reziduální obsah hliníku ovšem nesmí překročit určitou limitní hodnotu. Dezoxidační reakce probíhá podle rovnice (1):



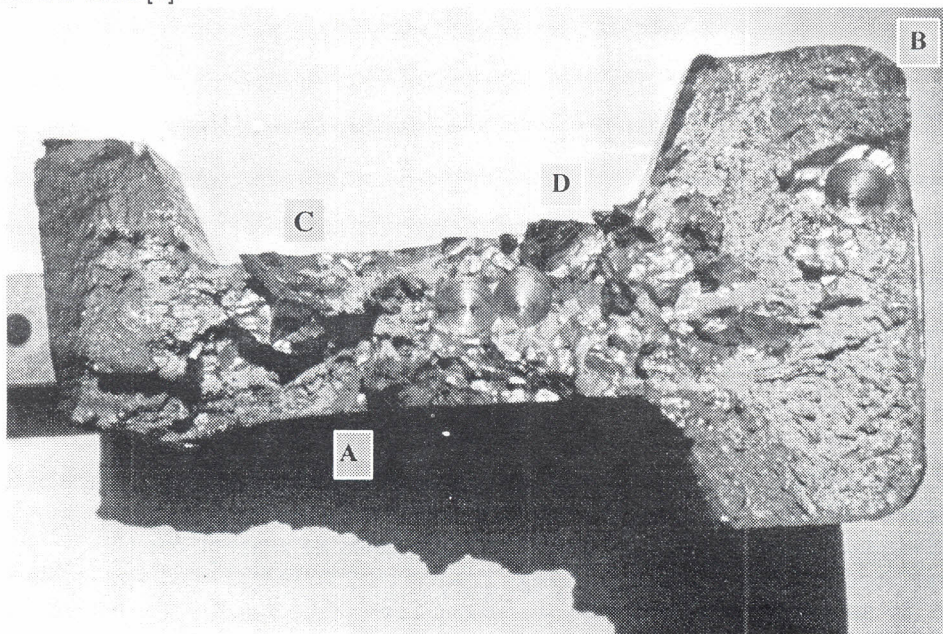
a denitridační reakce probíhá podle rovnice (2):



V případě, že by se dusík vázal na titan, nastává reakce (3):



což zabraňuje navázání veškerého přítomného dusíku na hliník, který se pak nevyskytuje jako uvedený AlN. Vázání hliníku na titan by tak představovalo účinnou prevenci vzniku lasturového lomu [1].



Obr. 1 Celkový pohled na lomovou plochu kolejnice po odebrání materiálu k chemické mikroanalýze

3. STUDIUM VYBRANÝCH ČÁSTÍ LOMOVÉ PLOCHY

Z **obr. 1** je patrné, že se jedná o křehký lom, jehož intenzita zkřehnutí bude odpovídat množství vyprecipitované fáze nebo intenzitě segregace zúčastněných prvků. Za rozhodující podmínku popisovaného lomu se považuje zkřehnutí hranic primárních austenických zrn a krystalografická nedokonalost hraničních oblastí.

Lomové plochy jednotlivých vybraných částí byli studovány a hodnoceny na elektronovém rastrovacím mikroskopu JXA - 840 AS s mikroanalyzátorem LINK AN 10000, na elektronovém rastrovacím mikroskopu metodou TESCAN 1101 a na rastrovacím elektronovém mikroskopu JEOL JSM-840.

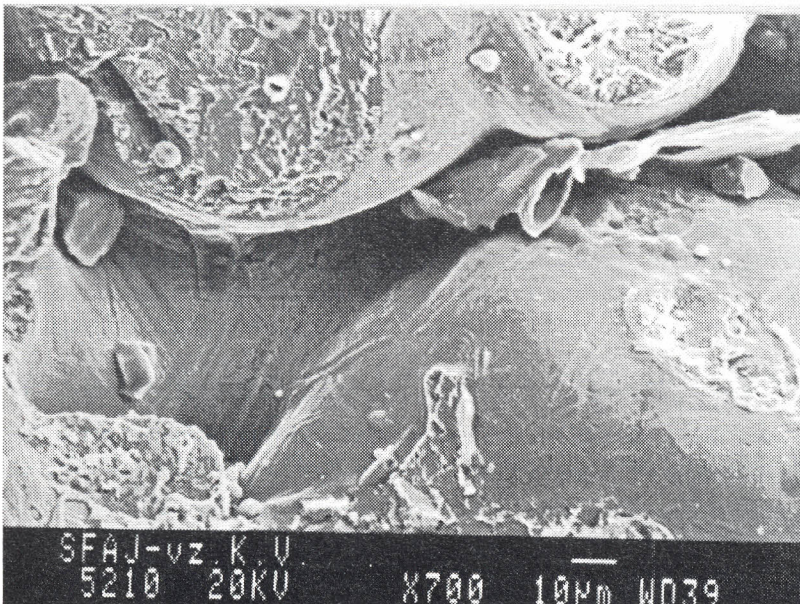
Kvalitativní a kvantitativní analýza rtg spekter byla realizovaná pomocí programů Analyzer a ZAF4/FLS. Při EDA analýze jsou detekovány prvky počínaje atomovým číslem 11.

Obr. 2 představuje detail z oblasti lasturového lomu ze stojiny kolejnice s primárním zrnem austenitu (**obr. 1** - oblast C). Na hladkém povrchu polyedrických zrn nebyla zjištěna přítomnost sulfidických vměstků. V některých oblastech těchto zrn se vyskytovaly mezidendritické staženiny. Jejich bližší studium prokázalo velmi malou oxidaci těchto dendritických útvarů s možnou existencí již vypadnutých částic AlN.

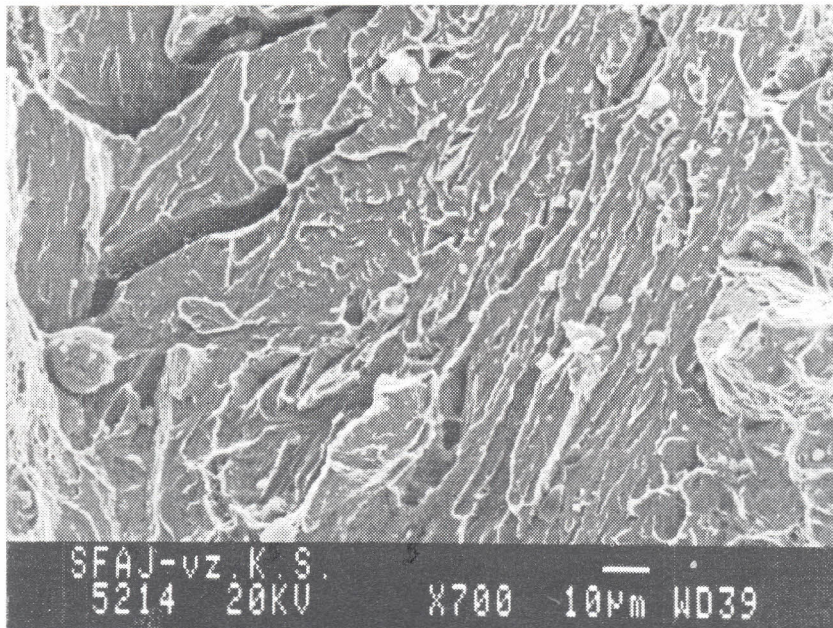
V mezidendritických útvarech lze pozorovat zbytky poměrně velikých inkluzí, které svým tvarem připomínají vměstky typu Al_2O_3 . To odpovídá roztoku přesycenému dezoxidačním prvkem s postupným formováním polyedrických útvarů. Podle následující analýzy je možno předpokládat přítomnost vměstků s obsahem Al, Mn, Ca, Fe na bázi oxidů, nebo Fe, Mo, Ni, Mg na bázi sulfidů [2]. Zvýšený obsah dezoxidačního prvku způsobuje vylučování sulfidů polyedrického tvaru, které je možno podle klasifikační stupnice pro označování sulfidů zařadit do skupiny III, příp. IIIb.

Morfologie sulfidů závisí na obsahu dezoxidačních prvků, na obsahu síry, hliníku a křemíku, uhlíku i na rychlosti chladnutí, která ovlivňuje i stupeň odmišení [3]. Rozměry fazet rozlišitelné vizuálně jsou srovnatelné s rozměry a tvarem zrn. Tato hrubozrnnost bude záviset na teplotě taveniny, gradientu teplot při ochlazování a lící teplotě. Sledování lomové plochy (**obr. 1** - oblast A) v oblasti jemnějšího šedého lomu ve stojině dokumentují **obr. 3**.

Lomová plocha v oblasti A z **obr. 1** se skládá z makrooblastí různého druhu. Jedná se o smíšený lom (tvárný a křehký), s vizuálně rozlišitelnými trhlinkami provázejícími celý průřez kolejnice. Při vysokém obsahu AlN se tyto trhlinky iniciují v okolí oblastí se zvýšenou koncentrací hliníku, příp. nitridů manganu (**obr. 3**).



Obr. 2 Detail mezidendritických větví



Obr. 3 Detail oblasti s velkým výskytem trhlin

Na lomových plochách z oblastí, kde nebyl zaznamenán typický lasturový lom (oblast B - obr. 1) jsou patrné sulfidické vměstky globulárního charakteru a tvárné dutinové porušení na plasticky „vytáhlých“ hřebenech zrn.

Chemické složení zkoumané oceli je dané procentuálním zastoupením jednotlivých prvků, což odpovídá nízkouhlíkové a nízkolegované oceli po tepelném zpracování. Struktura této oceli je heterogenní v celém příčném i podélném směru zkoumaného bloku kolejnice. Heterogenita je daná jednak rozdílností samotné struktury, kde vedle dolního bainitu se vyskytuje i nízkouhlíkový martenzit, a jednak rozdílným chemickým složením.

Nízkouhlíkový martenzit, vyskytující se v malých lokalitách, bývá charakteristický zbylými nerozpuštěnými karbidy (podle mikrotvrdosti jednotlivých fází) s negativními účinky mezifázového rozhraní karbidů a matrice jako potenciálního místa nukleace dutin při jakémkoliv zatížení [4].

4. METALOGRAFICKÉ A ANALYTICKÉ HODNOCENÍ STRUKTURY

V příčném řezu lomové plochy byly metalograficky vyhodnocené struktury po odlítní a tepelném zpracování. Po tepelném zpracování je předepsána výsledná struktura bainitická.

Tato struktura je charakterizovaná dědičnou strukturou velkých austenitických zrn, ve kterých se rozkládají jehlice dolního bainitu, a četným výskytem inkluzí (viz obr. 4).

Vznik inkluzí je podmíněn termodynamickými předpoklady pro průběh reakce přítomných složek, dostatečným přesycením roztoku a přítomností dalších fází pro heterogenní nukleaci. Velikost vměstků je daná stavem taveniny, tj. výchozí koncentrací prvků tvořících inkluze (O, S) a typem dezoxidačního prostředku. Tyto vměstky byly analyzované

a jevíly se podle chemického složení jako komplexy oxisulfidů s hliníkovou fází uvnitř vměstků (viz chemická analýza).



Obr. 4 Bainitická struktura - příčný řez, zv. 50 x

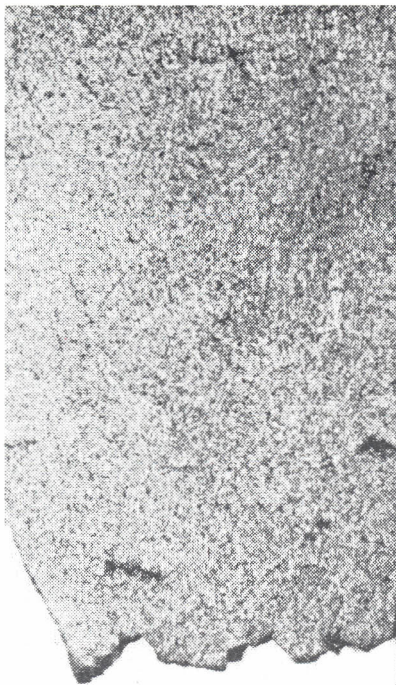
Metalografický výbrus celé plochy v příčném řezu znázorňuje rozložení trhlinek (*obr. 5*).

Velké vměstky vytvářející heterogenitu oceli, a tedy i nehomogenitu deformace, jsou v tomto případě příčinou předčasných lomů. Koncentrace napětí okolo vměstků, uvolňují zakotvené dislokace a tím i plastickou deformaci, již při nižším napětí. Přítomnost vměstků má za následek větší rychlost zpevňování a usnadňuje průběh lomu, což vede ke snížení A, Z. V případě výskytu tvrdého vměstku může svými rozměry a vrubovými účinky vyvolat vyšší stupeň nerovnoměrné deformace ve svém okolí.

Pro vyloučení možnosti náhodného jevu (kumulace heterogenit) v dané oblasti, kde tento lasturový lom vznikl, byla kolejnice rozřezaná i v podélném směru. Struktura zkoušeného bloku v celém podélném řezu se však nijak nelišila od struktury, pozorované v řezu příčném - byla nevyhovující a heterogenní. Při tomto zkoumání se zviditelnily velké magistrální trhliny, které se nacházely uvnitř kolejnice.

Pravděpodobnost vzniku trhlin v okolí inkluzí roste úměrně s velikostí inkluze [5]. Přítomnost vady nebo trhlinky v oceli může vést při vnějším zatěžování ke vzniku koncentrace napětí. Stránský a kol. [5] označují toto napětí kolem vměstků jako mozaikové a uvádějí, že je příčinou iniciace trhlinky a jejího šíření ve směru největšího napětí. Potom se únavová trhlina šíří od inkluze k inkluzi [6].

Oxidace odstraňuje z oceli jen ty prvky, které mají větší afinitu ke kyslíku než železo. Oxidy by pak měly přejít do strusky. V případě, že tyto oxidy vytvářejí plošné tenké filmy oxidu, mohou tyto tzv. pleny vznikat následkem sekundární oxidace (reoxidace) na volném povrchu taveniny během odlévání (*obr. 6*). Tyto oxidické pleny působí jako zdroj trhlin při tuhnutí bloku. Oxidy na bázi Si, Mn, Fe vytvářejí trhliny při tepelném zpracování a v případě, že vycházejí na povrch oxidují.



Obr. 5 Příčný řez stojinou kolejnicí (v měřítku 1:1)



Obr. 6 Jemné síťové trhliny a vyloučených oxidických plén

Analýza nejzávažnějších vad v bloku studované oceli

Obr. 7 dokumentuje nežádoucí vady, vzniklé primární krystalizací při odlévání oceli. Na **obr. 7** se jedná o oblast trhlin a poréznosti v okolí velké kombinované trhliny, které bylo analýzou prokázáno.

V místě výběžku dutiny byla provedena analýza (viz **tab.1**), která ukazuje na výskyt Al a Mg, svědčící o přítomnosti komplexů na bázi Al.

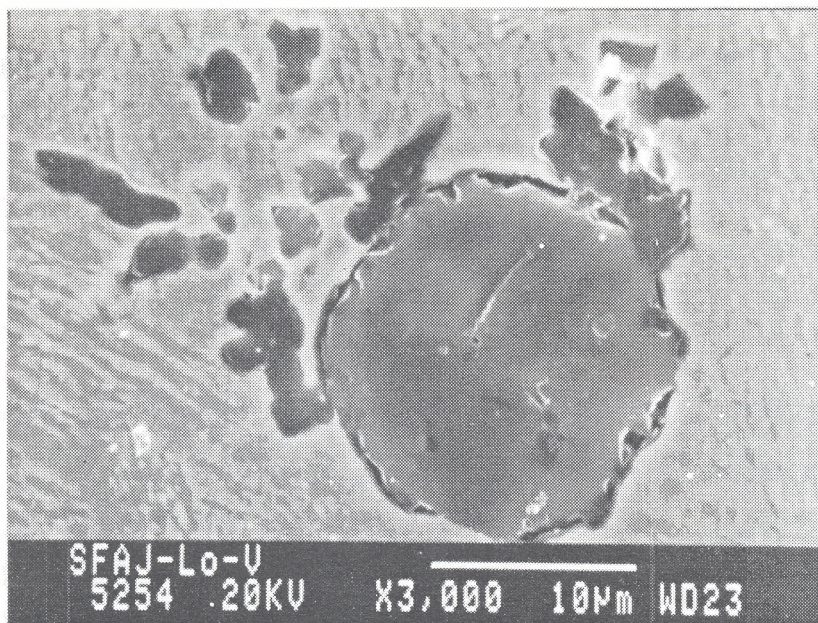
Tab. 1 Lokální analýza oblasti z **obr. 7**

Analyzované prvky	Mg	Al	Si	Fe	Mn	Cr	Mo	Ni
Hmotnostní %	1,394	5,036	0,299	1,966	-	-	-	-



Obr. 7 Okolí trhliny a perezita materiálu

Analýza vybraného globulárního vměstku a okolních různých částic z **obr. 8** prokázala, že se jedná o výskyt oxidických komplexů na bázi Al, Si, Cr a Ni - viz **tab. 2 a 3**.



Obr. 8 Typická globulární částice (vměstek)

Tab. 2 Lokální analýza oblastí z obr. 8 - střed globulární částice

Analyzované prvky	Mg	Al	Si	Ca	Fe	Mn	Mo	Ni	Ti
Hmotnostní %	0,662	37,43	0,363	7,487	0,86	-	-	-	-

Velká ostrá částice nad globulitickou částicí vpravo je analyzovaná jako komplex oxidů - viz **tab. 3**.

Tab. 3 Lokální analýza oblastí z obr. 8 - velká ostrá částice

Analyzované prvky	Al	Si	Ca	Fe	Cr	S	Ni	Ti
Hmotnostní %	4,356	0,158	1,88	11,745	0,446	0,886	0,295	0,19

V oblasti zachycené na **obr.8** byl zjištěn různý obsah přítomných prvků, které tvoří chemické sloučeniny, vytvářející velké napětové stavy v celém svém okolí, a působí jako iniciátory napětí, např. při tepelném zpracování.

Analýza komplexů oxidů na **obr.7** také ukazuje na přítomnost Cr, Mo, Ni a Ti.

Tab. 4 Lokální analýza z oblasti na obr. 7 (špice trhliny)

Analyzované prvky	Al	Si	Ca	Fe	Mn	Cr	S	Mo	Ni	Ti
Hmotnostní %	0,13	0,925	0,287	32,5	0,44	3,918	1,05	1,753	0,7	1,36

Tab. 5 Lokální analýza z obr.7 (tmavé hranaté částice)

Analyzované prvky	Si	Ca	Fe	Mn	Cr	S	Mo	Ni
Hmotnostní %	0,574	-	66,593	0,489	1,346	0,539	-	1,763

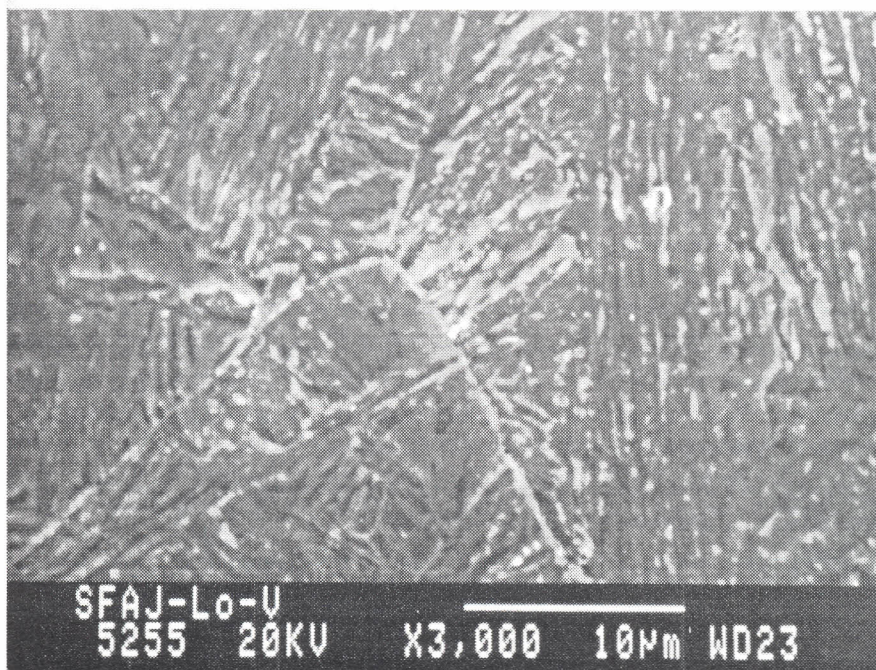
Tab. 6 Lokální analýza oblasti velkých sulfidických částic

Analyzované prvky	Mg	Al	Si	Fe	Mn	Cr	S	Mo
Hmotnostní %	-	-	-	1,92	66,022	0,911	36,159	4,19

Analýza jednotlivých částic potvrdila značný výskyt oxidů, sulfidů a oxisulfidů s obsahem Cr, Mo, Al a dalších prvků, vyskytujících se v různých lokalitách materiálu. Toto svědčí o velké heterogenitě odlitého bloku, která vede i k různé vyskytující se struktuře v kolejnici, jež je z tohoto bloku vyrobena. Mikročistotu oceli LO 8 CrNiMo ovlivňují nejen oxidy, sulfidy ale i nitridy a karbidy.

Sulfidy se budou vylučovat v té části taveniny, která krystalizovala jako poslední, tedy na hranici dendritů a primárních zrn. Většina sulfidických částí obsahuje oxidy FeO, Al₂O₃, MnO, SiO₂. Je předpoklad, podle lokálních analýz, že se sulfidy skládají z oxidického jádra na bázi Al₂O₃ případně Al₂O₃ x 3CaO a sulfidické povrchové vrstvy. Podle vysokého podílu Fe je možné předpokládat, že se v této struktuře vyskytoval FeS.

Na obr. 11 je oblast s martenzitickou strukturou, kde interiéry zrn jsou zpevněné jednak přítomností martenzitu a jednak přítomností karbidické fáze. Analýza potvrdila přítomnost Cr, Mo, Ni, Ti. Při tepelném zpracování mohou vznikat na hranicích zrn dutiny, které později přechází do trhlin.



Obr. 9 Martenzit. struktura s karbidickým síťovím na hranici zrn

5. MECHANICKÉ ZKOUŠKY A HODNOCENÍ LOMOVÝCH PLOCH

5.1 Zkoušky rázové houževnatosti

Bylo vyrobeno 9 ks vzorků z různých charakteristických oblastí kolejnice, na kterých byly vykonané zkoušky vrubové houževnatosti na instrumentovaném rázovém kladivu Wolpert PW 30/15 - **tab. 7**.

Nejvyšší hodnota houževnatosti byla zjištěna u vzorku č. 3, nacházejícím se nejdále od celkové lomové plochy s hodnotou KCV2= 92 Jcm². Naopak nejnižší houževnatost vykazovaly vzorky č. 6, 8, a 9 které jsou z oblasti v blízkosti lomové plochy z kolejnice, kde se hodnoty KCV2 pohybovaly kolem 50 Jcm².

Lomové plochy potvrdily výskyt jak bainitické tak martenzitické struktury, dále pak výskyt trhlin, iniciovaných v průběhu primární krystalizace při tuhnutí velkého bloku i trhliny iniciované tepelným prnutím a mechanickým zatížením.

Tab. 7 Hodnoty vrubové houževnatosti při teplotě 20°C.

Číslo vzorku	Zkušební tyč S [cm ²]	KV [J]	KCV [Jcm ⁻²]
1	0,81	56,9	70
2	0,80	68,4	86
3	0,80	73,6	92
4	0,80	48,3	60
5	0,80	65,3	82
6	0,80	39,4	49
7	0,80	9,5	12
8	0,81	40,9	51
9	0,80	39,4	49

lom mimo vrub

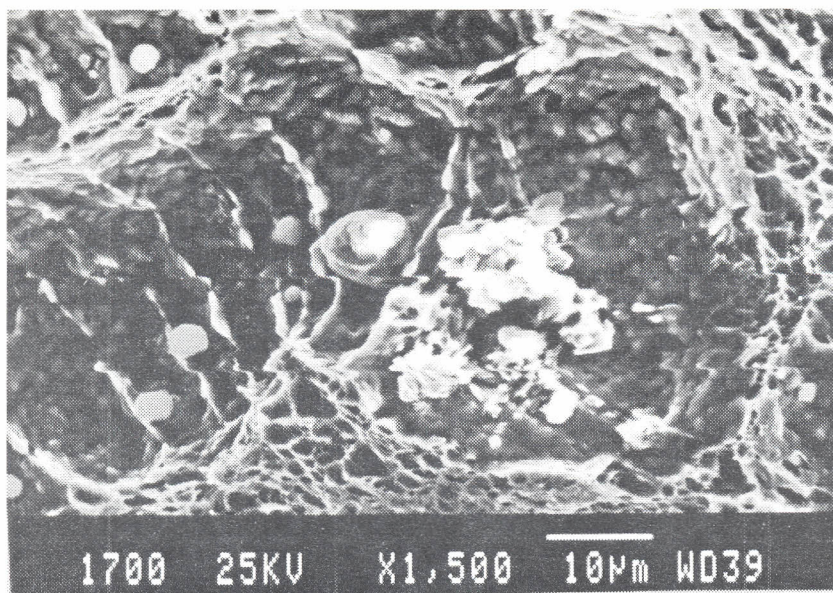
Vzorek č. 1 má lomovou plochu po rázové zkoušce s transkrystalickým štěpným a transkrystalickým tvárným lom s jamkovou morfologií.

Vzorek č. 2 (viz **obr. 10**) je charakteristický tvárným lomem. V některých místech byla pozorovaná jehlicovitá struktura se štěpným porušením.

Při pozorování inkluzí v jamkách byla zároveň provedena analýza (viz. č. 2), která hodnotí (viz **tab. 9**) dva typy vyskytujících se částic, dokumentovaných na **obr. 14**.

Tab. 8 Lokální analýza rozvětveného (hnízdovitého) vměstku z **obr. 10**.

Analyzované prvky	Al	Si	Ca	Fe	Mn	Cr	S	Mo	Ni
Hmotnostní %	-	-	-	89,304	1,212	2,853	0,95	-	2,194



Obr. 10 Vzorek č. 2 - analyzované částice; detail dvou typů vyskytujících se vměstků

Tab. 9 Lokální analýza globulárního vměstku z obr. 10.

Analyzované prvky	Mg	Al	Ca	Fe	Mn	Cr	S	Ni
Hmotnostní %	13,35	40,618	3,45	12,667	12,964	0,387	16,25	0,32

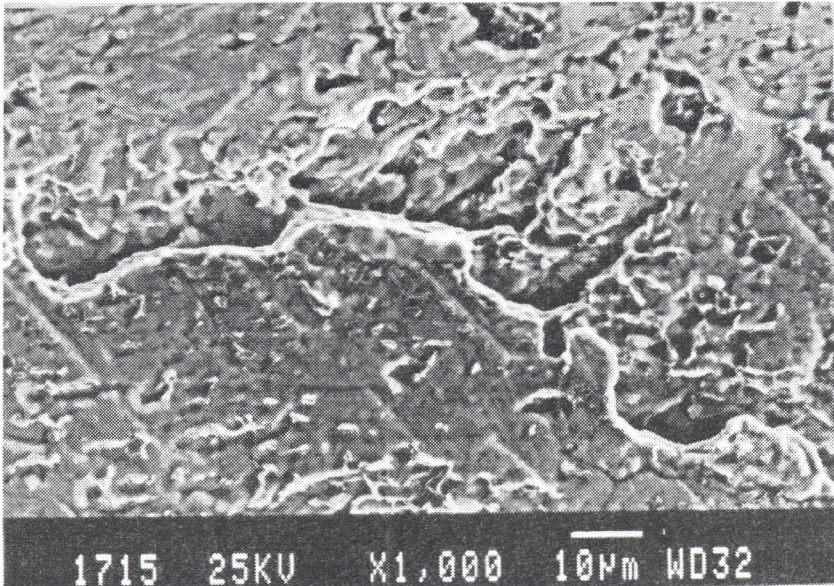
Na základě provedených analýz lze vyslovit závěr, že se jedná o sulfidické vměstky globulárního tvaru typu I a komplexy oxid-sulfidů, které mají rozvětvený tvar ve všech směrech. Výskyt Al (cca 40%) potvrzuje vazbu hliníku na dusík - AlN. Tvoření těchto vměstků podporuje kyslík, vodík a síra, přičemž tvorba inkluzí je navíc iniciovaná rozdílem rozpustnosti těchto prvků v průběhu tuhnutí, popřípadě při zvětšení teplotního gradientu.

Obr. 11 svědčí o výskytu výrazných necelistvostí ve struktuře posuzovaného materiálu. Tepelné zpracování může být příčinou přehřátí v některých lokalitách, kde se vyskytují nízkotavitelné sulfidické vměstky. Tento proces vede k rozpouštění sulfidů a posléze pak v průběhu ochlazování ke vzniku nové fáze - precipitátu. Rozpuštěné sulfidy penetrují na hranicích austenitických zrn, čímž snižují jejich kohezni pevnost a vedou ke vzniku mezikrystalických mikrotrhlin.

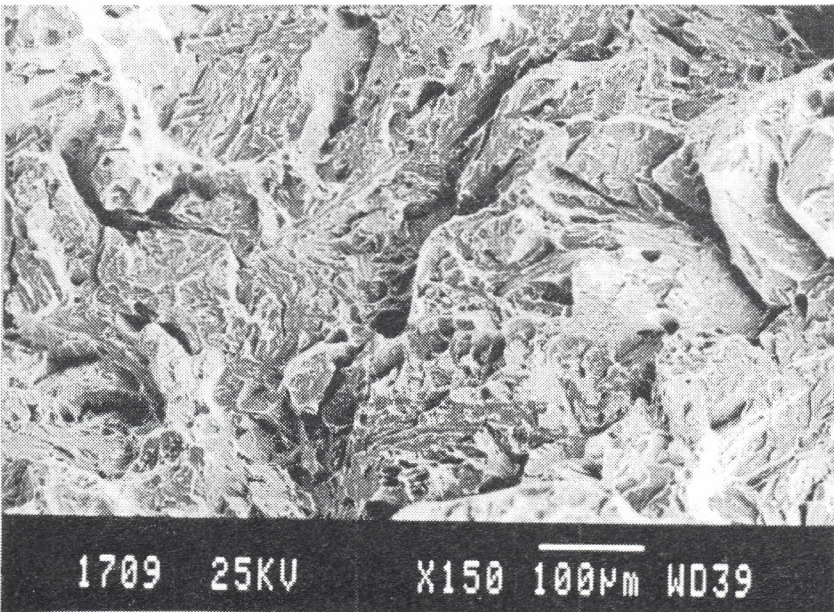
Mikrostruktura vzorku č.9 po rázové zkoušce je zachycena na **obr. 12**. Na lomové ploše lze identifikovat větší podíl transkrystalického štěpného porušení, o čemž svědčí i hodnota $KCV2 = 49 \text{ Jcm}^{-2}$.

Na základě studia lomové plochy **obr. 11, 12** je možné konstatovat, že se jedná o povrch, na kterém se nacházela likvační trhлина ($KCV2 = 12 \text{ Jcm}^{-2}$), se zbytky sulfidických vměstků propojených na hladké lomové ploše a s poměrně velkou hustotou výskytu necelistvostí na povrchu lomové plochy. Lokální analýza prokázala přítomnost síry, hliníku a dalších doprovodných prvků.

Z fraktografického a analytického zkoumání vyplývá, že se v některých lokalitách objemu vylučuje AlN na hranici zbytkového austenitu. Tato precipitace nitridů je příčinou značné mezikrystalické křehkosti. Nitrid hliníku se může vyskytovat buď jako vizuálně obtížně zachytitelný velmi jemný precipitát, nebo jako tenký film, který působí na hranicích zrn.



Obr. 11 Vzorek č. 7 - oblasti s typicky mezidendritickými dutinami



Obr. 12 Vzorek č.9 - transkrystalické štěpné porušení

5.2 Zkoušky tvrdosti

Výsledky zkoušek tvrdosti, provedených na vzorcích ze zkoušky rázem v ohybu (10x10x55 [mm]), jsou uvedeny v tabulce **tab. 10**.

Tab. 10 Naměřené hodnoty tvrdosti (podle Rockwella, resp. Vickerse)

Číslo vzorku	Tvrdost HRC		
	1	41	35
2	34	35	35
3	30	30	32
4	30	35	35
5	33	34	37
6	29	37	38
7	32	20	40
8	35	29	38
9	36	38	39
Číslo vzorku	Tvrdost HV		
1	450	455	446
2	413	413	437
3	360	330	360
4	357	376	397
5	405	394	464
6	442	450	468
7	400	450	482
8	464	468	459
9	483	464	483

Ve všech případech odpovídají zjištěné hodnoty tvrdosti hodnotám dosaženým při zkoušce rázové houževnatosti.

Mikrotvrdost byla měřena s ohledem na orientaci fázového rozložení, tzn. podle toho, zda byl zkušební vpich lokalizován do karbidické či feritické struktury. Jinak ale tato metoda není použitelná pro heterogenní materiál, jakou se jeví být i tato studovaná kolejnice.

6. ZÁVĚREČNÉ ZHODNOCENÍ

Důvodem ke zkoumání tohoto materiálu byl defektní lom získaný z oblasti mimo tepelně ovlivněnou zónu po zkoušce lámavosti kolejnice. Kolejnice byla vyrobena z odlitého Y-bloku o hmotnosti 6800 kg mechanickým opracováním na konečný tvar s daným chemickým složením.

Materiál byl hodnocen z hlediska metalografického i fraktografického na základě měření mechanických vlastností a lokálních liniových analýz.

Celková lomová plocha kolejnice dokumentovaná na **obr. 1** byla charakteristická lasturovým lomem s lesklou i matnou částí. Lesklý lasturový lom vzniká po hranicích primárních zrn γ (austenit) a δ (ferit). Hrubé interkrystalické fazety, které se v tomto lomu objevovaly pouze ojediněle, se tvoří mechanismem interkrystalického štěpení. Příčinou interkrystalického oslabení je vysokoteplotní segregace prvků S, O, P a H.

Matný lasturový lom vzniká po hranicích primárních zrn γ (austenit) a δ (ferit). Hrubé interkrystalické fazety se tvoří mechanismem interkrystalické tvárné separace nebo interkrystalickým štěpením na rozhraní karbid-matrice.

Lasturový lom je typickým porušením objemných, nízkouhlíkových ocelových odlitků, které byly dezoxidované hliníkem [7]. Příčinou interkrystalického štěpení je výskyt deskovitého nebo dendritického nitridu hliníku AlN.

Na základě laboratorních výsledků je zjevné, že pro danou tavbu byl jako dezoxidační prostředek použit hliník, který kromě kyslíku na sebe váže i síru a dusík.

Výroba objemných odlitků, jakými jsou např. právě srdcovky výhybek, z tohoto pohledu proto vyžadují dosažení maximální čistoty, která je charakterizovaná nejen nízkým obsahem inkluzí, jejich přijatelným tvarem a složením, ale i nízkým obsahem škodlivých příměsí.

Čistota této oceli byla kontrolována chemickou a spektrální analýzou vybraných reprezentativních oblastí, kterými byly hodnoceny typické vměstky, vyskytující se ve struktuře. Tyto vměstky lze charakterizovat jako komplexní sulfidy a oxisulfidy s výskytem nitridů a karbidů. Podle rozložení daných prvků je možné ve struktuře sledovat vměstky určitého typu a charakteru, jak dokládá i metalografické posouzení.

Největším problémem v metalurgii výroby oceli z hlediska její kvality je přítomnost škodlivých prvků, k nimž patří kyslík, vodík, dusík, fosfor, síra a některých neželezných kovů. V práci [8] je prokázáno, že při tvorbě bublin i některých dalších slévárenských vad se v tuhoucím odlitku účinky těchto prvků znásobují součtem čtverců jejich koncentrací. Uvedené nečistoty v oceli vedou k segregacím po hranicích zrn a ke vzniku chemických sloučenin, které snižují mechanické vlastnosti a zvyšují náchylnost ke vzniku trhlin.

Různé složky nekovových inkluzí mohou za daných podmínek vzájemně chemicky reagovat, čímž ovlivňují celý průběh dezoixidačního, případně denitridačního procesu.

Výsledkem těchto pochodů je pak heterogenní struktura, v níž se vedle bainitu nachází i martenzit a případně i karbidické fáze či dokonce vyloučený volný ferit.

Z hlediska přítomného hliníku je nutné zajistit v tavbě takové jeho optimální množství, aby sice splnil svou dezoxidační funkci, ale přitom nedošlo v odlitém materiálu k nahromadění jeho nežádoucích reziduí. Rozptyl hliníku bude tím větší, čím větší je rozptyl kyslíku a dusíku v lázni před dodáním Al. Uvedené prvky mají schopnost vytvářet nekovové vměstky (inkluzie), jejichž objemový podíl je nutno kontrolovat, s ohledem na již zmíněné nebezpečné segregací účinky na povrchu hranic zrn či na fázovém rozhraní vedoucí ke zkřehnutí odlité oceli.

Stanovením reziduálního množství Al po provedené dezoxidaci se zabýval K.Stránský [1], který na základě vyhodnocení řady experimentálních taveb dospěl k níže uvedenému empirickému vztahu. Pro výpočet množství hliníku rozpuštěného v kovu tak lze vycházet z relace (4):

$$[\% Al_{rd}] > 0.26 / (2R)^{5/8} \quad (4), \text{ kde } R \text{ je podíl objemu odlitku k jeho povrchu.}$$

V daném případě je výpočet následující:

$$R = (75.0 \times 18.2 \times 19.2) / [2 \times (18.2 \times 19.2) + 2 \times (18.2 + 19.2) \times 75]$$

$$R = 4.1571$$

$$[\% Al_{rk}] > 0.26 / (8.3)^{5/8} [\% Al_{rk}] > 0.0692$$

Vypočítaný zbytkový obsah hliníku by byl postačující v případě, že by se ve struktuře nevyskytovaly další škodlivé prvky (vodík, kyslík, fosfor, síra), které mají vliv jednak na vylučování AlN a jednak na morfologii sulfidů a oxisulfidů. Obsah kyslíku by např. neměl po dezoxidaci překročit 0.01%, aby nepřispíval ke vzniku komplexů oxisulfidů, které napomáhají výskytu lasturových lomů [9].

Šíření trhlin je urychlováno i lokálním zvýšením obsahu chromu (viz analýzy v tab. 6 a 7), který snižuje povrchovou energii fázového rozhraní sulfid - matrice.

Zjištěný sulfid MnS, jako jedna z příčin vzniku interkrystalických lomů a šířících se trhlin, je ostrohranný a může se vyskytovat jako (FeMn)S, což vede k hladkým lesklým lomům (vzorek č. 7).

Lektoroval: Doc. Ing. Ivan Durmis, CSc.

Předloženo v lednu 1998.

Literatura

- [1] Stránský, K. - Leviček, P.: Dezoxidace a denitridace ocelí na odlitky hliníkem a titanem. Slévárství 10/75, Brno 1975.
- [2] Mítura, K. - Landová, S.: Vměstky v oceli a jejich vliv na užité vlastnosti oceli. SNTL Praha, 19y86.
- [3] Kuzičkin, D. - Fremunt, P. - Mišek, B.: Konstrukční ocele tvárnené a na odliatky. ALFyA Bratislava, 1988.
- [4] Dlouhý, I. - Kouřil M.: Mechanické vlastnosti martenzitu nízkolegovaných ocelí po konvenčním a rychlém ohřevu. In III. mezinárodní metalurgické sympozium, Rájecké Teplice, 1993.
- [5] Spektor, J. - Pljašenko V.: Stal', 5, 1979.
- [6] Hrivňák, I.: Elektronová mikroskopía ocelí. VEDA Bratislava, 1986.
- [7] Příbyl J.: Řízení tuhnutí ocelových odlitků. SNTL Praha, 1986.
- [8] Stránský, K. - Šenberger, J. - Rek, A.: Přečhod vodíku a dusíku ze slévárenské formy do odlitků během odlévání nelegovaných a vysoko-legovaných ocelí. Slévárství 1/1997, Brno.
- [9] Shank, M.: Am.Soc.Testing Mat.Spec.Tech.Publication, 1994.

Resumé

ANALÝZA PŘÍČIN PORUŠENÍ KOLEJNICOVÉ OCELI Lo8CrNiMo PO SVAŘOVÁNÍ NA TUPO

Františka PEŠLOVÁ, Břetislav TILL, Libor BENEŠ, Eva SCHMIDOVÁ, Marie PTÁČKOVÁ

Práce zkoumá příčiny defektního lomu nově vyvíjené nízkouhlíkové oceli na lité součásti kolejového svršku. Materiál byl hodnocen z hlediska metalografického i fraktografického. Obsahuje kontrolu čistoty materiálu s následným hodnocením zjištěných vměstků chemickou a spektrální analýzou, dále pak výsledky mechanických a defektoskopických zkoušek. Na základě jednotlivých šetření pak předkládá navrhaná opatření k dané výzkumné úloze.

Summary

ANALYSIS OF CAUSING THE RAIL STEEL Lo8CrNiMo FRACTURE AFTER BUTT WELDING

Františka PEŠLOVÁ, Břetislav TILL, Libor BENEŠ, Eva SCHMIDOVÁ, Marie PTÁČKOVÁ

The work deals with the causes of breaking in case of the cast part of permanent way made of recently developmental low-carbon steel. The material was investigated from the metallographic and fractographic point of view. Purity testing and subsequent evaluation of present inclusions by means of chemical and spectral analysis as well as the mechanical non-destructive testing were carried out. The succession of measures proposed on account of the particular investigations is submitted by way of conclusion.

Zusammenfassung

ANALYSE VON BESCHÄDIGUNGSURSACHEN DES SCHIENENMATERIALS NACH DEM STUMFSCHWEIßUNG

Františka PEŠLOVÁ, Břetislav TILL, Libor BENEŠ, Eva SCHMIDOVÁ, Marie PTÁČKOVÁ

Die Arbeit untersucht die Bruchursachen eines Oberbaubestandteiles aus dem neuentwickelten kohlenstoffarmen Stahl. Das Material wurde aus dem Sicht der Metallographie und Fraktographie bewertet. Der Beitrag umfaßt eine Reinheitskontrolle des Materials mit der nachfolgenden Bewertung der durch eine spektral- und chemischen Analyse festgestellten Einlagerungen. Weiter werden die Ergebnisse der mechanischen und defektoskopischen Testen bewerten. Auf Grund der einzelnen Feststellungen werden die entworfenen Maßnahme zu dieser Forschungsaufgabe vorgelegt.