

SPECIFIKA DEGRADAČNÍCH MECHANIZMŮ BAINITICKÉ OCELI V PODMÍNKÁCH KONTAKTU KOLO – KOLEJNICE

Eva SCHMIDOVÁ¹⁾, Ivo HLAVATÝ²⁾, Drahomíra JANOVA³⁾

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

²⁾ VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie

³⁾ VÚT Brno, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství

1. Charakteristika problému a zaměření prováděných analýz

Litá nízkouhlíková legovaná bainitická litá ocel pod označením Lo8CrNiMo, se dle prvních zkušeností z provozu jeví jako vysoce perspektivní cesta zvyšování provozní odolnosti dynamicky namáhaných komponent železničního svršku.

S ohledem na stanovené chemické složení a úroveň mechanických vlastností patří do skupiny vysokopevných ocelí. Jedná se o materiál, jehož bainitická struktura predikuje vysokou úroveň odolnosti proti opotřebení, tvrdosti, meze kluzu a meze pevnosti. Představuje velmi výhodnou kombinaci materiálových a technologických parametrů - splňuje požadavky svařitelnosti a obrábitelnosti srdcovek, což ji přímo předurčuje jako atraktivní náhradu ocelí hadfieldského typu pro srdcovky tramvajových i železničních výhybek.

Záměrem dále prezentovaného šetření a navazujících pojednání bylo podat ucelený obraz vnitřní reakce materiálu na konkrétní provozní zatížení pod vlivem jednotlivých materiálových parametrů.

Ze sledování provozní odolnosti vyplývá, že použití oceli vede k značné redukci povrchového opotřebení kolejnic; jedním z následků potlačení abrazivní složky opotřebení je skutečnost, že významnější se stala povrchově iniciovaná kontaktní únava.

Jednotlivá šetření je nutno zároveň posuzovat z hlediska řady externích vlivů. Změny geometrie v oblasti kontaktu určují míru jednotlivých degradačních mechanismů – důvodem jsou rozdíly v intenzitě kontaktního tlaku, rázového zatížení i míře skluzu. Pro studovaný materiál je vzhledem k aplikaci – především pro odlitky srdcovek výhybek – vymezení jednotlivých složek konkrétního provozního zatížení velice obtížné. Změny jezdových charakteristik, profilu v místě kontaktu kolo-kolejnice (a tím i kontaktní plochy), spolu s vlivy rozdílných geometrických parametrů kol (vlivem provozního opotřebení) prakticky znemožňují přesné stanovení typických poměrů kontaktního tlaku vs. skluzu. Rovněž korelace mezi výsledky experimentálních studií je velice omezená. Korektní studium mechanismu opotřebení, a jeho závislosti na materiálových parametrech je nutné opřít zejména o přímé pozorování procesu opotřebení v provozu.

Jednotlivá pozorování a vyvozené závěry vycházejí zejména z analýz provozně exponovaných povrchových vrstev bainitické oceli. Kvantitativní stanovení základních složek tak složitého spektra zatížení jednotlivých profilů křižovatek není reálné. Pro studium chování vyvinuté lité oceli na odlišné strukturní bázi je zde proto základním vodítkem kvalitativní charakteristika vyvolaných strukturních změn.

2. Experimentální hodnocení – vliv strukturních parametrů

Legování studované oceli otevírá možnost produkce bainitu kontinuálním ochlazováním v širokém rozsahu ochlazovacích rychlostí. Za daných podmínek mohou být formovány – vedle dvou podle klasického pojetí (horní bainit, dolní bainit), další specifické substrukтуры bainitu:

- Bainit bez přítomných karbidů, posestávající z paketů značně dislokovaných feritických latic, obvykle s interlatkově uspořádanou fází zbytkového austenitu.

- Granulární bainit se silně dislokovanými masívy (ne ve tvaru latic) bainitického feritu obvykle s ostrovy martenzit/zbytkový austenit (M/A fáze).

Řada publikovaných prací prokázala zvýšenou odolnost proti opotřebení u ocelí s bainitickou strukturou ve formě bez vyloučených karbidů [1]. Nevýhodná je rovněž morfologie hrubého acikulárního bainitu, která u prvních provozně testovaných bainitických kolejnic vedla k o 50% rychlejšímu opotřebení než konvenční perlitické kolejnicové oceli [2].

U dané kolejnicové oceli byly studované vzorky ze dvou stěžejních oblastí – bezprostředně pod zatěžovaným povrchem profilu a v objemech mimo vlivu provozně, nebo technologicky (rovnání, svařování, opravy odlitku) indukovaného napětového a deformačního cyklu.

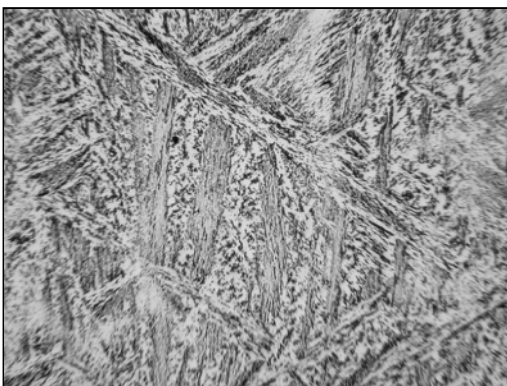
Z dále prezentovaných snímků je zřejmé, že analyzovaný materiál při daném složení a aplikovaném postupu tepelného zpracování má převážně strukturu dolního bainitu – **obr. 1**. Licí struktura oceli je zviditelněna leptáním pro zvýraznění dendritické segregace legujících prvků (**obr. 2**), kdy tvorbu makroheterogenit řídí proces primární

krystalizace. Postup krystalizace přes delta-ferit přináší obohacení primárních dendritických větví především o chróm a molybden, poslední krystalizující mikroobjemy jsou oproti tomu obohaceny o nikl. Z jednotlivých metalografických analýz vyplývá charakter lokálních strukturních heterogenit – jedná se především o určitý podíl martenzitické fáze, ojediněle zbytkový austenit.

Nebezpečí přítomné martenzitické fáze je potlačeno relativně nízkým obsahem uhlíku. Vedle nízkouhlíkové formy martenzitu je možno předpokládat i formování jehlicového martenzitu, kterého tvorba se pak vztahuje k uhlíkem obohacenému austenitu. Nízkouhlíkový martenzit, vyskytující se v malých lokalitách, bývá charakteristický zbylými nerozpuštěnými karbidy s negativními účinky mezifázového rozhraní karbidů a matrice jako potenciálního místa nukleace dutin při jakémkoliv zatížení.

Bylo zjištěno, že uvedené heterogenity nemají podstatný negativní vliv na odolnost proti provozní degradaci, jednako s ohledem na zaznamenaný nízký podíl ve struktuře, jednako s ohledem na jejich vztah k převažujícím složkám zatížení. Ohledně určitého podílu zbytkového austenitu byl z dostupných prací vyvozen dokonce jeho pozitivní vliv na iniciaci i rozvoj únavových vad – ve smyslu vyšší tažnosti mikrolokalit na čele trhlin.

Z hlediska provozní odolnosti – tj. odporu proti tvorbě kontaktně-únavového porušení a abrazivnímu opotřebení má stěžejní význam podíl a charakter karbidické fáze. Proto byly analýzy zaměřeny na prezenci karbidů; hodnocení vlivu na charakter pozorovaných porušení se opírá o srovnání struktury dvou sad vzorků – z oblastí zatěžovaných povrchů a oblastí bez provozních vlivů. Distribuce karbidů v zatížením nezměněné části průřezu je dokumentovaná na **obr. 3**. Charakteristická je tendence tvorby karbidů uvnitř feritických útvarů (částečně feritické laťky, částečně masivní ferit), místy tvoří nesouvislou karbidickou obálku původních austenitických zrn. Dle provedených měření se jedná o velice drobné precipitáty do cca 0,5 μ m.



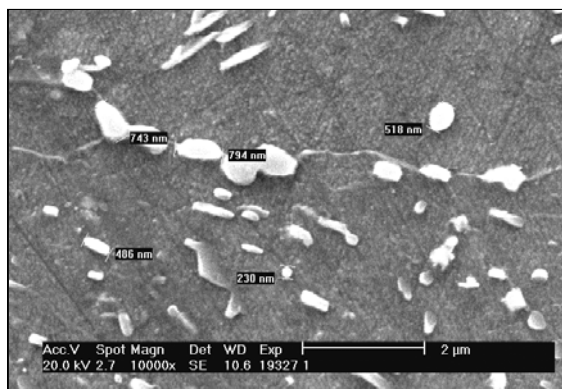
Obr. 1 zv. 1000x

*Charakteristická mikrostruktura oceli
Characteristic microstructure of a steel
(magn. 1000x)*



Obr. 2 zv. 2500x

*Mikrosegregace legujících prvků
Alloyed elements microsegregation
(magn. 2500x).*

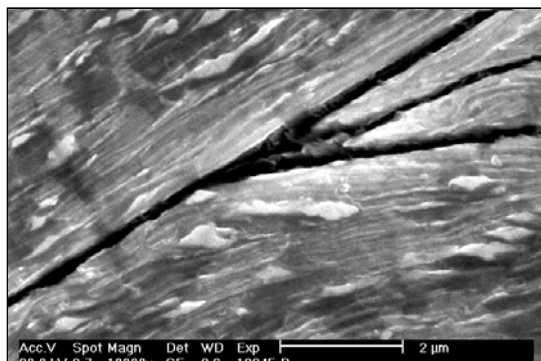


Obr. 3 zv. 10 000x

*Rozměry karbidické fáze na hranicích a v interiéru zrn
Dimensions of carbide phase on bounds and in interior of grains
(magn. 10 000x).*

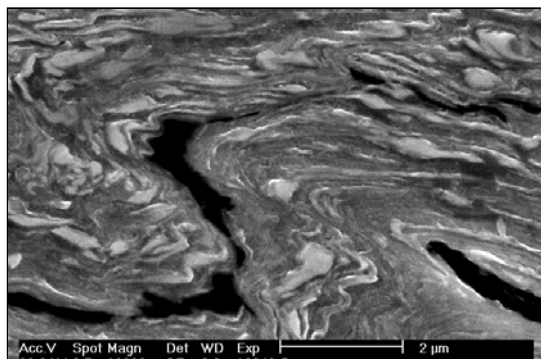
Detailně byl studován vztah provozně iniciovaných kontaktně-únavových vad v kritických objemech průřezů a distribuce karbidické fáze. Nebyla pozorována návaznost ojedinělých preferencí v jejich rozložení (hranice feritických útvarů, hranice původního austenitického zrna) a rozvoje, popř. iniciace trhlin. **Obr. 4** a **obr. 5** dokumentují charakteristické přeuspořádání přítomných karbidů v plastickém toku zatěžená oblast. V případě, že postup trhliny koliduje s rozměrnějším karbidickým precipitátem ve směru plastického toku, může tento vést k větvení defektu - **obr. 5**. Dochází tak k pohlcení vyšší hladiny energie a zpomalí se rozvoj vady do vzdálenějších objemů struktury.

Lze shrnout, že nebyl přímo prokázán negativní vliv karbidické fáze na provozní odolnost studované oceli. Z dostupných studií ale jednoznačně vyplývá, že potlačením vyloučení karbidů se odpor bainitické oceli zvyšuje v podmínkách kontaktně-únavového i abrazivního zatížení. To ukazuje na spojitost odolnosti oceli a zpevnění tuhého roztoku. Na cestě k pochopení komplikovaného vztahu mikrostruktury a chování bainitické oceli při opotřebení, když tato má smíšenou strukturu po anizotermické transformaci, je nutný výzkumní program v širokém měřítku. Obecný trend je zvyšování tvrdosti se zvyšováním uhlíku a objemem zlomků laťkového feritu bez karbidické fáze ve struktuře.



Obr. 4 zv. 10 000x

*Detail větvení trhlin
Detail of branched cracks (magn. 10000x).*



Obr. 5 zv. 10 000x

*Karbidická fáze v plastickém toku
Carbide phase in a plastic flow (magn. 10000x).*

3. Vliv mikročistoty

Z hlediska možností ovlivnění provozní odolnosti oceli v podmínkách, kde je limitující působení kontaktní únavy je důležitá především první fáze únavového poškození. Malé únavové trhliny vznikají na inkluzích a slabých místech struktury, v následující etapě dále se rozvíjejí přednostně k povrchu, kdy směr je řízen podílem smykové složky zatížení. Růst poškození od určité délky a hustoty trhlin je obtížně ovlivnit, proto je rozhodující oddálení inkubační etapy procesu.

Z toho plyne požadavek na vysokou čistotu oceli, homogenitu (z hlediska odolnosti k rozvoji defektu je vlivná vzdálenost inkluzí) a jakost povrchu, která modifikuje rozdělení napětí v kontaktní ploše.

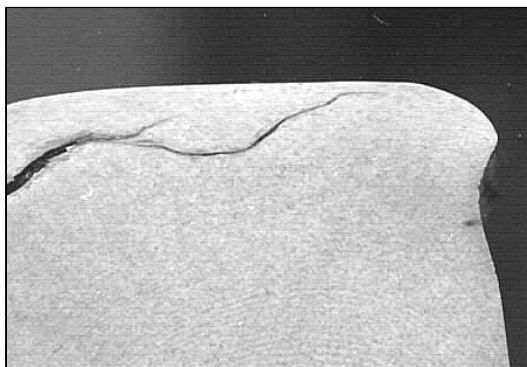
Jako prezentace vlivu lokálního poklesu mikročistoty oceli pod pojezdovou plochou jsou dále uvedeny výsledky analýz vzorků, kde došlo k ojedinělému poškození povrchu – viz **obr. 6**.



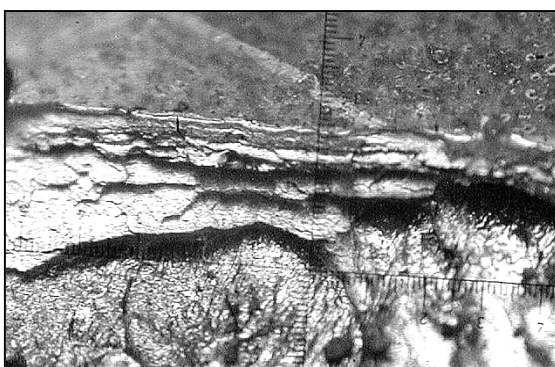
Obr.6

*Povrchové poškození v souvislosti s lokálním zvýšením sulfidických inkluzí
Surface damage in connection to local increasing of the MnS inclusions.*

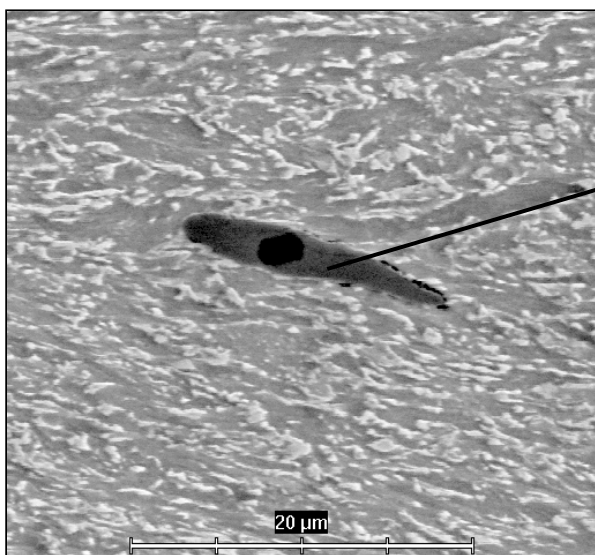
V oblastech s podstatným zvýšením opotřebení byla provedena strukturní analýza v řezech kolmo k povrchu profilu. Průběh pozorovaných trhlin odpovídá charakteristickým parametrům kontaktně-únavového porušení. Magistrální trhlina je iniciovaná ve hloubce cca 4 mm v souvislosti s výskytem mikroskopických licích vad. Postupuje směrem k povrchu, kde je odkloněna deformačním přetvořením struktury pod kontaktní plochou – **obr. 7**. Postupem trhliny je izolována podpovrchová část objemu oceli; dochází k zamezení rozvoje plastické deformace do hloubky a tedy k urychlené ztrátě tažnosti nejvíce zatížených vrstev. Proces vede vedle k limitním změnám mechanických vlastností a současně k podstatnému zvýšení vlivu vyloučených vměstků – na **obr. 8** je detail komplexního oxi-sulfidického vměstku v deformací ovlivněné vrstvě. Viditelné jsou známky počínající dekoheze vměstku.



Obr. 7
Porušení při poklesu jakosti oceli
Brake due to decrease quality of a steel



Obr. 9
Morfologie lomu
Morphology of a fracture



EDS analýza vměstku:
[hm.%]

29,8 ... Al
 11,2 ... S
 4,30 ... Ca
 18,30 ... Mn
 0,90 ... Cr

Obr. 8 *zv. 3000x*
Vliv výrazné plastické deformace
Influence of rough makroplastic deformation (magn. 3 000x).

Uvedeným mechanismem došlo v ojedinělé lokalitě k tendenci k tzv. „dřevitému lomu“, tj. efektu, spojenému s vysokým obsahem siřičových vměstků u tvářených ocelích – **obr. 9**. I když uvedený mechanismus degradace povrchové vrstvy lze z hlediska frekvence označit za ojedinělý, prokazuje důležitost dostatečné čistoty a homogenity oceli v objemech pod pojezdovou plochou kolejnicového profilu. Podstatné lokální zvýšení rozsahu intruzí, které byly identifikovány jako převážně sulfidické, částečně komplexní oxi-sulfidické vměstky, jednoznačně vedlo k velkým rozdílům v rozsahu opotřebení. Zvýšení degradace povrchové vrstvy je vyvoláno deformací MnS inkluzí v poli působení deformačně-napěťového cyklu.

Obdobná pozorování byla provedena na standardních perlitických kolejnicových ocelích, kde byla experimentálně prokázáno lineární zvýšení rozsahu opotřebení při parametru délky zdeformovaného sulfidu na jednotku plochy v poli sledované struktury,

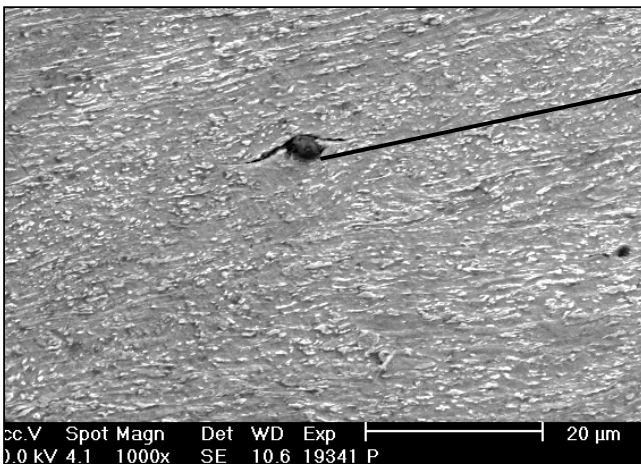
Eva Schmidová, Ivo Hlavatý, Drahomíra Janová:

Specifika degračních mechanismů bainitické oceli

obsahující Mn/S inkluze [3]. Hodnocený parametr délky sulfidů je u perlitické kolejnice řízen stupněm protváření materiálu na daný profil. Oproti tomu bainitická litá ocel získává předpoklady pro deformaci vměstků až v procesu zatěžování pojezdové plochy. Rozvoj vady má proto delší inkubační dobu, mechanismus dalšího rozvoje vady je identický.

Jiný mechanismus poškození nejvíce zatěžovaných objemů se uplatňuje v souvislosti s obsahem neplastických vměstků. Na **obr. 10** je evidentní iniciace kontaktně-únavové mikrotrhliny na fázovém rozhraní oxid-matrice, kde došlo ke kumulaci provozně indukovaného napětí. Bohatá distribuce karbidů-vzhledem k výrazně menším rozměrům oproti inkluzím přímo rozvoj defektů nepodporuje.

Pro komplexní posouzení vlivu mikročistoty na provozní odolnost bainitické oceli v dané aplikaci je nutno uvést působení zbývajících typů vměstků- především nitridů, resp. karbonitridů a silikátů. V obou případech bylo v souvislosti s hodnocením reakce bainitické oceli na komplex technologických a provozních vlivů potvrzeno, že v případě náhodného výskytu ve vybraném kritickém objemu mohou působit jako iniciátory porušení. V žádném z hodnocených případů ale nevedly k porušení nosného profilu, nebo k tvorbě typických vad na ježděné ploše. V prvním případě je vlivnou bariérou proti rozvoji vysoká lomová odolnost oceli, v druhém před vlivem vměstků převládá přímý mechanismus tvorby kontaktně-únavových defektů v silně přetvářené povrchové vrstvě se sníženou tažností.



EDS analýza vměstku [hm.%]:

25,72 ... Al

1,34 ... Mg

21,15 ... O

14,51 ... S

6,21 ... Ca

19,36 ... Mn

2,79 ... Ti

Obr. 10 zv. 1000x

Komplexní oxid jako iniciátor mikrotrhliny v plastické zóně

Complex oxid as a initiator of the mikrocrack in plastic zone (man.1000x).

Reálně je ovšem pro životnost zatěžovaných částí profilů z hlediska hladiny vyskytujících se vměstků rozhodující především homogenita oceli – obou strukturních variant. Celkový stupeň mikročistoty, dosahován v současnosti u kolejnicových materiálů nedává obecně předpoklady pro realizaci popsaného degračního mechanismu, ten je podmíněn uváděným lokálním zvýšením přímo v podpovrchových vrstvách. Pro eliminaci tohoto efektu je nutno zabránit náhodné tvorbě shluků nečistot v kritické oblasti;

u studované bainitické oceli je proto účinným nástrojem především způsob formování odlitku.

4. Vlivy mechanických vlastností na provozní odolnost

Mechanické vlastnosti bainitu resultují ze čtyřech příspěvků; velikost paketů a latěk, dislokační substruktury, zpevnění tuhého roztoku a disperzního zpevnění. Oddělení těchto efektů pro libovolnou danou ocel je velice obtížné.

Podle obecně přijímaných studií je povrchový kontaktně-únavový proces mnohem více závislý na mechanických vlastnostech než mikrostruktura. Únavová data ocelí rozdílných strukturních typů kolejnicových ocelí - standardní perlitické i vyvinuté bainitické, poukazují u řady experimentů stejné chování. Z praktického pohledu je ale nesporná řada vlivů, které znemožňují přímou interpretaci výsledků na provozní podmínky. Stanovené závislosti jsou odvozené pouze pro malé měřítko laboratorních testů a experimentálně aplikovaný pevný poměr smyk/normálový tlak (nejčastěji ve variantě 10 a 35%) může být značně pod vlivem změn hladiny skluzu. Nebyly publikovány práce, vztahující deformaci za cyklus při provozních podmínkách ke laboratorně indukovaným deformacím, a korektní hladina poměru pro vyvolání dobré korelace nebyla zkoušena. Určitou reálnou možnost představuje hodnocení deformačního zpevnění povrchu, které je nutno vztahovat ke konkrétním poměrům zatížení.

Ovšem rovněž přesné stanovení kontaktních tlaků ve vztahu kolo/kolejnice mezi kolejnicovou pojezdovou hranou a stykovou oblastí kola, kde kontakt není podle Hertze, je velice náročné. Jestli přijmeme předpoklad, že hloubka deformace může být je pevnou funkcí poměru P_0/k , kde P_0 je Hertzův maximální kontaktní tlak a $k = \sigma_{0,2}/\sqrt{3}$ je mez kluzu ve stříhu, pak deformační hloubka kolejnice může sloužit jako kritérium odhadu aktuální hodnoty P_0 v provozu. Tato cesta predikce životnosti vyžaduje rozsáhlé experimenty za přesně stanovených doprovodných podmínek (chemické složení, pevnostní i deformační charakteristiky, substruktura, mikročistota a pod.).

Zároveň je ale nutno uvést, že pevnostní charakteristiky nejsou jediné kritérium – a to zejména u bainitických materiálů. Jestli kritická deformace, vedoucí k iniciaci stříhových trhlin klesá se zvyšující se tvrdostí, je zřejmé, že výsledný mechanismus porušování může být v rozhodující míře řízen tažností, resp. celkově deformačními charakteristikami studované oceli. Rovněž vliv velikosti apriorního austenitického zrna na šíření rozvětvené trhliny nebyl dostatečně prozkoumán.

Odolnost proti opotřebení je standardně vztahována k hodnotě výchozí tvrdosti. Pro oceli s perlitickou strukturou bylo prokázáno, že zejména rozsah abrazivního opotřebení (u komplexního provozního opotřebení s rostoucí tvrdostí převládá kontaktně-únavová složka degradace materiálu) klesá s dosahovanou tvrdostí. U ocelí s bainitickou

strukturou je situace podstatně odlišná, tj. především komplikovaná konkrétní substrukturou bainitu. V řadě prací byla zjištěna rozdílná intenzita závislosti odolnosti proti opotřeбенí s nárůstem tvrdosti, tj. podstatné zvýšení u perlitu vs. malá závislost u bainitu. Ve skutečnosti je u chování bainitických ocelí pozoruhodné s ohledem k perlitickým materiálům, jak malý vliv má iniciační tvrdost na odolnost proti opotřeбенí. Dle dostupných prací bylo rovněž experimentálně zjištěno, že míra opotřeбенí značně klesá se zvyšováním rychlosti ochlazování, a to při sotva změněné tvrdosti [4], což podporuje úvahy o podstatném vlivu substruktury bainitu.

Jestli citované závislosti zatížení vs. životnost v daných parametrech vystihují principiálně provozní podmínky, tak vyvozený vztah predikuje, že modifikace hodnoty P_0/k , buď redukcí kontaktního tlaku, nebo zvýšením stříhové Re , může být dosaženo značného zvýšení únavového života.

Ve skutečnosti je tato cesta značně limitována. Na příklad pro standardní perlitickou kolejnicovou ocel poměr $P_0/k=5$ presentuje kontaktní tlak $P_0=1560\text{MPa}$. Redukce hodnoty P_0/k na 2,5 a dosažení mnohem delší životnosti by vyžadovalo zvýšení mez kluzu ve stříhu k na 620MPa , tj. mnohem vyšší pevnost, než je možná pro všechny materiály, testovány v aktuálních pracích.

Lze shrnout, že v dané aplikaci musí být závislost mechanických vlastností a odezvy materiálu při provozním zatížení zkoumána na základě poznání konkrétní substruktury bainitu. Mechanické vlastnosti – zejména mez kluzu ve stříhu a tažnost tak při daných specifikách kontaktní únavy znamenají především řídicí parametr k pochopení vlivu struktury, generované v nízkouhlíkových, kontinuálně ochlazovaných bainitických ocelích.

5. Diskuse získaných výsledků.

V této práci bylo hodnocení zaměřeno především na analýzy provozně zatěžovaných profilů – s cílem pochopení reálně působících degračních mechanizmů pojezdových ploch. Byly naznačeny dva principiální mechanizmy iniciace kontaktně-únavových trhlin:

Prvý uplatňuje lokalizovanou plasticitu na povrchových nerovnostech. Povrchové intruze, podpovrchové nekovové inkluze, popř. určitý model plastického přetvoření povrchu rovněž působí jako iniciace porušení.

Druhý mechanizmus je odlišný od hypotézy lokální plasticity - plastický tok uvnitř celé šířky povrchové vrstvy, způsobený vysokým kontaktním napětím, vede k iniciaci trhlin. Trhliny, v tomto případě, mohou začínat bez dřívějších defektů, a následují kvazi-statické chování v deformačně zpevněném materiálu s omezenou tažností.

Zlepšení únavového odporu a predikce životnosti vyžaduje pochopení aktuálního únavového mechanismu a vlivu dané mikrostruktury. V testech, generujících kontaktně únavové zatížení nízkouhlíkových bainitických kolejnicových ocelí, byla v řadě prací životnost stanovena jako nelineární funkce kontaktního tlaku nad rozsah $850\text{--}2300\text{MPa}$. Oproti tomu

výzkum se standardními perlitickými materiály nabízí lineární vztah mezi kontaktně únavovou životností a kontaktním zatížením [5, 6].

Ve shodě s teoretickými analýzami, kumulativní plastický tok na povrchu studovaných vzorků bainitické oceli se objevuje při hodnotách nad limit poměru tangenciální / normálové zatížení = 0,25 a výše. Výsledky provedených analýz tak prokazují jako řídicí degradační mechanismus limitní ztrátu tažnosti v souvislosti s plastickým přetvořením povrchových vrstev.

Z provedených šetření vyplývá, že pro zkoumaný materiál je v podmínkách vyšší zátěže typická hloubka deformačně ovlivněné struktury cca 1 mm, tj. schopnost rozvoje plastické deformace je proti zahraničním ekvivalentům podstatně vyšší. Šíření deformace do hloubky zatěžovaného profilu je důležitým kritériem životnosti, a to vzhledem k prokázanému mechanismu iniciace a dalšího rozvoje kontaktně-únavových vad.

Plastický tok pod zatěžovanou plochou vede k deformačnímu zpevnění, takto tvořící povrchovou vrstvu s modifikovanou mikrostrukturou a zvýšenou tvrdostí. Stříhový tok se rozvíjí, rezultující z přírůstků deformačních cyklů. Pro daný materiál rozsah deformačního cyklu je funkcí kontaktních podmínek, a zvyšuje se s normálovou a tangenciální složkou zatížení. Degradace povrchu je zahájena při vyčerpání tažnosti uvnitř deformačně zpevněné vrstvy, kdy se objeví trhliny, které dále absorbují deformační energii.

Únavová životnost standardních perlitických materiálů je často limitována před nástupem popsaného efektu – tj. typickým odlupováním tenkých povrchových vrstev (za předpokladu, že nedochází k průběžné regulaci povrchovou abrazí). Kontaktně iniciované trhliny mohou růst do relativně nedeformovaného materiálu pod stříhovou oblastí a působit rozsáhlá porušení.

U studované bainitické oceli bylo prokázáno, že orientace trhlín bezprostředně pod povrchem je řízená modelem toku pro obě – vysokou i nízkou úroveň kontaktního tlaku; i když při nízkém kontaktním tlaku je stříhová zóna velice plytká - uvnitř této oblasti jsou velice krátké trhliny.

Ze všech pozorování jednoznačně vyplývá, že tvorba kontaktně-únavových vad je preferenčně vázaná na deformační povrchovou zónu. Rozhodující je skutečnost, že vedle uvedené přednostní iniciace v deformované oblasti je také etapa rozvoje vad vázaná na objemy, kde je výrazně změněná výchozí mechanická charakteristika oceli. Degradace povrchu je tedy spojena s poklesem tažnosti vlivem limitního stupně plastického přetvoření - tato skutečnost představuje současně důležitý samoregulační moment celého procesu. Výrazný plastický tok zamezuje přirozené tendenci k rozvoji vad do průřezu profilu. Úvodní proces šíření mikrotrhlín – od místa iniciace směrem k volnému povrchu, je doprovázen abrazivním působením smykové složky zatížení. Dochází tak k průběžnému odstraňování nejvíce poškozené povrchové vrstvy [7].

Lektoroval: doc. Ing. Drahomír Schwarz, CSc.; VŠB – Technická univerzita Ostrava

Předloženo: 15.4.2005

Poděkování:

Tento příspěvek vznikl za podpory projektu MŠMT 1M0519 – Výzkumné centrum kolejových vozidel.

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

Literatura

- [1] CLAYTON, P.-Jin, N. Unlubricated sliding and rolling/ sliding wear behavior of continuously cooled, low/medium carbon bainitic steels, *Wear* 200 /1996), p.74-82
- [2] CLAYTON,P.- DEVANATHAN, R.- JIN, N.- STEELE, R.K. A Review of Bainitic Steels for Wheel/Rail Contact, Kluwer Academie Publishers, Netherlads 1993, p.41-45, ISBN 0-7923-2263-0
- [3] FEGREDO, D.M.- SHEHATA, M.T.- PALMER, A.The effect of sulphide and oxide inclusions on the wear artes of a standard C-Mn and a Cr-Mo alloy rail steel. *Wear*, Volume 126, Issue3 (1988), p.285-306
- [4] JIN, N.-CLAYTON, P. Effect of microstructure on rolling/sliding wear of low carbon bainitic steels, *Wear* 202 (1997), p.202-207
- [5] SUH, N.P. The delamination theory of wear, *Wear*, 25 (1973), p.111-124
- [6] DIKSHIT, V.A.-CLAYTON, P.-CHRISTENSEN, D. Investigation of rolling contact fatigue in a head hardened rail, *Wear*, 144 (1991), p.89-102
- [7] SCHMIDOVÁ,E.: Provozní vlastnosti nově vyvinuté bainitické oceli pro lité součásti kolejového svršku. Habilitační práce, Pardubice 2004

Zusammenfassung

DIE SPEZIFIKATION DER DEGRADATIONSPROZESSE DER BAINITGUSSEISEN IN DER BEDINGUNG DER BEZIEHUNG RADSATZ - GLEIS

Eva SCHMIDOVÁ, Ivo HLAVATÝ, Drahomíra JANOVÁ

Die Arbeit ist gerichtet auf die Analyse betrieblicher belastungs Profile der Eisenbahn, erzeugt aus Baint Gussstahl. Ziel der presentierten Analysen war ein volles Bild von vollständigen inneren Reaktionen des Materials auf konkrete betriebliche Belastung in seiner typischen flächigen Beschädigung. Erkennung der realen degradierenden Mechanismen bei makroskopischen unterschiedlichen Verschleiss der Kontaktflächen ist gerichtet zu Vorhersage der Lebensdauer in aktuellen Verhältnissen.

In der Arbeit sind innerhalb gegebenen Zweck präsentierten Ergebnisse von metalografischen Bewertung oberflächigen Schicht nach der Exploitation, gerichtet auf Umfang und Ausmass Verstärkung der plastischen Schicht.

Resumé

SPECIFIKA DEGRADAČNÍCH MECHANISMŮ BAINITICKÉ OCELI V PODMÍNKÁCH KONTAKTU KOLO – KOLEJNICE

Eva SCHMIDOVÁ, Ivo HLAVATÝ, Drahomíra JANOVÁ

Práce je zaměřena na analýzy provozní odolnosti bainitické oceli pro lité komponenty železničních srdcovek – z pohledu vlivů jednotlivých materiálových parametrů. Předkládá výsledky studia strukturních charakteristik, rozptylu jakosti i mechanických hodnot v návaznosti na povrchové projevy degradace. Metodika studia se opírá především o metalografické analýzy provozně zatěžovaných vzorků. Jejich vyhodnocení umožnilo pochopení degradačních mechanismů v konkrétních podmínkách provozu.

Summary

SPECIFIC DEGRADING MECHANISM OF BAINETIC STEEL AT CONTACT SITE OF WHEEL - RAIL

Eva SCHMIDOVÁ, Ivo HLAVATÝ, Drahomíra JANOVÁ

Low carbon alloy bainitic steel presents itself to be a highly perspective material for cast components of railway track, mainly at sections where load on rails is very high, like at crossings.

In this report the readings have been evaluated primarily to analyse work loaded sections with the aim to define the actual degradation causing mechanism of the travel area. Purpose of the presented analysis was to put forward a meaningful picture of internal reaction of material, at a particular work load, on which typical signs of surface damage are noticed. Findings of actual degradation mechanism at macroscopic scale deriving from signs of wear at contact area, are directed towards prediction of service life in real conditions.

Results of analysis performed on operational wear show in reality that the steel used leads to significant reduction of surface wear of rails; one of the consequences of suppressing abrasive elements of wear resulted in the fact that surface initiated contact fatigue has become significant. This report shows the difference between wear at the head of travel area of the rail and at its travel edge. Changes occur at the intensity of individual mechanisms – reason being difference in intensity of contact pressure, impact load and extent of slide.

Criteria of limit condition, used to set up contact fatigue service life, is necessary to be based either on surface loss of material or on limited fatigue damaged surface. The report presents results of metallographic values of surface layers after being exploited through operation, aimed to the range and level of hardening plasticized layer.

Two principal mechanisms of initiation of contact-fatigued cracks:

A. The first is applied with localised plasticity at surface roughness, eventually subsurface non-metal inclusions.

B. The second mechanism is different from the hypothesis of local plasticity – plastic flow inside the whole width of surface layer, caused by high contact tension, leads to initiation of cracks. Cracks in this case follow quasi static behaviour in deformed hardened material with limited ductility

Detail studies have been done on character of crack and tendency of further development of fatigue caused damages. Analysis carried out proves that orientation of cracks on surface is determined by the model of strip flow, which limits further damages. This result is very important for operational safety.

Eva Schmidová, Ivo Hlavatý, Drahomíra Janová:

Specifika degradačních mechanismů bainitické oceli