

## **MIKROSTRUKTURNÍ ZMĚNY A TVORBA „WHITE ETCHING LAYERS“ NA POVRCHU PROVOZOVANÝCH ŽELEZNIČNÍCH KOLEJNIC**

Libor BENEŠ

Katedra dopravních prostředků

### **1. Úvodní pojednání k řešené problematice**

Zvýšení životnosti, resp. spolehlivosti kolejnicových materiálů a ocelí pro výrobu železničních dvojkolí je dnes v souvislosti s rozšiřováním počtu a modernizací železničních vozidel, se zvětšováním nápravových zatížení a se zvyšováním přepravních rychlostí v železniční dopravě velmi aktuálním problémem, zvláště pak v podmínkách vstupu naší země do vyspělého evropského prostředí a s tím velmi úzce spojeného budování tranzitních rychlostních železničních koridorů, které procházejí napříč Českou republikou a vytvářejí tak hlavní dopravní spojnice mezi řadou evropských zemí. Geografická a geopolitická poloha České republiky vyvolává potřebu propojení dopravní infrastruktury na evropskou dopravní síť v rozsahu a kvalitě, která umožní zabezpečovat na porovnatelné mezinárodní úrovni vnitrostátní a zejména tranzitní přepravu.

V podmínkách našeho státu i nadále zůstává jako rozhodující doprava silniční a železniční, které budou zabezpečovat hlavní část přepravních potřeb společnosti. Z tohoto pohledu právě spolehlivost, charakterizovaná životností a bezpečností jednotlivých prvků v soustavě vozidlo-kolej, představuje jeden z hlavních činitelů, ovlivňujících funkčnost vyspělého kolejového dopravního systému.

Současná doba a jí odpovídající úroveň vědeckého poznání i technické vyspělosti bezpochyby vyžaduje, aby tyto skutečnosti byly analyzovány a realizovány v systémovém pojetí, především s využitím systémového přístupu a systémového myšlení a aby teorií

systémů byly strukturovaně popsány charakteristické veličiny, které prostřednictvím prvků a vazeb v soustavě kolo-kolejnice způsobují určité procesy a stavy v sledované soustavě [1].

Experimentální část zde presentované práce byla proto orientována na studium strukturních změn v povrchových vrstvách kolejnic, s hlavním důrazem na mechanismy tvorby a strukturní charakteristiky tzv. „White Etching Layer“ (bíle naleptaná vrstva). S použitím metod rentgenové difrakční analýzy, světelné mikroskopie, elektronové rastrovací a transmisní mikroskopie byly analyzovány segmenty z provozně degradovaných úseků kolejových tratí, na kterých byly identifikovány charakteristické povrchové defekty s předpokladem existence „White Etching Layer“ (v dalším textu ozn. WEL).

## 2. Degradace povrchové vrstvy v kontaktu kolo-kolejnice

Výzkum degradačních procesů v povrchových vrstvách kontaktních oblastí má úzkou návaznost na studium mechanismů strukturních přeměn v těchto lokalitách. Přes poměrně značné soustředění výzkumných aktivit na tuto problematiku se doposud nepodařilo zcela objasnit procesy, které během provozu způsobují strukturní přeměny v povrchové, resp. podpovrchové zóně kontaktu mezi kolem a kolejnicí. Nelze v této souvislosti opomenout ani snahu o snížení finanční náročnosti, která obsahuje jak náklady na výrobu i provoz kolejových vozidel a železničních tratí, tak i požadavky na údržbu vozidel a kolejového svršku.

Na základě vlastního pozorování i ze studia odborné literatury lze konstatovat, že v kontaktní oblasti na styku kola a kolejnice dochází za provozu, v důsledku dlouhodobého a proměnlivého zatížení a opotřebení, k významným makro/mikrostrukturním přeměnám. Jedná se především o vznik zvlnění na povrchu kolejnice (tzv. *riffels*) a výskyt tzv. bíle naleptaných vrstev (WEL) na povrchově zvrásněných jízdních plochách kolejnic. Vzhledem k tomu, že WEL jsou charakteristické vysokou úrovní tvrdosti a tedy i značnou křehkostí, představují tyto vrstvy kritickou lokalitu pro růst trhliny, resp. pro separaci trhlínami ohraničeného objemu materiálu - tzv. *spalling*. Následně se v takto degradovaném systému generují značné vibrace a hluková kulisa, což je neslučitelné s dnes často diskutovaným evropským pojetím tzv. „tiché železnice“. Navíc periodické broušení poškozených kolejnic vyžaduje značné finanční náklady.

Konstrukční prvky, vystavené střídavému kontaktnímu zatížení, obecně podléhají mechanismům degradace, označovaným pojmem *contact fatigue* (kontaktní únava). Jedná se o poškození, jehož průvodními příznaky jsou trhliny, iniciované buď na povrchu či pod povrchem - v závislosti na způsobu namáhání. Problematika kontaktní únavy při valení je poněkud komplikovaná, neboť vždy zahrnuje rotaci hlavních napětí [2]. Navíc zde přistupuje řada dalších mechanismů (opotřebení, korozní degradace, zvlnění povrchu), z nichž každý je nutno zahrnout do predikce doby životnosti (*fatigue life*) celého systému.

Typickým příkladem kontaktní dvojice v tomto smyslu je soustava kolo-kolejnice. Vzhledem k tomu, že nápravová zatížení a jízdní rychlosti v železniční dopravě stále stoupají a v celosvětovém měřítku všechny železniční správy vyvíjejí snahu o efektivnější metody prevence opotřebení jízdní plochy kolejnice i kola, vystupuje otázka kontaktní únavy v systému kolo-kolejnice, ozn. *rolling contact fatigue* (RCF) jako zásadní problém, viz Tournay a Mulder [3] nebo Clayton [4]. Předmět těchto analýz je značně komplikovaný a řada oblastí dosud nebyla plně teoreticky zvládnuta.

Temeno kolejnice je nejvíce namáhaná a enormnímu opotřebení vystavená část kolejnice. Zvýšené provozní namáhání je vyvoláno především dynamickými silami mezi kolem a kolejnicí, dále tepelnými účinky od prokluzu dvojkolí jak při brzdění, tak při přenosu tažné síly z dvojkolí na kolejnici. Tyto faktory jsou pak násobeny stále se zvyšující hmotností připadající na nápravu i postupným přechodem na vyšší a vysoké rychlosti. Je zřejmé, že pozorovaná poškození jízdní plochy (*fatigue cracks*) mohou být iniciovaná jak na povrchu, tak v oblasti těsně pod povrchem, viz např. práce Galliera et al. [5]. Rovněž lze konstatovat, že mechanismy jejich vzniku jsou v závislosti na provozních, materiálových a geometrických podmínkách v kontaktu značně rozdílné.

S ohledem na pohyb tepelného zdroje v kontaktu kolo-kolejnice lze dedukovat následující úvahu: Pozorované vady s označením dle platného předpisu ČD S-67, viz [6], typ: „místa na pojižděné ploše, vybroušená opakovanými prokluzy hnací nápravy“ (v anglické odborné terminologii ozn. jako *wheel-burns*), vznikají při nízkých rychlostech jízdy kolejového vozidla vůči koleji.

Analogickým, i když principiálně obráceným jevem, je režim jízdy při zablokování kola a jeho smýkání po kolejnici, kdy generované třecí teplo zatěžuje do větší míry kolo. Pro vysvětlení obou těchto jevů je potřebné sledovat relativní rychlost kola ve vztahu ke kolejnici, v oblasti jejich kontaktu. Ten z obou sledovaných povrchů, který se pohybuje rychleji, totiž produkuje třecí teplo rovnoměrně disipované do kola i do kolejnice. Ovšem, zdroj tepla setrvává déle nad pomaleji se pohybujícím se povrchem (v případě zablokovaného kola je jím právě kolo, při prokluzu kola naopak kolejnice). Důsledkem je pak skutečnost, že pomaleji se pohybující povrch absorbuje mnohem více tepla, generovaného v kontaktu, s rizikem překročení transformační teploty materiálu. Jakmile se ovšem zdroj tepla přesune z kontaktní zóny dále, je uvažovaná lokalita povrchové vrstvy prudce ochlazená následným odvodem tepla do okolního chladného objemu, který obklopuje sledovanou oblast kontaktu.

Výsledkem jsou pak strukturní přeměny, resultující v degradaci povrchové, resp. podpovrchové vrstvy na temeni kolejnice, příp. na jízdní ploše kola. Tímto mechanismem vznikají v kontaktní oblasti křehké strukturní složky, trhliny, vydroleniny, kavity obklopené trhlínami a další typy poškození. S ohledem na širokou škálu modifikací zde popisovaného tepelného zdroje, generovaného v kontaktu kolo-kolejnice, existuje i celá řada vnějších projevů poškození (myšleno defekty typu *wheel-burns*) na povrchu temene kolejnice - jednorázové, vícenásobné, kontinuální v určité délce atd.

### 3. White Etching Layers (tzv. bíle naleptané pásy) na temeni kolejnic

Nároky na materiálové charakteristiky kolejnicových ocelí, dané stoupající rychlostí jízdy kolejových vozidel i rostoucím nápravovým zatížením, se však stále zvyšují. Provedené změny materiálové konstituce kolejnic zpětně ovlivňují mechanismy jejich degradace; zatímco během minulých dvou desetiletí byla hlavním kritériem pro životnost kolejnice především její odolnost proti opotřebení otěrem (v našich podmínkách při aplikaci kolejnic řady 75 ČSD), dnes stále více vystupují do popředí požadavky na odolnost proti vzniku a rozvoji kontaktně-únavových vad (resp. defektů tohoto typu, tedy vad kategorie *head-checking*, *riffel* a *shelling*), vznikajících na povrchu, resp. v těsné blízkosti povrchu kolejnic s vyššími pevnostními charakteristikami.

Jedná se o defekty, které se vzájemně liší mechanismem vzniku, ale jež mají společný rys - vznik a rozvoj trhlin s následným oddělováním (odlupováním, resp. vypadáváním) materiálu z povrchu kolejnice, přičemž v limitním případě může dojít i k lomu napříč jejím profilem. Každoročně je nutno v celosvětovém měřítku vynakládat nemalé finanční prostředky na eliminaci těchto defektů, resp. jejich následků. Objasnění působících mechanismů a ovlivňujících faktorů je proto zásadním úkolem z hlediska snížení výskytu uvedených kontaktně-únavových vad kolejnic.

Na příčném řezu provozovanou kolejnicí (viz **obr. 1**) lze ve světelném mikroskopu sledovat tzv. *riffle bands*, (povrchové zvlnění hlavy kolejnice) s vrstvou silnou cca 10-100  $\mu\text{m}$ , bez strukturního kontrastu, která odolává technikám leptání metalografických vzorků a má po naleptání v Nitalu bílou barvu. Často bývá tato vrstva považována, resp. označována za martensit. Vzhledem ke značné křehkosti této vrstvy (z angl. „White Etching Layer“ bylo již v kap.1 zavedeno označení WEL) lze pozorovat rozvoj defektů, označovaných jako *squat*, resp. *shelling* a vzniku nerovností na povrchu kolejnice, což souhrnně vyvolává zvukovou kulisu při přejezdu kola po koleji a negativně ovlivňuje životnost kolejnice i dvojkolí [7].



**Obr. 1** Bíle naleptaná vrstva (WEL) na povrchu železniční kolejnice [2]. NITAL, zv. 100x.

**Fig. 1** White Etching Layer (WEL) on the surface of the rail [2]. NITAL, magn. 100x.

Původ těchto WEL byl proto předmětem řady studií [4, 5]. Doposud převažoval názor, že WEL je tvořena v souvislosti s nárůstem teploty v kontaktu kolo-kolejnice v průběhu enormních třecích, resp. skluzových procesů při pohybu kola po kolejnici [8]. Standardní kolejnicová ocel má převážně perlitickou strukturu s téměř eutektoidním obsahem uhlíku a jemnými lamelami perlitického cementitu; teploty v kontaktu kolo-kolejnice podle některých autorů mohou přesáhnout hranice transformační teploty pro tvorbu austenitu [9, 10], přičemž následné rychlé ochlazení může být příčinou přeměny na martensit [11] v úzce lokalizované oblasti, korespondující s povrchem.

Ovšem, i když tímto způsobem lze v extrémních případech vytvořit podmínky pro vznik martensitu na povrchu kolejnice (ohřev na transformační teplotu a následné rychlé ochlazení), bylo prokázáno, že se nejedná o jediný možný mechanismus tvorby WEL [12]. Tuto diskusi otevřely práce Newcomba a Stoobse [13], kteří na základě TEM-analýz povrchů kolejnic předložili tzv. model nízko-teplotního rozpouštění karbidů. Tito autoři uvažují vliv vysokých kontaktních tlaků v systému kolo-kolejnice řádu jednotek GPa, při nichž dochází k rozpouštění karbidů již při teplotách v oblasti 100°C, přičemž se výrazně zvyšuje hustota dislokací a dochází k segregaci atomů uhlíku v jádrech dislokací. Navíc vyslovují představu postupného narůstání WEL, která se liší od původně přijímaného jednorázového procesu jejího vzniku.

Tato myšlenka v poslední době zaznamenala významnou podporu zvláště pak založenou na současných poznatcích z oblasti tzv. procesů mechanického legování [7], kde bylo prokázáno, že lze experimentálně vytvořit struktury analogické právě diskutovaným WEL pouze mechanickým roztíráním kovových prášků z perlitické oceli za vysokého tlaku, a to při teplotách nižších než je transformační teplota pro vznik austenitu [12].

Ovšem, zároveň bylo zjištěno, že významné množství uhlíku se rozpustí nikoliv v jádrech dislokací, ale i v okolním feritu, o čemž svědčí změny v parametru mřížky. Tento efekt zřejmě souvisí s difusními procesy v celém objemu materiálu. Pro charakteristiku tohoto procesu byla vybrána teorie mechanického legování založená na nízko-teplotním a čistě mechanickém mísení atomů (tzv. *balistická teorie*), viz [12].

Rovněž Baumann [8] nepovažuje tzv. bíle naleptané vrstvy za „klasický“ martensit, přičemž se odkazuje na práci Liebelta [14], který jako maximální teplotní hranici procesů, probíhajících v kontaktu kolo-kolejnice, udává zvýšení teploty o 400K, což není dostatečná hodnota k austenitizaci perlitického materiálu a jeho následnému zakalení do oblasti martensitu.

Dlouhou dobu byly WEL považovány za amorfni, neboť jejich mikrostrukturu nebylo možné s použitím stávajícího přístrojového vybavení identifikovat. Jedná se o strukturu podobnou Bielbyho vrstvě, se kterou se setkáváme např. při leštění a broušení metalografických výbrusů. Při bližším studiu WEL je možné pozorovat, vzhledem k její vysoké tvrdosti a křehkosti, tvorbu trhlin a posléze i vydrolování materiálu z povrchu kolejnice s následným výskytem nerovností v oblasti hlavy [15].

#### 4. Metodika výzkumu

Cílem experimentální části této práce bylo studium mikrostrukturních změn na temeni kolejnice, ke kterým dochází v kontaktu kola s kolejnicí, především pak v úsecích s častými rozjezdy hnacích kolejových vozidel, resp. v obloucích železničních tratí. Jak bylo již v úvodu naznačeno, jedná se o značně komplikovanou tribologickou soustavu, ve které procesy tření a opotřebení způsobují degradaci materiálu a vedou k výskytu závažných defektů.

Na základě provedené literární rešerše lze konstatovat, že povrchová a podpovrchová oblast temene kolejnice je vystavena značnému zatížení, což v materiálu vyvolává výrazné strukturní změny a způsobuje vznik značného mikrostrukturního gradientu ve směru normály k povrchu.

Hlavní pozornost je proto věnována zejména rozjezdovým úsekům kolejových tratí, na kterých bylo v důsledku kumulativních prokluzů kola detekováno výrazné poškození jízdní plochy kolejnice. V sekvenci probíhajících tepelně a deformačně indukovaných procesů, byla sledována především problematika tvorby bíle naleptané vrstvy na temeni kolejnice (WEL), která je charakteristická vysokou úrovní tvrdosti a rezistencí při procesu leptání vzorků.

Na vzorcích železničních kolejnic, odebraných z oblastí, na nichž byl předpoklad existence WEL (*rozjezdové úseky tratí před návěstidly, resp. v okolí zastávek*), byla provedena jednak metalografická analýza, dále pak rtg. difrakční analýza a studium na elektronovém rastrovacím (REM) a transmisním (TEM) mikroskopu.

Pro porovnání jednotlivých analyzovaných degradačních mechanismů byl výběr experimentálního materiálu rozšířen o segmenty z Mn-austenitické oceli, používané pro srdcovky železničních výhybek, a dále o vzorky z jízdní plochy obruče železničního kola.

Po prokázání existence bíle naleptané vrstvy (WEL), která zjevně souvisí s iniciací a rozvojem defektů na temeni kolejnice, byl vysloven a experimentálně ověřen předpoklad její eliminace cestou kumulativního popouštění za přístupu vzduchu při teplotách 150°C, 200°C, 250°C a 300°C, vždy s dobou výdrže 4 hod. Po každém 4-hod. cyklu byla pro účely klasifikace strukturních změn provedena dokumentace vzorků na světelném mikroskopu a v REM, jakož i difrakční záznam, s cílem zachytit postupnou změnu mikrostrukturních charakteristik sledovaného objemu vzorku.

Provedené materiálové rozbory byly doplněny napětově-deformační analýzou poměrů v kontaktu kolo-kolejnice pro podmínky rozjezdu kolejového vozidla s definovaným prokluzem kola vůči kolejnici, se zaměřením na ovlivnění dominantních složek napětí prokluzem, a dále s ohledem na tepelné namáhání a výšku teplotního ovlivnění povrchu kolejnice při rozjezdu s prokluzem.

## 5. Metalografická analýza štěpin železniční kolejnice

Cílem dílčího experimentu (metalografická analýza) bylo posoudit na základě provedeného standardního metalografického výbrusu - příčný řez vybranou štěpinou - mikrostrukturní změny pozorované po aplikaci nízkoteplotního popouštění, ve srovnání s výchozím stavem štěpiny.

Vybraný vzorek štěpiny je tvořen heterogenními vrstvami jako výsledek intenzivní a lokálně značně proměnné plastické deformace s dominantním vlivem tangenciálních smykových složek v kontaktní zóně. Vzájemné posuvy vrstev jsou maskovány tenkými vrstvami oxidů na rozhraní, v některých případech řádkovitě uspořádanými póry i souvislejšími trhlinami. Variabilita možných defektů je dosti značná, což logicky souvisí s náhodností pozorovaných stavů a jejich náhodných dynamických příčin.



**Obr. 2** Mikrostruktura studované štěpiny po popouštění 250°C/4hod. Leptáno-NITAL, zv.250x, resp. 50x.

**Fig. 2** Microstructure of the studied rail-segment after annealing on 250°C/4hod. Etched in NITAL, magn.250x and 50x respectively.

Z provedených analýz je zřejmé, že samotná vrstva (WEL) je tvořena z více subvrstev, což svědčí o jejím postupném vytváření v průběhu provozní expozice (viz **obr. 2**). Na tomtéž snímku lze sledovat rovněž tendenci k delaminaci vrstvy po rozhraní s neovlivněným objemem podpovrchové oblasti temene kolejnice, která je důsledkem vysokého gradientu tvrdosti, a tedy i lokálních napěťových stavů z obou stran popisovaného rozhraní. Kumulativní účinek tangenciálních smykových složek v kontaktní zóně vyvolává oddělování těchto objemů materiálu z temene kolejnice a je příčinou vzniku sledovaných defektů na jejím povrchu.

U vybrané štěpiny a dokumentované vrstvy byla charakteristickým znakem její lokálně homogenní mikrostruktura, ze které lze odvodit jeden z možných mechanismů. Vysoké lokální dynamické namáhání a související plastická deformace vedly v konečném efektu k lokálnímu ohřevu až do oblasti transformace  $\alpha\text{Fe} + \text{M}_3\text{C} \Rightarrow \gamma\text{Fe}_c$ . Maximální teplota byla dostatečně vysoká (je nutné uvážit hystereze transformace při reálné rychlosti ohřevu včetně možnosti rozpuštění  $\text{M}_3\text{C}$  v austenitu).

Následné rychlé ochlazování austenitu nasyceného uhlíkem vedlo k atermální martensitické transformaci. Množství rozpuštěného uhlíku (asi  $<0.3$  až  $>0.5\%$ ) v austenitu bylo dostatečné k transformaci laťkového martensitu (obvykle se uvádí habitová rovina blízká  $\{225\}$ ). Mikrostruktura vykazuje charakteristické laťkové uspořádání trojhranů.

Registrovaný stav výchozí mikrostruktury naznačoval, že se v tomto případě jedná o finální stav štěpiny, poněvadž v rámci výše zmíněné martensitické struktury nebyly pozorovány následné plastické deformace. Pro posouzení efektu sekundárně aplikovaného ohřevu v oblasti teplot 150 až 300°C na výchozí strukturu se podařilo zdokumentovat stav identické oblasti v různých kumulovaných režimech popouštění.

Popouštění laťkového martensitu při 150°C obvykle nevede k pozorovatelným změnám mikrostruktury, pokud se použijí prostředky světelné mikroskopie. Postupně se při zvyšující teplotě popouštění charakteristické trojhranné uspořádání laťek martensitu rozvolňuje, až při aplikované teplotě 300°C téměř vymizí. Je nahrazeno strukturou, která je u uhlíkových ocelí označována jako "sorbit". Jedná se o směsnou strukturu feritu s karbidy, které precipitovaly z laťkového martensitu, nejdříve ve tvaru desek, později (při vyšší teplotě) ve tvaru více či méně dokonalých koagulovaných částic. Celkový charakter sorbitické struktury je po naleptání reliéfní jednak dědičně podle původní orientace laťek martensitu a sekundárně podle orientace a lokálních shluků karbidického precipitátu. Popisované procesy rozpadu laťkového martensitu korespondují s měřenou mikrotvrdostí v odpovídajících oblastech a do značné míry i s výsledky rentgenové difrakční analýzy.

## 6. TEM - analýza vzorku odebraného z povrchu kolejnicové oceli

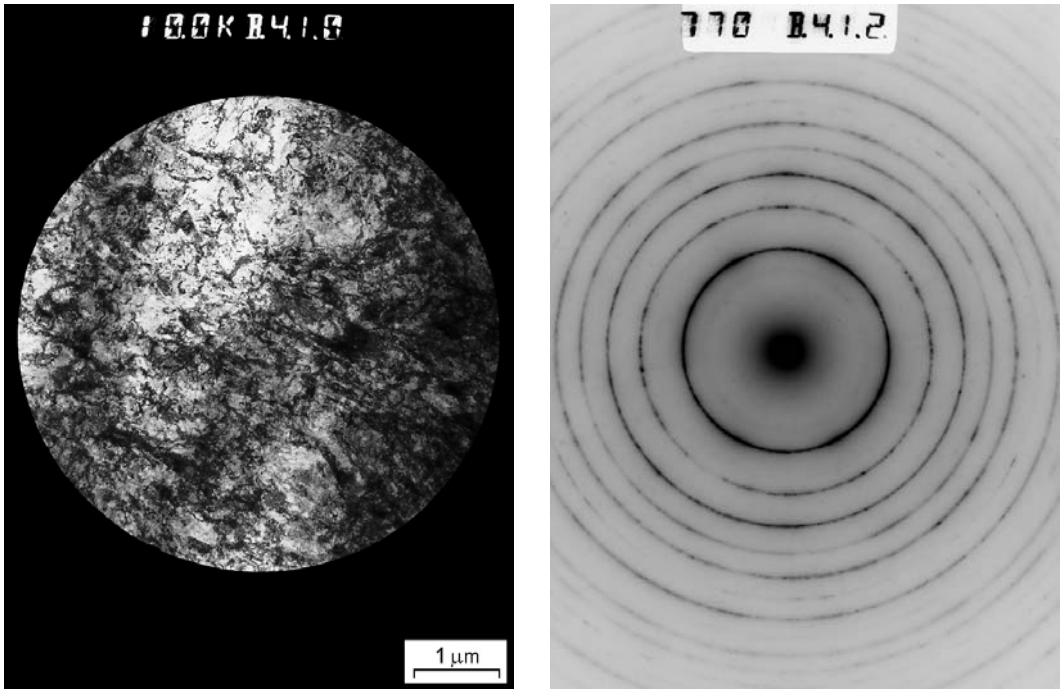
Analýzám v transmisním elektronovém mikroskopu (*dále ozn.: TEM*) byly podrobeny dva vzorky štěpin z předmětné kolejnice: jednalo se o vzorky označené jako - výchozí stav a stav po popouštění 300°C / 4hod. Ze segmentů, odebraných z povrchu kolejnice, byly připraveny tenké folie pro TEM pozorování následujícím způsobem: disky

Libor Beneš:



byly z vnitřní strany sféricky broušeny (metodou *One Side Dimpling*) a potom ztenčeny pomocí iontového leštění přístrojem Gatan PIPS (*Precision Ion Polishing System*). Ztenčení probíhalo převážně z vnitřní strany, takže vzdálenost pozorovaného místa od povrchu kolejnice bylo asi 1  $\mu\text{m}$ . Následné pozorování bylo prováděno v transmisním elektronovém mikroskopu Philips CM12 při urychlovacím napětí 120 kV.

Jednalo se o typickou mikrostrukturu vysoce deformované oceli s vysokou hustotou dislokací. Selekční difrakce elektronů z oblasti o průměru asi 6  $\mu\text{m}$  tvoří spojitě kroužky, což odpovídá velmi malým zrnům. Velikost zrn je v rozmezí zhruba 20 až 200 nm. Mikrostrukturu je proto možno označit jako nanokrystalickou (viz **obr. 3**), vysoce nehomogenní, zrna mají nepravidelný tvar a jsou oddělena shluky dislokací.



**Obr. 3** TEM - snímek oblasti, ze které byla provedena selekční elektronová difrakce (SAD) a získaný kruhový difraktogram svědčící o tom, že mikrostruktura je tvořena velmi malými feritickými zrn s náhodnou orientací.

**Fig. 3** TEM-image of the region where the selected electron diffraction was carried out; the obtained annular diffraction pattern proved that the microstructure consists of very small ferrite grains with random orientation.

Kruhové difrakce (viz **obr. 3**) ukazují, že v materiálu je přítomný pouze ferit, přičemž přítomnost karbidů lze očekávat, ovšem citlivost difrakcí však není taková, aby je za daných podmínek zachytila.

Přítomnost austenitu nebyla prokázána. Struktura je tak silně deformovaná, že i v normálních obrázcích je kontrast od karbidu překryt kontrastem od shluku dislokací.

Hustotu dislokací není možné v takto vysoce deformovaném stavu kvantifikovat - v porovnání s publikací, kterou presentovali Lojkowski et al. [7] a kde byla v analogickém případě uvedena číselně hustota dislokací, ovšem pouze u vzorků, odebraných z povrchu kolejnice ve vzdálenosti 50 a více  $\mu\text{m}$  od jejího temene.

Po žíhání  $300^\circ\text{C}$  / 4hod. dochází k zotavení materiálu, hustota dislokací klesá a hranice jednotlivých zrn jsou jasněji definované. Selekční difrakce ukazuje, že došlo k výraznému poklesu počtu zrn na jednotku objemu.

## 7. Rtg.-difrakční analýzy

Všechny rtg.-difrakční záznamy byly pořízeny za stejných podmínek difraktometrem Siemens D-500, filtrovaným Fe  $\text{Ka}_{1+2}$  zářením v rozsahu  $50\text{-}150^\circ$   $2\text{Q}$  s krokem  $0.025^\circ$   $2\text{Q}$  a časem 20s na jeden krok. Analýza přítomných fází byla provedena srovnáním s komerční databází rtg.- difrakčních záznamů PDF2 pomocí software SEARCH firmy Siemens.

Pomocí programu DIGITAL metodou aproximace modifikované Lorentzovy funkce (tzv. „Cauchy kvadrát“) na naměřený difrakční záznam byly spočteny následující parametry: intenzita [pulzy], šířka v polovině výšky ( $FWHM = \text{full width at half maximum}$ ) a poloha maxima píku. Z nich pak podle Braggova zákona

$$n \lambda = 2 d \sin \Theta \quad (1)$$

byla vypočtena mezirovinná vzdálenost  $d_{hkl}$  jednotlivých rovin v každém vzorku a spočten mřížkový parametr  $a_{hkl}$  podle vztahu:

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{(h^2 + k^2 + l^2)}{a_{hkl}^2} \quad (2)$$

kde  $h, k, l$  jsou Millerovy indexy konkrétní roviny.

Z šířky v polovině maxima ( $FWHM$ ) lze díky nepřímé úměře spočítat velikost koherentních domén, na nichž dochází k difrakci  $L_{hkl}$ . Tuto veličinu lze přirovnat k jakési „rentgenové“ velikosti zrna a je podle Scherrerova vztahu rovna:

$$L_{hkl} = \frac{\lambda}{FWHM * \cos \Theta} \quad (3)$$

kde  $FWHM$  musí být dosazena v radiánech.

V **tab.1** je uvedena hodnota mikrotvrdosti  $HV_{m50}$ , určená vpichem v povrchové vrstvě ovlivněné strany šupiny před žíháním a po žíhání  $300^\circ\text{C}$  / 4 hodiny.

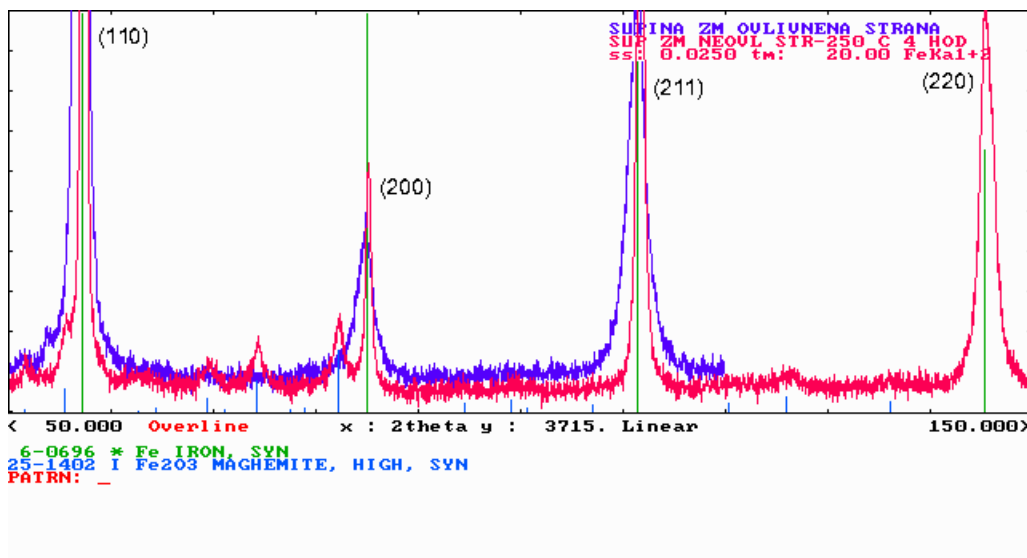
**Tab. 1** Hodnoty mikrotvrdosti HVm 50 v povrchové vrstvě ovlivněné strany šupiny před žiháním a po žihání 300°C / 4 hodiny.

**Tab. 1** Microhardness values HVm 50 measured in the surface layer of the influenced rail-chip, before and after annealing 300°C / 4 hrs.

	Povrchová vrstva s „nanostrukturní“ složkou	
	průměr z měření č. 1	průměr z měření č. 2
Před žiháním (výchozí stav)	721±13	841±14
Po žihání 300°C 4 hodiny	405±11	364±12

Na neovlivněné straně (viz **obr. 4**) nedochází k žádným významným změnám u žádného z parametrů difrakčních linií, tedy neovlivněná strana šupiny se jeví jako nedotčená vlivem působení kumulativního popouštění až do teploty 300°C.

Z porovnání získaných výsledků je evidentní, že v důsledku popouštění se na neovlivněné straně vytvořila vrstvička oxidů Fe. Je zajímavé, že na ovlivněné straně nebyly při žádné teplotě tyto produkty oxidace zjištěny. Nabízí se velmi pravděpodobné vysvětlení, že by přítomnost „nanostrukturní“ složky na povrchu kolejnice zvyšovala její odolnost proti korozi.



**Obr. 4** Rtg.-difrakční záznam pořízený z neovlivněné strany šupiny SUZM po dalším žihání 4 hodiny při 250°C (včetně porovnání se stranou ovlivněnou).

**Fig. 4** X-ray diffraction plot made on the non-influenced side of the rail-chip after the next annealing 250°C / 4hrs. (including comparison with the influenced side).

Z provedených rtg.-difrakčních analýz a naměřených výsledků lze vyjmout tyto hlavní závěry:

- V žádné štěpině nebyla zjištěna přítomnost zbytkového austenitu, a to ani při žhání až do 300°C.
- Nepodařilo se prokázat přítomnost martensitického dubletu ve sledovaných štěpinách, tento fakt však nelze absolutizovat - pouze lze říci, že rtg.-difrakční metoda neprokázala přítomnost martensitické struktury ve vzorcích šupin.
- „Nanostrukturní“ složka, existující na povrchu štěpin mizí mezi teplotami 250°C až 300°C. Při této teplotě však nedochází k žádným výrazným změnám v úrovni mikrodistorzí ani velikosti zrna polykrystalické složky.
- Mikrotvrdość Hv<sub>0.05</sub> 50, zjištěná na příčném řezu štěpinou v původním stavu a po žhání 300°C/4hod., prokázala (viz **tab. 1**), že při této teplotě již došlo k celkové rekrytalizaci, resp. zotavení povrchové vrstvičky, obsahující „nanostrukturní“ složku bcc-Fe.

## 8. Problematika vzniku bíle naleptané vrstvy (WEL) v soustavě kolo/kolejnice

Problematika vzniku kontaktní únavy ve valivém ložisku má analogii s kontaktem kolo-kolejnice. Navzdory této skutečnosti je ovšem pouze několik málo publikací věnováno problematice degradace povrchových oblastí a vzniku WEL v soustavě kolo-kolejnice. V této souvislosti např. Baumann [15] dospěl k závěru, že WEL na železničních kolejnicích jsou tvořeny nanokrystalickou strukturou s velikostí zrna 20 nm.

Baumann považuje tuto nanokrystalickou strukturu za hlavní důvod, který brání pozorování WEL na světelném mikroskopu a z téhož pohledu pak vysvětluje mimořádnou odolnost této vrstvy proti korozi. Protože při použití techniky rtg.-difrakce nebyly ve spektru patrné žádné reflexe, náležející karbidické složce, je podle Baumann zřejmé, že došlo k rozpuštění karbidů v rámci jistého objemu perlitu. Tento navržený mechanismus byl doložen experimentem, při němž po 70-hodinovém drcení směsi Fe<sub>3</sub>C a Fe prokazatelně vymizela právě složka Fe<sub>3</sub>C. Totéž bylo později potvrzeno termickou analýzou, která ukázala, že v rozdrčeném nanokrystalickém materiálu došlo při ohřevu opět k precipitaci karbidů.

Baumann [15] rovněž zastává názor, že extrémně vysoká úroveň deformace a smykových napětí vyvolává rozpouštění cementitu a difúzi uhlíku. S pomocí REM Baumann [15] prokázal, že WEL mají vlastní substrukturu, tedy že jsou složeny z více sub-vrstev, což svědčí o skutečnosti, že WEL vzniká postupně a že struktura jejich jednotlivých segmentů může být vzájemně rozdílná. Později pak [7] bylo ukázáno, že perlitické kolonie těsně pod povrchem kolejnic jsou uvedeným mechanismem rozpuštěny, což svědčí o vysoké plastické deformaci, která má podíl na tvorbě nanostrukturní složky z feritického materiálu, jenž obsahuje malé množství cementitu. Rovněž byla pozorována částečná transformace nanokrystalické mikrostruktury na martensit.

Libor Beneš:

U jiných systémů, pracujících na principu tření mezi styčnými plochami, bylo již dříve prokázáno, že prokluzy mezi kovovými povrchy mohou na povrchu jedné nebo druhé dotykové plochy v třecí dvojici produkovat nanokrystalickou vrstvu. Tloušťka této vrstvy pak závisí na typu a materiálu třecí dvojice a na podmínkách prokluzu. Obvykle dosahuje tloušťka vrstvy 1  $\mu\text{m}$  [16]. Tahové zkoušky prokázaly, že nanokrystalické materiály jsou sice typické vysokou úrovní pevnosti, ale i vysokou křehkostí [17].

Získané výsledky zjevně dokládají, že v případě vzorků ze značně namáhaných, ale i z méně zatížených úseků železniční kolejnice, bylo v oblasti pod jízdní plochou pozorováno výrazné ovlivnění mikrostruktury materiálu - v závislosti na vzdálenosti od povrchu, což odpovídá rozložení zatížení v kontaktu kolo-kolejnice [18, 19].

Podle názoru Wanga [2] byl zaznamenán výskyt bíle naleptaných vrstev vždy v těch lokalitách, kde došlo k výraznému nárůstu zbytkových tlakových napětí. Protože však byla zjištěna zbytková tahová napětí v hlavě i v patě kolejnice, generovaná již ve fázi její výroby, zaměřil se autor práce [2] na analýzu zbytkových napěťových stavů v souvislosti s pozorovanou enormní trvalou plastickou deformací a tvorbou martensitu na jízdní ploše kolejnice v průběhu jejího provozování. Podle jeho závěrů, je tvorba WEL - jako výrazná strukturní přeměna - vyvolána vysokým cyklickým zatížením a cyklickým charakterem opotřebení v kontaktu mezi kolem a kolejnicí. Nelze v tomto smyslu zanedbat ani vznik vibrací, generovaných v soustavě kolo-kolejnice.

## 9. Mikrostruktura bíle naleptané vrstvy

S využitím prostředků světelné a i elektronové mikroskopie bylo prokázáno, že přechod mezi standardní feriticko-perlitickou strukturou materiálu kolejnice a bíle naleptanou vrstvou na jejím povrchu, je vždy ostrý. Nebyla zde identifikována přítomnost žádné přechodové vrstvy. Tato skutečnost jen potvrzuje to, že plastická deformace během tvorby WEL je doprovázena teplotním zatížením [14].

Pokud by totiž jediným mechanismem této transformace (přechodu z feriticko-perlitické mikrostruktury na bíle naleptanou vrstvu) byla enormní plastická deformace, gradient deformační substruktury bychom sledovali v nejvyšší povrchové vrstvě, jak je tomu např. u železničních kol, jež mají deformovanou jízdní plochu bez výskytu WEL.

Extrémně vysoká zjištěná hladina úrovně mikrotvrdosti (cca 800 HVm) v bíle naleptané vrstvě je dokladem toho, že WEL nemůže být tvořena „klasickým“ martensitem - jehož odpovídající mikrotvrdost pro ocel s daným obsahem uhlíku lze očekávat na úrovni cca 500 HVm [20].

Zjištěné strukturní změny svědčí o generování teplotních toků (v důsledku opakovaných prokluzů kola po kolejnici) a následné austenitizaci v kontaktní oblasti. Tento rapidní nárůst teploty je ovšem vystřídán prudkým ochlazením ze strany relativně chladnějšího objemu v okolních oblastech kolejnice, které může způsobit vznik martensitu v těsné blízkosti povrchu. Jedná se o teplotně indukovanou transformaci, popsanou schématem: *ferit/perlit*  $\rightarrow$  *austenit*  $\rightarrow$  *martensit*.

Je obecně přijímáno, že pro austenitizaci nelegované oceli se jako teplotní hranice uvádí hodnota 723°C. Ovšem ve skutečnosti tento teplotní limit představuje pouze teoretickou austenitizační teplotu pro rovnovážnou fázovou transformaci ze běžného tlaku [21]. Rychlost ohřevu, tlak, legující prvky i další parametry mají značný vliv na výšku transformační teploty. Rostoucí rychlost ohřevu podle Smallmana [20] i Bevera [21] zvyšuje teploty  $A_1$  a  $A_3$ . Rovněž byl prokázán vliv hydrostatického tlaku na posun rovnovážných hodnot  $A_1$  a  $A_3$  i teploty  $M_s$ .

Při vysokých tlacích nabývá řada fyzikálně-mechanických materiálových charakteristik anomálních hodnot [22, 23]. Ortner [22] např. uvádí, že se zvyšujícím se hydrostatickým tlakem klesá, přibližně lineárně, teplota počátku martensitické přeměny; ovšem jakmile dojde k relaxaci tlaku, vrací se teplota  $M_s$  na normální hodnotu. Autoři prací [24, 25] jako nominální kontaktní napětí na povrchu kolejnice uvádějí hodnotu téměř hydrostatického tlaku, přesahujícího 1400 MPa. Jedná se o hydrostatický tlak, který může velice výrazně snížit transformační teplotu  $A_3$  v kontaktní zóně - viz např. Eckstein [26].

V tzv. „horkých bodech“ povrchu při odvalování (při podmínkách tzv. *dry rolling*) může být dosaženo velice vysokých tepelných toků - Quinn [27] zmiňuje teploty přesahující až 900°C. Můžeme proto předpokládat, že austenitizace začíná právě v nejméně zatížených oblastech kontaktu kolo-kolejnice, kde je i enormní úroveň opotřebení. Protože hmotnosti kola i kolejnice jsou značné, je vysoká i rychlost ochlazení, a tím i příležitost pro tvorbu martensitu.

Vzhledem k rychlému odvodu tepla do okolního objemu kolejnice, lze uvedená teplotní maxima pozorovat pouze ve velice tenké podpovrchové vrstvě - proto i popisované bíle naleptané pásy zasahují pouze do hloubky několika desítek mikrometrů. Wang [2] uvádí vzdálenost cca 16  $\mu\text{m}$  od povrchu temene kolejnice, ve které bylo možné identifikovat zbytkový austenit, resp. asymetrické distorze reflexčních profilů.

Zjevně není, v podmínkách takto indukované austenitizace, dostatek času pro difúzně iniciované procesy, takže ani lamely cementitu nemohou být v tak krátkém čase zcela rozpuštěny, a proto obsah uhlíku v austenitu je lokálně proměnný. O tom svědčí analýza rozpuštěného uhlíku v martensitu [2] na povrchu vzorků, či zbytky částic cementitu, pozorované v TEM [28]. Je dobře známo, že martensitická transformace je přeměnou bezdifúzní, takže obsah uhlíku v martensitu odpovídá obsahu uhlíku v austenitu; atomy uhlíku tedy nemění svoji polohu [21, 25]. Obecně pak platí, že během martensitické transformace způsobuje rozpuštěný uhlík distorzi mřížky za vzniku tetragonální bcc-struktury, jejíž poměr  $c_m/a_m$  roste s obsahem uhlíku. Experimentálně je ovšem určení tetragonality martensitu v hodnocených segmentech kolejníc značně obtížné, neboť u těchto analyzovaných, silně fragmentovaných štěpin, není možné splnit nutnou podmínku homogenního vzorku.

Právě zvyšování této distorze se zvyšováním obsahu uhlíku, který vzniká rozpouštěním cementitu, má za následek rapidní nárůst tvrdosti [15]. Zvýšení množství rozpuštěného uhlíku v různých stádiích zvrásnění kolejníc (tzv. *rail corrugation*) dokládá

Libor Beneš:

Wang [2] na základě změny poměru  $c_m/a_m$  martensitu, při použití tzv. synchrotronní radiační metody; uvedený poměr  $c_m/a_m$  se výrazně mění napříč deformovaným pásem (tzv. *riffle band*) na povrchu kolejnice.

## 10. Nanostruktura a mechanismy zpevnění v bíle naleptané vrstvě

Získané výsledky, týkající se porovnání šířek reflexí, získaných z analýzy WEL, nasvědčují tomu, že velikost domén je silně redukována vysokou provozně indukovanou deformací. Na tuto skutečnost upozorňuje ve své práci [2] i Wang, když předpokládá, že v důsledku působení mechanismů cyklické deformace a opotřebení, vyvolaných průjezdem kolejových vozidel, může dojít k postupné transformaci cementitických lamel v perlitu původní kolejnice, resp. kola, na směs hrubých deformovaných částic, které se účinkem enormní deformace dále štěpí do podoby ultra-jemnozrnných útvarů.

Již dříve bylo prokázáno, že během prokluzů ve stykových dvojicích z kovových materiálů může, na jednom či obou stýkajících se površích, dojít ke vzniku nanokrystalické vrstvy, přičemž tloušťka této vrstvy do značné míry závisí na materiálech kluzné dvojice i na podmínkách jejich tření [16]. Rovněž Kuznetsov [17] pozoroval kompletní rozpuštění cementitu a redukcí velikosti zrna až na 20nm u oceli se obsahem 1,2% C, která byla vystavena vysoké deformaci v krutu. Ruslan [29] dokonce prováděl přípravu několika čistých kovů a slitin s nano- a sub-mikrometrickou velikostí zrna za použití technik, vycházejících z aplikace enormní plastické deformace. Baumann a jeho spolupracovníci [15] také upozornili na transformaci perlitické mikrostruktury a zjemnění zrna až v řádu nanometrů, k němuž dochází následkem vysoké plastické deformace na nerovnostech v tenké oblasti povrchu kolejnice; autoři této práce provedli i simulaci vzniku podobného jevu v kulovém mlýnu, s tzv. mechanickým legováním, aniž by však hledali souvislost získaných výsledků s mechanismy tvorby martensitu.

Specifickým nanostrukturním parametrem [2] je poměr mezi povrchem, resp. rozhraním a objemem. Mechanické charakteristiky pevných látek jsou silně závislé na hustotě dislokací, velikosti zrna a poměru mezi rozhraním a objemem dané fáze. Proto i v daném případě je identifikovaná nanostruktura zčásti zodpovědná za vysokou úroveň mikrotvrdosti bíle naleptané vrstvy i za její vysokou korozní odolnost. Z téhož důvodu je na světelném mikroskopu sledována pouze souvislá homogenní struktura této vrstvy, bez vzniku kontrastu.

Podstatou zpevnění, založeného na zjemnění zrna, je skutečnost, že hranice zrn představují bariéry pro pohyb dislokací. Dislokace, která směřuje k sousednímu zrnku, pak musí změnit směr svého pohybu. Na druhou stranu pak poruchy v atomovém uspořádání na hranici zrna rezultují v diskontinuitu skluzových rovin jednoho zrna vůči druhému. Jemnozrnný materiál pak vykazuje vyšší úroveň tvrdosti a pevnosti než struktura hrubozrnná, neboť celková délka (resp. plocha) hranic zrn, které brání pohybu dislokací,

je u jemnozrného materiálu větší. Mez kluzu  $\sigma_y$  se mění s velikostí zrna podle známého vztahu:

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y d^{-1/2} \quad (4)$$

V tomto výrazu, označovaném jako Hall - Petchova závislost, je  $d$  průměrná velikost zrna,  $\sigma_0$  a  $K_y$  jsou konstanty pro konkrétní typ materiálu. I když ve skutečnosti tato rovnice neplatí pro extrémně jemnozrné polykrystalické materiály [2], je z ní zřejmé, že mechanické charakteristiky výrazně závisí na velikosti zrna.

Popisovaný účinek velikosti zrna hraje důležitou roli rovněž v případě nehomogenních vlastností bíle naleptaných vrstev: Jelikož kontaktní napětí se mění s hloubkou od povrchu a v rámci jedné bíle naleptané vrstvy bylo pozorováno vždy několik vzájemně odlišitelných pásů, mají pásy lokalizované blíže k povrchu temene kolejnice (resp. „sub-vrstvy“ v uvažované WEL) menší velikost zrna, vyšší úroveň mikrotvrdosti a jejich struktura se jeví jako kompaktnější, než pásy v dolní oblasti dané WEL.

Zvýšení počtu dislokací, prokázané v této práci výsledky TEM-analýz předmětných štěpin kolejnic, je dalším mechanismem, který se podílí na zpevnění bíle naleptané vrstvy. Nejprve jsou dislokace přitahovány k povrchu, z titulu redukce povrchové energie [30]. Následně pak dochází k zvyšování počtu dislokací v důsledku plastické deformace, vyvolané zatížením a opotřebením na povrchu kolejnice. Dále pak vzhledem k nárůstu počtu dislokací roste tvrdost martensitu a současně rozpuštěné atomy uhlíku v oktaedrických polohách martensitu způsobují pokles velikosti domén a nárůst velikosti strukturních mikronapětí, jak dokládají výsledky provedených rtg.-analýz. Hoffmann [31] vysvětluje vliv rozpuštěného uhlíku v martensitu v souvislosti s velikostí velikost domén: menší velikost domén znamená vyšší hustotu dislokací.

Lze tedy konstatovat, že extrémní mikrotvrdost a pevnost martensitu, vzniklého austenitizací a následným rychlým ochlazením na povrchu kontaktní oblasti mezi kolem a kolejnicí [32], lze vysvětlit mechanismy dislokačního, precipitačního a deformačního zpevnění, dále pak zpevněním zjemněním zrna a zvýšením mikro-deformací v rámci substruktury samotného martensitu.

## 11. Závěrečné shrnutí - mechanismy tvorby bíle naleptané vrstvy

Procesy probíhající v soustavě kolo-kolejnice způsobují v určitých režimech jízdy kolejového vozidla (rozjezdy, brzdění) koncentraci napětí, a to v určité vzdálenosti od povrchu temene nebo v jeho určitých oblastech. Pokud stupeň deformace v dané oblasti dosáhne kritické hodnoty, dochází nejprve k rozštěpení lamel cementitu v uvažované povrchové vrstvě na hrubé částice. Posléze pak, v průběhu cyklického zatížení, jsou lamely cementitu separovány na jemnější segmenty, které nakonec dosahují morfologie velice jemnozrných částic s velikostí



několika nanometrů. Jak dokládá TEM-analýza těchto oblastí, byla zde pozorovaná i velice vysoká hustota dislokací.

Současně však dochází, účinkem již diskutovaného tepelného zdroje v kontaktu kolo-kolejnice, k ohřevu potřebnému pro austenitizaci objemového elementu na temeni kolejnice. Časový interval kontaktu mezi kolem a kolejnicí je však příliš krátký, takže nemůže dojít k úplnému rozpuštění cementitu. Přitom austenit je účinkem přenášeného zatížení silně deformován. V průběhu následného ochlazení transformuje v těchto oblastech austenit na ultra-jemný martensit. Proto je struktura bíle naleptané vrstvy tvořena jednak tímto velice jemným martensitem, nanokrystalickým cementitem, resp. zbytkovým austenitem (*jeho přítomnost však v experimentální části této práce exaktně prokázána nebyla*).

Popisované bíle naleptané vrstvy lze identifikovat nejen na povrchu opotřebených kolejnic, ale i na celé řadě dalších komponent, jako jsou např. pístitní kroužky, ozubená kola, resp. během obráběcích procesů (*technologie řezání, broušení*), jakož i různých provozních podmínek (*např. mechanismy tření*).

Jedná se o problematiku, která byla předmětem mnoha experimentálních i simulačních studií. Ovšem, sledované mikromechanismy, vedoucí ke vzniku různých typů těchto vrstev jsou vzájemně odlišné. Proto i výsledky, získané na základě zde presentovaných analýz, jsou srovnatelné a platné pro WEL, které vznikají u podobných typů materiálů a za srovnatelných zatěžovacích podmínek.

*Lektoroval: Doc.Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.*

Předloženo: 27.02.2004

Poděkování: *Tato práce byla realizována 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 tímto děkují Grantové agentuře České republiky za udělenou finanční podporu.*

#### Literatura

1. JANÍČEK, P.: *Systémová metodologie*. Seminář Teamwork 2001. FSI VUT v Brně Ústav automatizace a informatiky, Brno 2001, s. 5-16.
2. WANG, L.: *Microstructure and residual stress state in the contact zone of rails and wheels*. Dissertation thesis, TU Berlin, 2002, 187 pp.
3. TOURNAY, H.M. - MULDER, M.: *Wheel/rail interaction: The transition from the wear to the stress regime*. In 4<sup>th</sup> International Conference of Contact Mechanics and Wear of Rail/Wheel Systems (preliminary proceedings), 1994, Vancouver, Canada.

4. CLAYTON, P.: *Tribological aspects of wheel/rail contact: A review of recent experimental research*. In 4<sup>th</sup> International Conference of Contact Mechanics and Wear of Rail/Wheel Systems (preliminary proceedings), 1994, Vancouver, Canada.
5. GALLIERA, G., et al.: *Fatigue behaviour of railway wheels affected by sub-surface defects in the tread. Control methods and manufacturing process*. In 11<sup>th</sup> International Wheelset Congress, 1995, Paris, pp.69-76.
6. Předpis ČD S 67: Vady a lomy kolejnic. Divize dopravní cesty, o.z., platnost od 1.2. 1997.
7. LOJKOWSKI, W. et al.: *Nanostructure formation on the surface of railway tracks*. Mater. Sci. Eng. A303 (2001), p.197-208.
8. BAUMANN, G. - FECHT, H.J. – LIEBELT, S.: *Formation of white-etching layers on rail treads*. Wear 191 (1996), p. 133-140.
9. KOUT, J.: *Poruchy oběžných ploch železničních kol brzděných kotoučovou brzdou*. Habilitační práce, VÚŽ Praha, srpen 2001, s.47.
10. MITURA, K. - MATUŠEK, P. - FAJA, R.: *Tepelné poškození železničních kol způsobené intenzivním brzděním*. Železniční technika 10, 1980.
11. JERGÉUS, J.: *Wheel Flats and Martensite Formation in Railway Wheel Treads a Literature Survey*. Report F156, Chalmers University of Technology, Division of Solid Mechanics, Gothenburg, Sweden, 1992, s.1-19.
12. DJAHANBAKSH, M. - LOJKOWSKI, W. et al.: *Nanostructure formation and mechanical alloying in the wheel / rail contact area of high speed trains in comparison with other synthesis routes*. Mater. Sci. Eng., v tisku.
13. NEWCOMB, S.B.: *A Transmission Electron Microscope Study of the White Etching Layer on a Rail Head*. Materials Science and Engineering 66 (1984), pp.195-204.
14. LIEBELT, S. - KNOTTHE, K.: *Ermittlung der Temperaturen beim Gleitkontakt - Anwendung auf das Rad / Schiene - System*. TU-Berlin, interner Bericht, Veröffentlichung in Wear geplant.
15. BAUMANN, G.: *Untersuchungen zu Gefügestrukturen und Eigenschaften der "Weißen Schichten" auf verriffelten Schienenlaufflächen*. Dissertation, TU - Berlin, 1998.
16. GANAPHATHI, K.S. - AINDOW, M. - FRASER, H.L. - RIGNEY, D.A.: *A Comparative Study of the Nanocrystalline Material Produced by Sliding Wear and Inert Gas Condensation*. Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 206 (1991), pp.593-598.
17. KUZNETSOV, V.D.: *Some Features of the Structure of White Layers*, Fiz. Metal. Metallurgy. 15 (1963), p.145.
18. BENEŠ, L. - SCHMIDOVÁ, E.: *White Etching Layer Formation on Rail Treads*. Proceedings of the 20<sup>th</sup> International Colloquium „Materials, Technologies, Design, Maintenance – their Applications in the Field of Transportation“, May 2003, Žilina - Vrátna Valley, Slovakia, s.102-105, ISBN 80-8070-074-5.
19. BENEŠ, L. - SCHMIDOVÁ, E.: *Microstructure Changes on the Surface of Rail Tread*. Proceedings of the 20<sup>th</sup> International Colloquium „Materials, Technologies, Design, Maintenance - their Applications in the Field of Transportation“, May 2003, Žilina - Vrátna Valley, Slovakia, s.106-109, ISBN 80-8070-074-5.
20. SMALLMAN, R.E.: *Modern Physical Metallurgy*, Butterworth - Heinemann, Oxford, UK (1985).
21. BEVER, B.M.: *Encyclopedia of Materials Science and Engineering* 6 (1986), R-S.

Libor Beneš:

22. ORTNER, B. - KÜHLEIN, W. - STÜWE, H.P.: *Martensite Formation by Relaxation of Hydrostatic Pressure*. Z. Metallkunde 83 (1992), pp.405-408.
23. ERMOLAEV, G.N.: *Mechanical Properties of Materials in the Range of Martensitic Transformations at High Pressures*, The Physics of Metals and Metallography Vol. 89, 4 (2000), pp.86-90.
24. HELLIER, A.K.: *A Study of Subsurface Rail / Wheel Contact Stresses with Application to Modelling Rail Fatigue*. Contact Mechanic and Wear of Rail - Wheel Systems 2 (1986), pp.421-434.
25. BAIN, E.: *The Nature of Martensite*. Trans. American Institute of Mining and Metallurgical Engineerings 52 (1924), pp.25-46.
26. ECKSTEIN, H.-J.: *Wärmebehandlung von Stahl, Metallkundliche Grundlagen*. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie. Leipzig 1971.
27. QUINN, T.F.J. - WINER, W.O.: *An Experimental Study of "Hot Spots" Occurring During the Oxidation Wear of Tool Steel on Sapphire*. Journal of Tribology Vol.109, April (1987), pp.315-328.
28. ÖSTERLE, W. - ROOCH, H. - PYZALLA, A. - WANG, L.: *Investigation of White Etching Layers on Rails by Optical Microscope, Electron Microscope, X - ray and Synchrotron X - ray Diffraction*. Materials Science and Engineering A 303 (2001), pp.150-157.
29. RUSLAN, Z.: *Structure and Mechanical Properties of Ultrafinegrained Metals*. Materials Science and Engineering A 234 - 236 (1997) pp.59-66.
30. Friction Theory, Published in Marine University of Dalian, China, (1998).
31. HOFFMANN, B. - VÖHRINGER, O. - MACHERAUCH, E.: *Effect of Compressive Plastic Deformation on Mean Lattice Strains, Dislocation Density and Flow Stresses of Martensitically Hardened Steels*. Materials Science and Engineering A 319 - 321 (2001) pp.299-303.
32. KALOUSEK, J. - KLEIN, R. *Investigation into the causes of rail corrugations*. American Railway Engineering Association Proceedings, Vol.77, 1976, s.75-79.

## Resumé

### MIKROSTRUKTURNÍ ZMĚNY A TVORBA „WHITE ETCHING LAYERS“ NA POVRCHU PROVOZOVANÝCH ŽELEZNIČNÍCH KOLEJNIC

Libor BENEŠ

Mechanismy probíhající v soustavě kolo-kolejnice způsobují v určitých režimech jízdy kolejového vozidla (rozjezdy, brzdění) koncentraci napětí, a to v určité vzdálenosti od povrchu temene nebo v jeho určitých oblastech. Pokud stupeň deformace v dané oblasti dosáhne kritické hodnoty, dochází nejprve k rozštěpení lamel cementitu v uvažované povrchové vrstvě na hrubé částice. Posléze pak, v průběhu cyklického zatížení, jsou lamely cementitu separovány na jemnější segmenty, které nakonec dosahují morfologie velice jemnozrnných částic s velikostí několika nanometrů. Jak dokládá TEM-analýza těchto oblastí, byla zde pozorovaná i velice vysoká hustota dislokací.

Popisované bíle naleptané vrstvy (White Etching Layers) lze identifikovat nejen na povrchu opotřebovaných kolejnic, ale i na celé řadě dalších komponent, jako jsou např. pístitní

kroužky, ozubená kola, resp. během obráběcích procesů (*technologie řezání, broušení*), jakož i různých provozních podmínek (*např. mechanismy tření*).

## Summary

### MICROSTRUCTURAL CHANGES AND FORMATION OF THE WHITE ETCHING LAYER ON THE SURFACE OF OPERATED RAILS

Libor BENEŠ

The aim of this work is a study of the microstructure transformations with the residual stress formation that is induced by rolling contact friction and wear in the rail - wheel system. Several small rail-surface samples, we term them as the "chips", and a piece of wheel sample were chosen for an analyses of the surface changes in the rail - wheel contact. A multitude of different experiments were carried out in order to analyse the microstructure changes at the surface and the near - surface region of the samples and, thus, to contribute to the understanding of the complex rail - wheel rolling contact system.

Optical Microscope NEOPHOT 32 with digital camera OLYMPUS C-3030 and Hanemann microhardness tester (*the samples were ground on SiC - paper from 100 to 1000 grit, after that they were polished carefully to a diamond size 1  $\mu$ m; afterwards the samples were etched with 3% HNO<sub>3</sub> - alcohol solution for visualising the different phases*), Scanning Electron Microscope JEOL JSM-840 and Transmission Electron Microscope Philips CM12 with 120kV accelerated voltage (*using the One Side Dimpling specimen preparation and Precision Ion Polishing system*) were employed to determine the phase changes and topography of the rolling surface on different resolution levels. Further, the X - ray diffraction methods, using conventional X - rays radiation (*Siemens D-500, with filtration by Fe Ka<sub>1+2</sub> radiation in a rate of 50-150° 2Q and a step 0.025° 2Q for the time 20s per 1 step*) were used to analyse the phase composition of the material, its domain size and micro/macro - strain.

Optical and scanning electron microscope have revealed the white etching layers on the rail segments, i.e. on the cross - section of the "chips". At low magnification, the WEL shows its characteristic locally-homogeneous structure of heterogeneous layers, as reported previously by Wang [2] - our achieved results are in a good agreement with the work, as follows:

- ◆ it is clearly visible that the white etching layer is not present over the entire upper surface of the rail and that the white etching layers do not have an uniform thickness;
- ◆ individual white etching layers have the shape of half an ellipse;
- ◆ several adjacent white etching layers subsequently grow together to form larger WELs;
- ◆ beneath the white etching layers the microstructure of the rail steel is the typical microstructure of a medium carbon steel consisting of pearlite (*ferrite plus cementite*);
- ◆ there is an obvious sharp transition between the white layer and the base metal.

Within the upper part of the white etching layer some short cracks are visible. Other cracks transmit the whole WEL and sometimes propagate directly into the bulk material. We can observe there a "weak region" of the system, i.e. boundary between the lower side of a "chip" and a bulk of a rail tread where a cracks and a surface-off-delamination was found

Libor Beneš:

We have applied the cumulative low-temperature tempering of the rail-surface samples with the WEL-occurrence, i.e. these "chips", at temperatures of 150, 200, 250 and 300°C, with time-dwell 4hrs. After the regime of tempering 300°C/4hrs, none presence of nanostructure was found, when have investigated by means of the X-ray diffraction analysis. Optical microscopy revealed, for the tempering regime 300°C/4hrs., the mixed structure of ferrite and carbides precipitated from the former martensite. This structure is in metallography termed as a sorbite. The microhardness of the WEL decreased in the cross-section of the "chip" from the 840 HVm 50 (before tempering) to the 360 HVm 50, after the tempering rate of 300°C/4hrs.

The diffraction pattern of the TEM analysis indicates only Debye Scherrer circles with some soft diffraction spots. The electron-transparent regions have grain size in range between 20 and 200nm (*i.e. the nanocrystalline microstructure*), with very high dislocation density and deformed structure of steel. The microstructure is very heterogeneous, with irregular-shape of grains separated by dislocation clusters. Similar reduction of grain size has been observed on the disks from dual disk-on-disk machines by Kalousek et al. [32]. The diffraction circles indicate, that only the ferrite is presented in the material, however - having been limited by the the sensitivity of this method, we are not able to intercept carbide occurrence in the electron-transparent regions. The structure is so strongly deformed, that the carbide-contrast is on the figures overlapped with the dislocation-clusters-contrast.

We can summarize, that plastic deformation must be accompanied by thermal loading during the formation of the WEL. If severe plastic deformation would have been the unique mechanism which transforms the ferrite - pearlite microstructure, a gradient deformation substructure should be observed in the topmost surface layer, just like usually observed deformed surface of the wheel where there is no WEL. An analysis of temperature increased indicates that there are high thermally induced stresses, which only occur to a depth of 80µm (thermal penetration depth). These thermal stresses are responsible for additional work hardening in the surface layer and dissolution of the cementite. It is well known, that a temperature of more than 723°C is necessary for the unalloyed steel to transform into austenite. But, actually 723°C is only a theoretical austenization temperature for an equilibrium thermal transformation at ambient pressure. The heating rate, the pressure, alloy elements and so on, strongly influence this transformation temperature.

As it is well established, martensite transformation involves no diffusion of carbon, it inherits the carbon content of the austenite and the carbon atoms do not alter their position. In martensite transformation, the dissolved carbon induces a lattice distortion in order to produce a body - centered tetragonal structure whose  $c_m / a_m$  ratio increases if the carbon content increases. The increasing distortion of the lattice with increasing carbon content that results from the dissolved cementite causes the hardness to increase rapidly. The increasing dissolution of carbon in different stages of rail corrugation is also proven by the  $c_m / a_m$  ratio of the martensite determined using synchrotron radiation, that varies considerably across the rattle band of rails [2].

White Etching Layers were found on the rail-surface tread in the regions showing the increasing compressive residual stresses. In these areas high temperature is reached and even extends to a certain depth below the surface. The X-ray diffraction analysis indicates there is a nanostructure present in the investigated samples, with high peak-broadening due to the small grain size (about 20nm). The electron-transparent regions have grain size in range between 20 and 200nm (*i.e. the nanocrystalline microstructure*), with very high dislocation density and deformed structure of steel. The microstructure is very heterogeneous, with irregular-shape of grains separated by dislocation clusters.

Concerning the mechanisms of the WEL-generation, the thermal structure transformation of ferrite into austenite and austenite into martensite during cooling is imperative for the formation of WEL. Martensite comes into being by repeated thermal phase

transformation through ferrite/pearlite → austenite → martensite. The severe predeformed austenite would bring about the ultra-fine grained martensite during the quick cooling. The carbide cannot be completely dissolved for the reason of the time shortage of the austenization happened in the contact zone of rail - wheel system. The remaining undissolved carbide is broken under the strong loading and wear and finally exists as nano-sized particles.

The local plastic deformation induced on the rail surface brings about the compressive residual stresses in longitudinal and transverse directions. The compressive residual stresses increase with the loading on the surface. The maximum of the residual stress was situated on the sample surface. The formation of nano-structured martensite and carbide on the rail and wheel surface causes the extremely high microhardness values and the strong corrosion resistance of the White Etching Layer.

## **Zusammenfassung**

### **Mikrostrukturelle Veränderungen und Bildung der „weissgeätzten Schichten auf befahrener Eisenbahngleisoberfläche**

Libor BENEŠ

Die Mechanismen innerhalb des Rad-Gleis-Systems verursachen unter bestimmten Fahrbedingungen des Gleisfahrzeugs, wie Beschleunigen oder Bremsen, eine Spannungskonzentration in bestimmter Entfernung von der Gleisoberfläche, bzw. in bestimmten Bereichen. Erreicht der Deformationsgrad im gegebenen Bereich einen kritischen Wert, kommt es in der beobachteten Oberflächenschicht zu einer Lamellenspaltung des Zementits in grobe Teilchen. Anschließend werden die Zementitlamellen im Laufe der zyklischen Belastung auf feinere Segmente zersetzt, bis sie eine sehr feinkörnige Teilchenmorphologie in der Größe von einigen Nanometer erreichen. Wie die TEM-Analyse dieser Bereiche belegt, wurde hier eine sehr große Dislokationsdichte beobachtet.

Die beschriebenen weissgeätzten Schichten (WEL) kann man nicht nur auf der Oberfläche der abgenutzten Gleisen beobachten, sondern man findet sie auch an einer Reihe anderer Komponente (Kolbenringe, Zahnräder), bzw. während der Bearbeitungsprozesse wie Metallschneiden oder -schleifen, sowie auch unter verschiedenen Betriebsbedingungen (wie z.B. Reibungsmechanismen).

Libor Beneš: