

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

Fakulta strojního inženýrství

Ústav konstruování

Ing. Pavel Mazal, CSc.

**VYUŽITÍ PROGRESIVNÍCH METOD TEPELNÉHO
ZPRACOVÁNÍ PŘI ZLEPŠOVÁNÍ
ÚNAVOVÝCH VLASTNOSTÍ VYBRANÝCH MATERIÁLŮ**

**UTILIZATION OF PROGRESSIVE METHODS OF HEAT
TREATMENT IN IMPROVEMENT
OF FATIGUE PROPERTIES OF SELECTED MATERIALS**

ZKRÁCENÁ VERZE HABILITAČNÍ PRÁCE



BRNO 2003

KLÍČOVÁ SLOVA

únava materiálu, tepelné zpracování laserem, plazmová nitridace

KEY WORDS

fatigue of materials, laser heat treatment, plasma nitriding

MÍSTO ULOŽENÍ HABILITAČNÍ PRÁCE

Areálová knihovna FSI VUT v Brně

OBSAH

1	ÚVOD	5
1.1	ÚNAVA MATERIÁLU A VLIV POVRCHOVÉ VRSTVY	5
1.2	TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ POVRCHU LASEREM	5
1.3	PLAZMOVÉ POSTUPY TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ	6
2	EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	7
2.1	EXPERIMENTÁLNÍ ZAŘÍZENÍ	7
2.2	MATERIÁL A JEHO TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ	7
2.3	NAMĚŘENÉ HODNOTY	9
2.3.1	Laserové zpracování ocelí tř. 12 (Etapa I)	9
2.3.2	Ocel 12 060 (Etapa II)	11
2.3.3	Ocel 14 140	13
2.3.4	Ocel 14 209	14
2.3.5	Ocel 14 260	14
2.3.6	Litina s lupínkovým grafitem (šedá litina ČSN 42 2456)	15
2.3.7	Litina s globulárním grafitem (tvárná litina ČSN 42 2305)	18
3	ZÁVĚR	20
3.1	SOUHRN EXPERIMENTÁLNĚ ZJIŠTĚNÝCH ÚNAVOVÝCH PARAMETRŮ	20
3.2	ZÁVĚREČNÉ POZNÁMKY	21
3.2.1	Zpracování laserovým paprskem	22
3.2.2	Plazmové zpracování povrchu	22
	LITERATURA	24
	SUMMARY	25

Představení autora:

Ing. Pavel Mazal, CSc. se narodil v Brně roku 1955. V letech 1974 až 1979 studoval na Strojní fakultě VUT v Brně, kterou zakončil obhájením diplomové práce „Šíření únavových trhlin ve svarovém spoji“ na Katedře nauky o materiálu. Po jednoročním studijním pobytu na ÚFM ČSAV v Brně absolvoval na tomto pracovišti interní vědeckou aspiranturu. Disertační práci „Šíření krátkých únavových trhlin v oceli 12 010“ obhájil roku 1986. Od roku 1985 je zaměstnancem VUT, kde vyučuje předměty Základy konstruování I a II, Základy konstruování a CAD a Části a mechanismy strojů. V letech 2000-2002 přednášel na Univerzitě v Tunisu, od roku 1993 přednáší předmět Základy konstruování I a od roku 1995 je školitelem doktorského studia. V současné době je zástupcem ředitele, tajemníkem a pedagogickým poradcem Ústavu konstruování. Po nástupu na VUT byl pověřen vedením laboratoře únavových vlastností a ve druhé polovině 90-tých let vybudoval laboratoř akustické emise.



V současné době je řešitelem projektu Grantové agentury ČR: 106/02/1319 Využití vybraných moderních postupů NDT při kontinuálním hodnocení poškození cyklicky zatěžovaných konstrukčních materiálů a spoluřešitelem projektu 106/02/0745 Bainitická ocel pro dynamicky namáhané komponenty – společně s ÚFM AV ČR. Spolupracuje na řešení dalších dvou projektů: 101/02/0683 Chování trhlin/mikrotrhlin ve vybraných kompozitech s křehkou maticí – řešitel prof. Kotoul a 101/02/0802 Výzkum vlivu metod obrábění na zbytková napětí v povrchové vrstvě součástí a na jejich únavu – řešitel Doc. Bumbálek. V roce 2002 získal investiční projekt FSI na vybavení únavové laboratoře ÚK zařízením Cracktronic 160 v hodnotě cca 2,1 mil. Kč. V minulosti byl řešitelem několika dalších projektů FSI a VUT a člen řešitelských kolektivů řady projektů GA ČR, MŠMT, MP apod.

Autor více než 110 odborných článků, příspěvků na konferencích a výzkumných zpráv. Řada z nich v angličtině v zahraničních časopisech a na zahraničních konferencích. Autor řady oponentních a lektorských posudků, člen oponentních a zkušebních komisí FSI VUT, AV ČR apod. Mimo jiné i člen hodnotící komise v l'Université de technologie de Compiègne (Francie).

Hlavní pořadatel několika mezinárodních konferencí a editor sborníků z těchto konferencí (ČMS 1995, AE 99, AE 01, Defektoskopie 2001, 2002, 2003, Evropský kongres o akustické emisi EWGAE 2002, NDT in Progress 2003).

Od roku 2000 je prezidentem České společnosti pro nedestruktivní testování. S touto funkcí souvisí i členství v řídicích výborech Evropské federace pro NDT (EFNDT) a Mezinárodního kongresu pro NDT (ICNDT). V letech 2000 až 2002 člen řídicího výboru European working group on acoustic emission, pověřený přípravou konference EWGAE 2002. Člen Asociace strojních inženýrů, Strojnické společnosti, Asociace pro tepelné zpracování kovů, ČNDT a dalších. Od roku 2002 člen Technické normalizační komise č.60 při ČSNi a předseda subkomise pro akustickou emisi.

1 ÚVOD

1.1 ÚNAVA MATERIÁLU A VLIV POVRCHOVÉ VRSTVY

Dlouhodobé zkušenosti prokazují, že jednou z nejčastějších příčin porušení strojních součástí je únavu materiálu. Tento jev, vzniká buď účinkem cyklického namáhání mechanického, vyvolaného častými změnami zatížení, nebo opakovanými změnami teploty prostředí, které způsobují vznik tepelných napětí v daných tělesech. Charakteristickým rysem tohoto typu degradace materiálu je především jeho kumulativní charakter v průběhu zatěžování. Výzkumu únavy materiálu je věnována mimořádná pozornost prakticky od počátku masového rozvoje strojírenské výroby v první polovině 19. století. Postupně byly vypracovávány dokonalejší metody a postupy měření únavových vlastností i jejich predikce. Současné možnosti výpočetní techniky a softwarové postupy umožňují modelování nejrůznějších situací, které mohou v praxi nastat. Přesto však není možné zanedbat ani experimentální složku výzkumné práce a stále je nutno za základ spolehlivých a prakticky použitelných informací považovat tradiční laboratorní měření.

Vzhledem k charakteru únavového procesu mají povrchové vrstvy zcela zásadní vliv na únavové vlastnosti materiálu a tedy i na celkovou odolnost cyklicky zatěžovaných reálných součástí. V povrchových vrstvách těles působí obvykle nepříznivá tahová vlastní napětí, vyvolaná výrobou. Naopak provozní namáhání (většinou ohybové a krutové) je v těchto vrstvách největší. Také gradienty teplotních polí při změně teploty prostředí jsou zde vysoké. Význam stavu povrchu materiálu je dobře znám a proto je významná pozornost věnována aplikacím nejrůznějších úprav povrchových vrstev. Z hlediska únavového procesu je cílem zejména prodloužení etapy kumulace poškození a co největší ztížení vzniku a rozvoje strukturních trhlinek, jejichž postupným propojováním dochází ke vzniku magistrální trhliny a následně ke konečnému lomu součásti.

Používají se nejrůznější mechanické, tepelné a jiné úpravy, jejichž cílem je např. vytvoření příznivých vnitřních tlakových makronapětí v povrchové vrstvě, další možností je vytváření strukturních bariér, které omezují možnost přímého šíření trhlin v nejnáchodnějších směrech a svojí přítomností ve struktuře je značně zpomalují. V některých případech se může pozitivně projevit i zvýšení odolnosti proti korozi, neboť povrchy napadené korozí špatně odolávají cyklickému zatěžování a příznivý vliv může mít i změna drsnosti povrchu.

V habilitační práci jsou soustředěny a komentovány výsledky poměrně rozsáhlých experimentů, které byly realizovány v oblasti sledování vlivu některých metod tepelného zpracování povrchových vrstev na únavové vlastnosti vybraných slitin železa. Výběr materiálů a podmínek tepelného zpracování navazoval na řešení výzkumných úkolů, zaměřených na možnosti zlepšení kontaktních vlastností materiálů s povrchem tepelně upraveným laserovým paprskem a plazmovou nitridací. Postupně byly doplňovány další materiály, zejména ty, které obecně nejsou považovány za nejnáchodnější pro daný typ tepelného zpracování. Smyslem však bylo prokázat, že vlastnosti strojních součástí vyrobených i z těchto materiálů mohou být velmi významně ovlivněny zvoleným druhem tepelného zpracování povrchu. Množství soustředěných výsledků způsobilo, že se tato oblast měření postupně vyvinula v relativně ucelený samostatný výzkum v Ústavu konstruování FSI VUT v Brně.

1.2 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ POVRCHU LASEREM

Ve strojírenství se nejběžnější aplikace laserů objevují především v oblasti dělení materiálů a svařování. Významnou aplikací je i laserové tepelné zpracování povrchu. S rozvojem poznatků se postupně vyvinulo několik relativně samostatných oblastí využití laseru v této oblasti - od pouhého rychlého ohřátí a ochlazení, přes přetavování povrchových vrstev až k přesnému legování vymezených oblastí povrchu součástí.

Změny ve struktuře materiálu, ke kterým dochází při povrchovém ozařování, závisí v podstatě na druhu zpracovávaného materiálu, na vlnové délce a výkonu záření. Podle způsobu ohřevu a chlazení lze povrchovou vrstvu třeba jen tepelně zpevnit, žíhat nebo popouštět, a to bez vyvolání změn původního reliéfu povrchu. Navíc ji lze natavit, což je většinou spojené s dodatečným mikrolegováním. Energie dodaná zářením laseru je přitom dokonale sterilní a nepřináší do ohřivaného místa žádné nežádoucí příměsi.

K prohřátí povrchu oceli na austenizační teplotu se většinou používají CO₂ lasery s výkonem několika kW a posuv svazku záření několik desítek mm za sekundu. Materiál je tak dokonale zakalen do hloubky řádově v mm pod povrch, kde vznikne jemná martenzitická struktura. Pro kalení menších ploch se pak používá impulsních laserů, kdy jediným impulsem s energií desítek jouů a délce trvání několika ms je možné kalit např. ostří nástrojů z rychlořezné oceli.

Při legování povrchu materiálů dochází k jeho natavení a povrchová vrstva se nasycuje legujícími přísadami. Ty se před vlastním postupem nanášejí na povrch obrobku rozličným způsobem, např. plazmatem. Případně se mohou přímo v podobě kovových prášků vstříkovat do roztaveného povrchu v průběhu zpracování. Toto vstřikování umožňuje dobře řídit celý průběh procesu a současně se užitím kovových prášků podstatně zlepšuje absorpce laserového svazku. Dosavadní výsledky ukazují na výhodnost takové metody např. při pokovování turbínových lopatek. Vstřikováním tvrdých práškových částic (karbid, korund) lze vytvářet heterogenní vrstvy s vysokou odolností proti otěru i na hliníku nebo titanu. Obdobně lze vytvářet i povrchové vrstvy TiN s vynikajícími vlastnostmi se zřetelem k mezi únavy.

1.3 PLAZMOVÉ POSTUPY TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ

Tento způsob tepelného zpracování je aplikací fyziky plazmatu ve strojírenských technologiích a to cestou modifikace povrchů součástí dopadem ionizovaných částic nebo vytvářením povrchových povlaků se speciálními vlastnostmi. Takové technologie se označují jako plazmově podporované metody. Tyto postupy se v uplynulém desetiletí rozvinuly takovým způsobem, že se v současné době hovoří o vzniku celého nového oboru, nazývaného „plazmové povrchové inženýrství“.

Obecnou předností většiny metod, používaných v této oblasti, je poměrně nízká energetická náročnost, malá ekologická zátěž pro okolí a zejména schopnost vhodnou volbou parametrů technologického procesu a užitím různě legovaných materiálů dosáhnout požadované parametry. Naopak velká variabilita technologií klade značné nároky na teoretické a zejména experimentální práce.

Základním principem iontových metod je vytvoření svazku vhodně zvolených iontů s kinetickou energií až stovek keV, které dopadají na povrch materiálu. Ionty buď pronikají přímo do mřížky základního materiálu (iontová implantace), příp. reagují s atomy matrice, které byly tzv. odprášeny z povrchu za vzniku např. nestabilních nitridů (plazmová nitridace), které pak kondenzují na povrchu a rozpadají se na nižší složky. Současně působením difuze dochází k obohacování struktury o aktivní složku (N) až do hloubky několika desetin mm pod povrchem. Tento způsob nitridace se uplatňuje v současné době nejen u železných slitin jako jsou oceli a litiny, ale také u slitin hliníku, titanu a dalších barevných kovů. Rozvíjí se různé modifikace plazmové nitridace, například nitrocementace, oxinitridace, sulfonitridace atd.

2 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

2.1 EXPERIMENTÁLNÍ ZAŘÍZENÍ

Zde prezentované zkoušky byly provedeny ve dvou základních etapách.

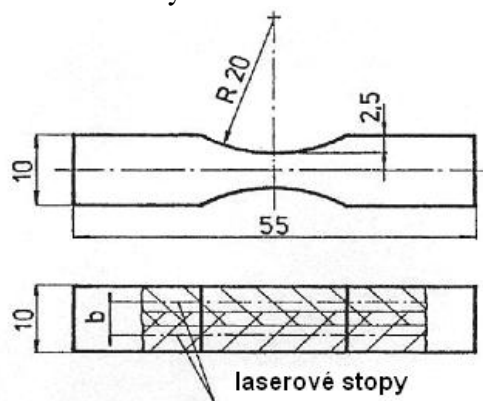
V první etapě měření se sledoval vliv laserového zpracování na změny vlastností ocelí s různým obsahem C. V tomto případě bylo použito zařízení pro plochý ohyb PWO 8207 firmy Schenck, umístěné v ÚFM AV ČR Brno. Toto mechanické zatěžovací zařízení pracovalo s frekvencí zatěžování cca 25 Hz.

Podstatně rozsáhlejší druhá etapa měření byla provedena na elektro-rezonančním zatěžovacím systému pro dynamické ohybové zatěžování RUMUL Cracktronic 70, jehož výrobcem je firma Russenberger Prüfmaschinen. Zařízení bylo původně navrženo pro cyklování trhlin ve vzorcích určených pro rázové zkoušky. Současná verze tohoto zařízení již umožňuje pomocí různých modulů realizovat i další únavové zkoušky – ohybové, krutové i testování CT vzorků.

Použité zatěžovací zařízení má tyto základní parametry:

- max. dynamický ohybový moment 70 Nm,
- max. statický ohybový moment 35 Nm
- frekvence zatěžování až 300 Hz
- obvyklé rozměry vzorků 10 x 10 x 55 mm

V současné době je k dispozici i zařízení Cracktronic 160 s max. dynamickým momentem 160 Nm, určené pro cyklování vzorků s rozměry až 24 x 12 x 120 mm.



Obr.1 Vzhled a rozměry vzorků použitých ve druhé etapě experimentů

2.2 MATERIÁL A JEHO TEPelnÉ ZPRACOVÁNÍ

Základní podmínky použitého laserového tepelného zpracování v etapě I jsou uvedeny v Tab. I.

Materiál	Označení TZ	Výkon LP [W]	Rychlost posuvu LP [mm/s]
12 020	A1	2500	35,0
12 020	A2	2500	36,7
12 040	A1	2000	40,0
12 040	A2	2000	43,3
12 040	B	1000	40,0
12 060	A1	2350	38,3
12 060	A2	2350	40,0
12 060	B	1000	40,0

Tab.I Podmínky laserového tepelného zpracování použitého v etapě I

Laserování označené symbolem A1 bylo realizováno nejnižší možnou rychlostí posuvu pro daný výkon, při níž ještě nedocházelo k natavování povrchu. Pro laserování byl použit paprsek o \varnothing 6 mm. V sériích označených A byl paprsek rastrován v rovině kolmé ke směru pohybu. Rozkmit středu paprsku na povrchu vzorku byl 3,5 mm. Celoplošné zpracování mělo být zajištěno překrýváním stop a to posunem mezi stopami 4 mm. Typ B představoval pouze zpracování hrany vzorků s neovlivněnou centrální oblastí. Toto zpracování bylo prováděno nerastrovaným paprskem o průměru 6 mm.

Ve druhé etapě již byly použity vzorky dle obr.1 a sledoval se vliv laserového zpracování na třech typech ocelí tř.12 a 14 a na šedé litině ČSN 42 2456.

Materiál	Označení v grafech	Výkon laseru [W]	Rychlost posuvu [mm/min]	\varnothing paprsku laseru [mm]	Vzdálenost středů stop LP [mm]	Hloubka zpevněné vrstvy [mm]
12060	LP-D A	2000	1400	9,5	8	0,42
	LP-D B		1100	9,5	8	0,45
	LP-O		800	11	5	0,57
	LP-H		800	13	-	0,35
14 140	LP		1100	11	5	0,50
14 209	LP		1100	11	5	0,57
42 2456	LP A		1200	11	5	0,40
	LP B		1500	11	5	0,35

Tab. II Parametry LTZ ve druhé etapě měření a orientační hloubka zpevněné oblasti v místě laserové stopy

V rámci druhé etapy byly použity i metody plazmové nitridace povrchu. Opět byly použity vzorky dle obr. 1, jejichž plochy s mělkým vrubem byly povrchově tepelně zpracovány.

Chemicko-tepelné zpracování vzorků určených pro sledování vlivu plazmové nitridace na únavové vlastnosti materiálů bylo v převážné míře provedeno na zařízení Plasma Ionic, které je instalováno ve firmě NITRIDACE - Nízkoteplotní plazmová nitridace spol. s r.o. Brno. Do recipientu tohoto zařízení, které má průměr 780 mm a výšku 1100 mm byla umístěna komerční vsázka ze strojních součástí. K této vsázce se přidávaly laboratorní vzorky. Do recipientu byl přiváděn čpavek o čistotě 99,99% (tlak 1,6 mbar).

Při sledování vlivu plazmově nitridovaných vrstev byl rozšířen okruh sledovaných materiálů o ocel 14 260 a tvárnou litinu 42 2305 (viz tab. III).

Základní podmínky termochemického zpracování byly následující: ohřev vsázky na teplotu 430°C až 440°C, prodleva na této teplotě cca 26-28 hod., postupné ochlazování na teplotu 160°C (za 10 - 12 hod.), dále již následovalo ochlazení na vzduchu na teplotu okolí 20°C – postup A.

Malá část vzorků z některých materiálů byla pro srovnávací potřeby termochemicky tepelně zpracována u firmy HT Progress, spol. s r.o., provoz Brno na zařízení VI65 za následujících podmínek: Postupný ohřev na cca 500°C, prodleva na teplotě cca 10 hod. a ochlazení na okolní teplotu za cca 2 hod. – postup označený B.

Materiál ozn.	Základní tepelné zpracování materiálů před plazmovou nitridací	Základní struktura
1	12 060.1 850° C, 25', ochl. vzduch	jemné zrno feritu a perlitu (F 20%, P 80%)
2	14 140.6 860° C, 25', ochl. olej + 600° C, 180', ochl.vzduch	jemný sorbit
3	14 260.6 830° C, 25', ochl. olej, + 700° C, 120', ochl.vzduch	jemný sorbit
4	14 209.3 750° C, 10 hod., ochl. pec	jemný zrnitý perlit
5	42 2305.1 850° C, 1 hod., ochl. vzduch	jemný perlit
5a	42 2305.1 + izotermické kalení na bainit, 820° C, 30', do soli 300° C, 60', vzduch	spodní bainit *
6	42 2456.1 820° C, 30', ochl. vzduch	jemný perlit
6a	42 2456.1 + izotermické kalení na bainit, 820° C, 30', do soli 300° C, 60', vzduch	spodní bainit *
* po nitridaci v nízkoteplotní plazmě se spodní bainit rozpadl na velmi jemný sorbit		

Tab. III Přehled výchozího tepelného zpracování a základních struktur použitých materiálů před nitridací v plazmě

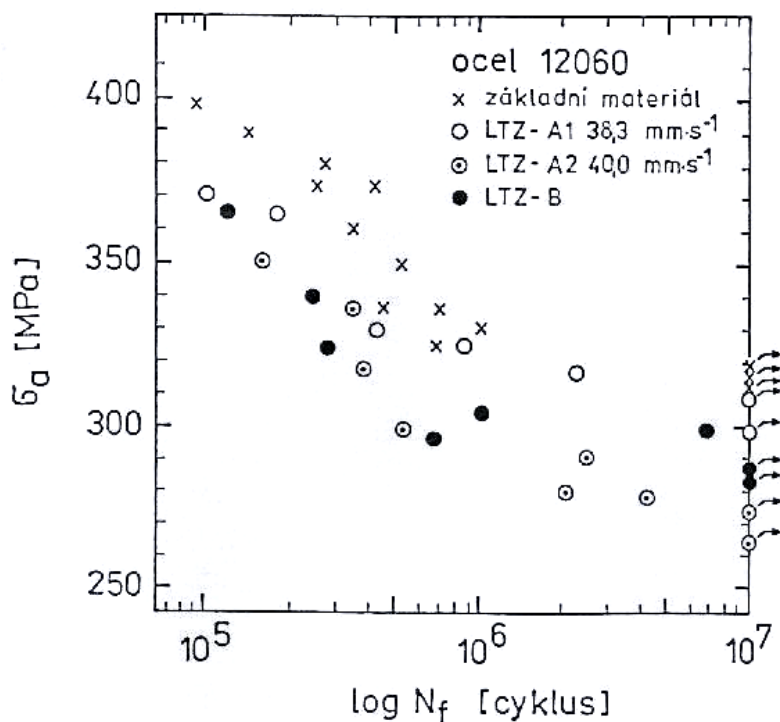
2.3 NAMĚŘENÉ HODNOTY

2.3.1 Laserové zpracování ocelí tř. 12 (Etapa I)

Výsledky měření v etapě I (obr. 2) prokázaly, že u oceli 12 060 došlo při daném tepelném zpracování pomocí paprsku laseru k poměrně významným změnám. Pomaleji laserované vzorky (na hranici natavování povrchu) vykázaly menší pokles meze únavy oproti 310-320 MPa u základního materiálu. Vzorky s vyšší rychlostí pohybu laserového paprsku byly ovlivněny oproti základnímu materiálu více – mez únavy se snížila na hodnotu cca 280 MPa. V oblasti časované meze únavy jsou naměřené parametry LTZ vzorků prakticky shodné a prokazují nižší životnost oproti vzorkům v základním stavu.

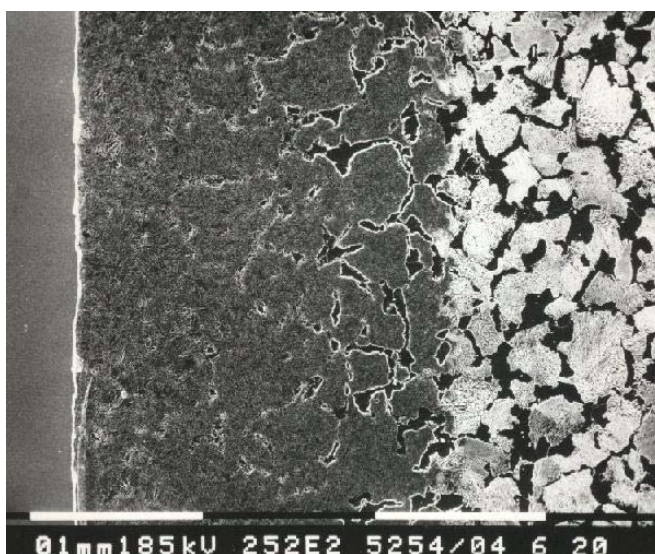
U LTZ materiálu 12 040 byl také zaznamenán zřetelný posun v oblasti časované meze únavy směrem k nižší životnosti (avšak menší než u oceli 12 060). Mez únavy (cca 280 MPa) však zůstala prakticky nezměněna. Podobné výsledky jako u oceli 12 040 byly zjištěny i při sledování oceli 12 020. Mez únavy opět zůstala beze změny na úrovni cca 250 MPa.

Výsledky získané v této I. etapě byly samozřejmě ovlivněny ne zcela vyhovujícím tepelným zpracováním povrchu – vznikem silně nehomogenní vrstvy LTZ stop a oblastí minimálně ovlivněných laserem. Ze sledování makromorfologie lomů bylo zřejmé, že při zatěžování nad mezí únavy docházelo k nukleaci většího počtu krátkých trhlin, které se pak smíšenými mechanismy propojovaly s postupně vznikající trhlinou magistrální. Velmi závažným zjištěním bylo, že při ohybovém namáhání se laserované oblasti porušovaly snadněji než oblasti mezi jednotlivými stopami.



Obr. 2 Ukázka experimentálně naměřených údajů v I. etapě měření (ocel 12 060)

V rámci metalografických a fraktografických pozorování bylo konstatováno, že struktura LTZ vrstvy (např. obr.3) byla tvořena popuštěným výrazně nehomogenním martenzitem, s řadou strukturních stavů typických pro zpracování za podmínek autenitizačního rychloohřevu s následujícím kalením. Těsně u povrchu byl identifikován převážně deskový martenzit s vyšším obsahem uhlíku, který se lokálně střídá se zbytky nerozpuštěného lamelárního cementitu v matici nízkouhlíkového martenzitu a místy s částečně rozpuštěnými koloniemi perlitu. S rostoucí hloubkou pod povrchem míra rozpuštění lamelárního cementitu a obsah uhlíku v matici klesal. Nejvýznamnější heterogenity byly pozorovány u oceli 12 060. S klesajícím obsahem uhlíku tyto rozdíly již nebyly tak výrazné, ale i u oceli 12 020 byly stále v REM identifikovatelné.



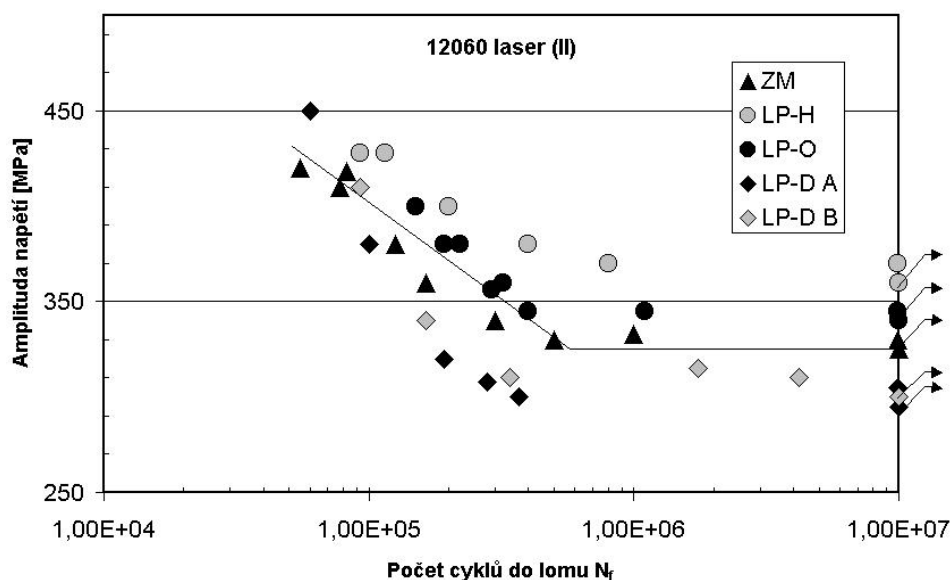
Obr. 3 Příklad struktury pod povrchem oceli 12 060 po laserovém tepelném zpracování (Nital)

2.3.2 Ocel 12 060 (Etapa II)

a) zpracování paprskem laseru

Základní struktura oceli byla feriticko-perlitická, odpovídající stavu po normalizačním žhání. Tato ocel byla vystavena různým typům zpracování pomocí LP (viz. Tab. II).

Zpracování označené LP-D A mělo za cíl vytvoření nehomogenní povrchové LTZ s nezpevněnou oblastí mezi stopami. Rychlost pohybu laserového paprsku byla poněkud vyšší. LP-D B toto zpracování bylo analogické předchozímu postupu, avšak byla zvolena nižší rychlost posuvu LP - těsně nad hodnotou, při níž již docházelo k natavování povrchové vrstvy materiálu. LP-O – tento typ zpracování zaručoval vzájemné překrytí obou nanášených stop LP. LP-H – zde jsme se pokusili na povrchu vzorků vytvořit homogenní vrstvu nanesením jedné široké stopy, pokrývající celý povrch mělkého vrubu. Ve všech uvedených případech bylo použito Gaussovo rozložení intenzity paprsku.



Obr. 4 Souhrn výsledků získaných na oceli 12 060 s povrchem zpracovaným paprskem laseru ve druhé etapě experimentů (ZM – základní materiál)

Z přehledu výsledků na obr. 4 je zřejmé, že při použití vzorků laserovaných nehomogenním způsobem se hodnota meze únavy snížila na cca 300 MPa. Tomuto poklesu odpovídá i pokles hodnot v oblasti časované meze únavy. V oblasti vyšších ohybových napětí tyto rozdíly postupně zanikaly. Tato měření jsou v obr. 4 znázorněna pod označením LP-D A a LP-D B.

Vzorky, na kterých bylo aplikováno LTZ s překrývajícími se stopami (LP-O), naznačily velmi mírné zvýšení meze únavy (na cca 335 MPa), které zůstalo patrné i v oblasti časované meze únavy.

Poslední skupinu tvořily vzorky, u nichž jsme se pokusili vytvořit homogenní stopu LTZ na celém povrchu (LP-H). Tento způsob zpracování se projevil výraznějším nárůstem naměřené hodnoty meze únavy - na hodnotu více než 360 MPa. V oblasti časované meze únavy se tento rozdíl opět zmenšoval.

Odlíšným rychlostem posuvu LP odpovídaly i rozdíly v hloubce transformačně zpevněné vrstvy, které je možno přibližně odvodit z průběhů měření mikrotvrdosti (Tab. II).

Při fraktografickém sledování lomových ploch nehomogenně laserovaných vzorků byl konstatován poměrně komplikovaný průběh iniciace porušení u povrchu vzorků. Povrchové trhliny zřejmě vznikaly současně ve zpevněné i nezpevněné části povrchu mělkého vrubu. Poté se trhliny šířily přednostně laserově zpevněnou částí povrchu a v následující etapě docházelo k velmi rychlému šíření trhliny od nezpevněné části povrchu, postupně se propojovaly magistrální trhliny v nezpevněné a zpevněné části za vzniku trhliny zaujímající 1/3 až 1/2 průřezu zkušebního tělesa.

Podobná morfologie lomových ploch byla pozorována i u povrchů zpracovaných s překrytím stop. Zde je nutno upozornit na velmi výrazné rozdíly průběhu středních hodnot mikrotvrdotí mezi osou laserové stopy a oblastí překrytí stop. Vzhledem k výrazné nehomogenitě je tedy možné předpokládat i v tomto případě podobný průběh porušování.

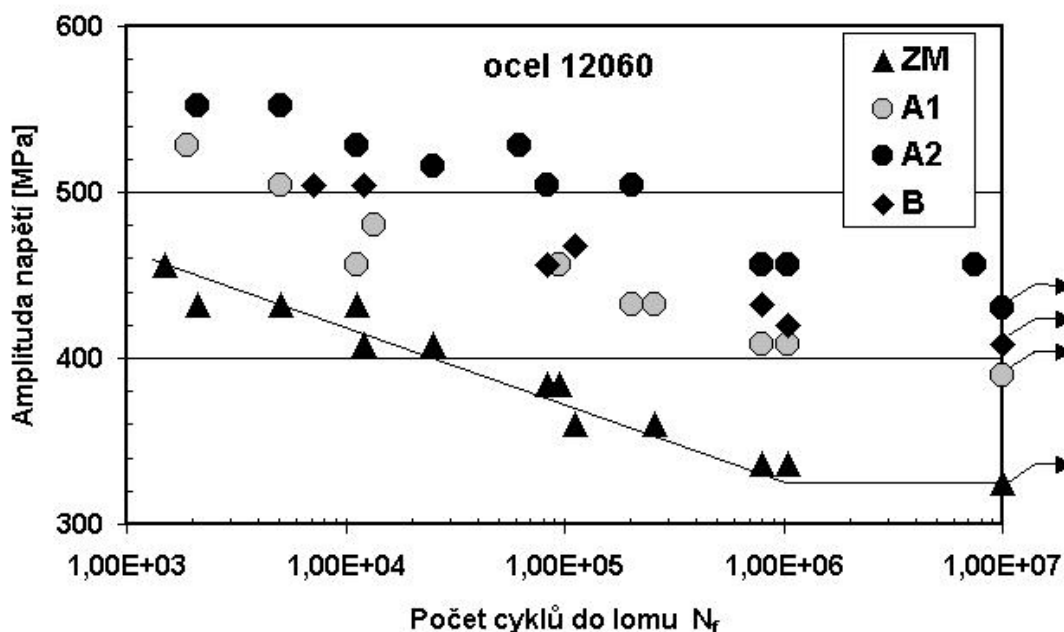
Výrazně homogennější zpracování typu LP-H má za následek i homogenní rozdělení zpevňujících účinků a příznivější průběh zbytkových napětí v povrchové vrstvě, což se také projevilo zvýšením meze únavy.

b) zpracování plazmovou nitridací

Na ocel 12 060.1 byla aplikována plazmová nitridace typu A (ozn. A1), dvojnásobná plazmová nitridace typu A (A2) a plazmová nitridace typu B (B).

Z doplněných zkoušek základního materiálu v normalizovaném stavu byla stanovena mez únavy na úrovni cca 325 MPa. Značky s šípkami v grafu na obr. 5 představují 5 vzorků, které se na uvedené úrovni napětí neporušily ani po 10^7 zátěžných cyklech. Výsledky získané při všech použitých typech plazmové nitridace jednoznačně potvrdily příznivý vliv tohoto tepelného zpracování na mez únavy i v oblasti časované meze únavy.

Mez únavy při použití standardního postupu A vzrostla na úroveň cca 390 MPa. Opakovaná nitridace stejným postupem (A2) vedla k dalšímu zvýšení meze únavy na cca 430 MPa. Zvýšení životnosti je evidentní i v oblasti časované životnosti. Použití postupu typu B mělo za důsledek zvýšení meze únavy na cca 408 MPa. V oblasti časované životnosti leží výsledky B mezi rozptylovými poli postupů A1 a A2.



Obr.5 Souhrn výsledků naměřených na oceli 12 060 s povrchem zpracovaným různými postupy plazmové nitridace (základní materiál)

Mikrotvrdoost dosažená po jednotlivých druhích plazmové nitridace vykazovala poměrně významné rozdíly. Maximální hodnota mikrotvrdoosti byla změřena po dvojité plazmové nitridaci a byla výrazně vyšší než po jednoduché PN, také hloubka vrstvy byla více než dvojnásobná. Plazmová nitridace typu B – tedy provedená za vyšší teploty, naznačila ještě výraznější hloubku ovlivnění, avšak poněkud nižší tvrdost v oblasti těsně pod povrchem.

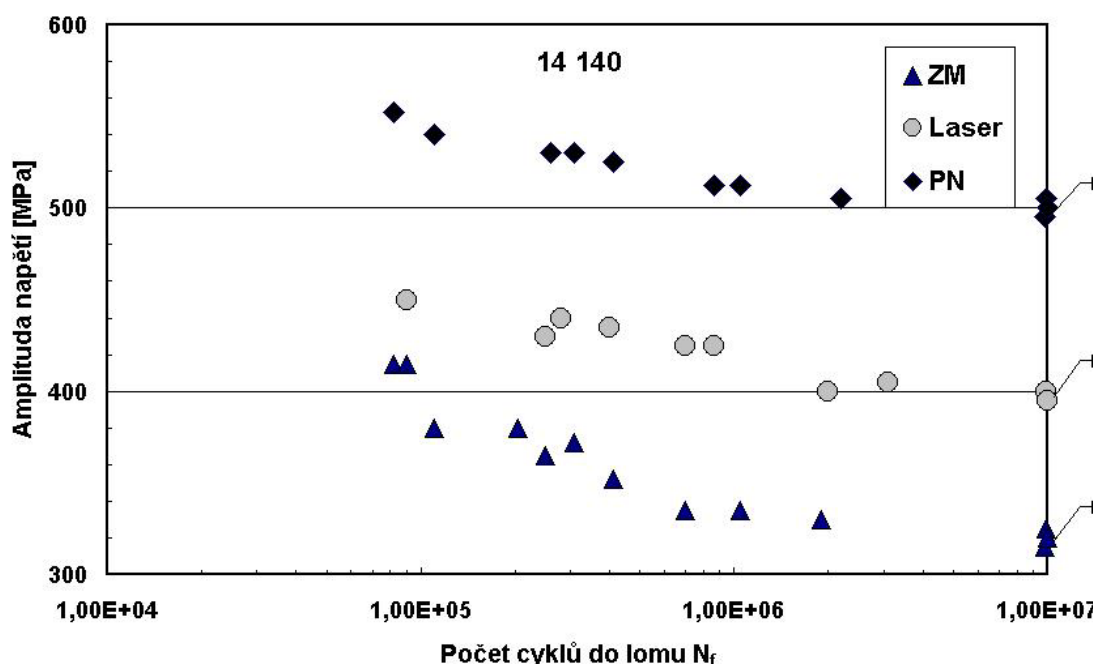
Bílá vrstva po zpracování A se sestává z tenké vrstvy nitridu fáze ϵ o tloušťce 0,002 až 0,004 mm. V difuzní vrstvě se nachází jemný lamelární perlit, který je místy částečně zrnitý. V perlitu se nachází tmavé jehlice nitridů fáze γ' . Celková struktura je F + P s jemným zrnem. Rozptýlená feritická zrna místy tvoří náznaky síťoví.

Měření napětí a fázová analýza byla provedena na automatickém difraktometru D500 firmy Siemens. U všech sledovaných vzorků bylo zjištěno makronapětí v tlaku a rovněž mikronapětí dosahovalo vysoké hodnoty. Měření bylo provedeno na povrchu nitridované vrstvy. U všech vzorků byla rovněž prokázána fáze Fe_3N (nitridy fáze ϵ) a nitridy Fe_4N (nitridy fáze γ'), karbidy Fe_3C a základní kovová matrice Fe ($\text{Fe}\alpha$).

2.3.3 Ocel 14 140

Z této oceli byly vyrobeny tři základní sady zkušebních těles, z nichž jedna byla ponechána ve stavu .6 (dle tab. II), druhá byla zpracována laserem (viz Tab. II), přičemž na povrchu mělkého vrubu byly vytvořeny dvě, vzájemně se překrývající stopy. Poslední skupina vzorků byla plazmově nitridována postupem A.

Výsledky provedených měření shrnuje obr. 6. Mez únavy základního materiálu byla stanovena na cca 320-325 MPa. Únavové zkoušky LTZ vzorků prokázaly výrazné zvýšení meze na cca 400 MPa. Hloubku tepelně zpracované oblasti (0,50 mm) bylo možné opět přibližně odhadnout z průběhu měření mikrotvrdoosti. Realizovaná fraktografická pozorování naznačila, že trhliny vznikaly zejména ve střední části laserové stopy. Tyto iniciační trhliny mají u povrchu vrubu interkrystalický charakter, který se postupně směrem do hloubky mění na transkrystalický.



Obr.6 Závislost amplitudy napětí a počtu zátěžných cyklů do lomu oceli 14 140

Po plazmové nitridaci typu A byl povrch materiálu pokryt bílou vrstvou, která sestávala z nitridu fáze ϵ o hloubce cca 0,0025 až 0,0040 mm. V difuzní vrstvě se nacházel sorbit. Na hranicích feritu sorbitické matrice bylo vyloučeno síťoví nitridů fáze γ' . Užití plazmové nitridace mělo velmi významný vliv na základní únavové vlastnosti. Mez únavy se zvýšila až na cca 500 MPa. Oblast omezené životnosti je poměrně plochá a materiál je značně citlivý na relativně malé zvýšení amplitudy napětí.

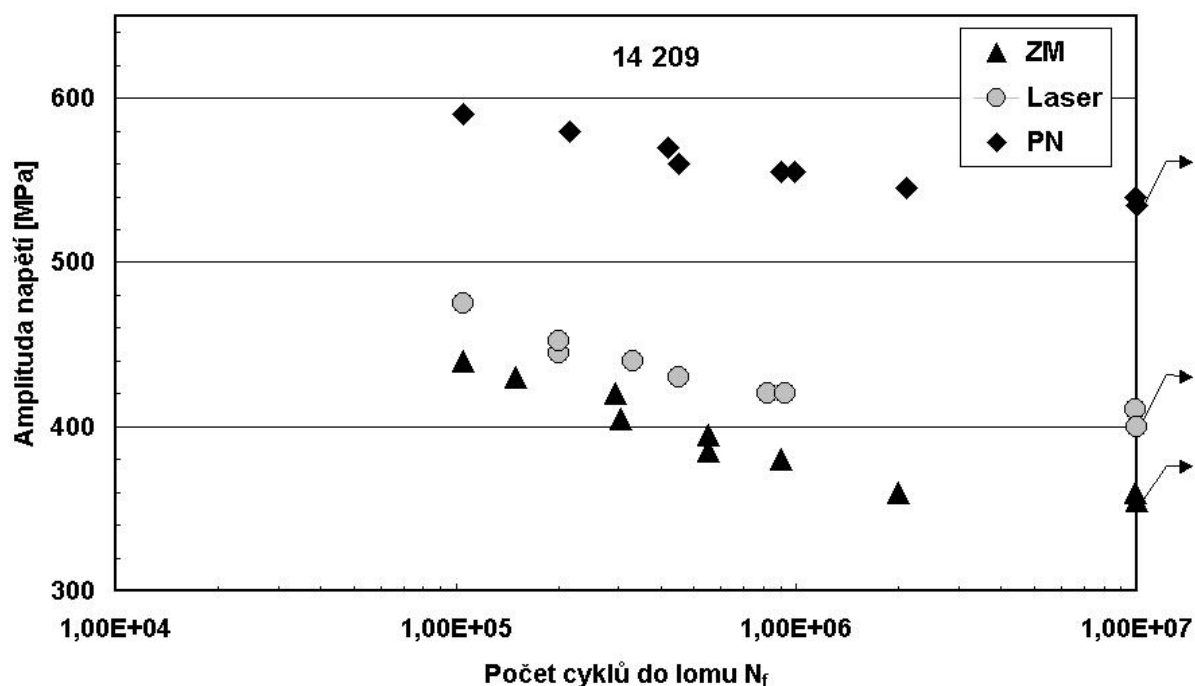
2.3.4 Ocel 14 209

Také v případě této oceli byly připraveny tři sady vzorků, z nichž jedna byla porovnávací, druhá byla zpracována laserem (tab. III) a na třetí byl aplikován postup A plazmové nitridace.

Podobně jako u předchozí oceli bylo i v tomto případě experimentálně prokázáno zvýšení meze únavy z 360 MPa pro základní materiál na hodnotu cca 412 MPa pro vzorky s povrchem upraveným laserem a až na úroveň 540 MPa u materiálu s plazmově nitridovaným povrchem.

Po aplikaci plazmové nitridace typu A byla povrchová bílá vrstva opět složena z nitridu fáze ϵ o hloubce cca 0,002-0,005 mm. V difuzní vrstvě byl zjištěn zrnitý perlit. Na hranicích feritických zrn matrice zrnitého perlitu bylo identifikováno síťoví nitridů γ' .

Výsledky základních fraktografických pozorování byly analogické s ocelí 14 140.



Obr. 7 Závislost amplitudy napětí a počtu zátěžných cyklů do lomu oceli 14 209 s povrchem zpracovaným laserem a plazmovou nitridací typu A.

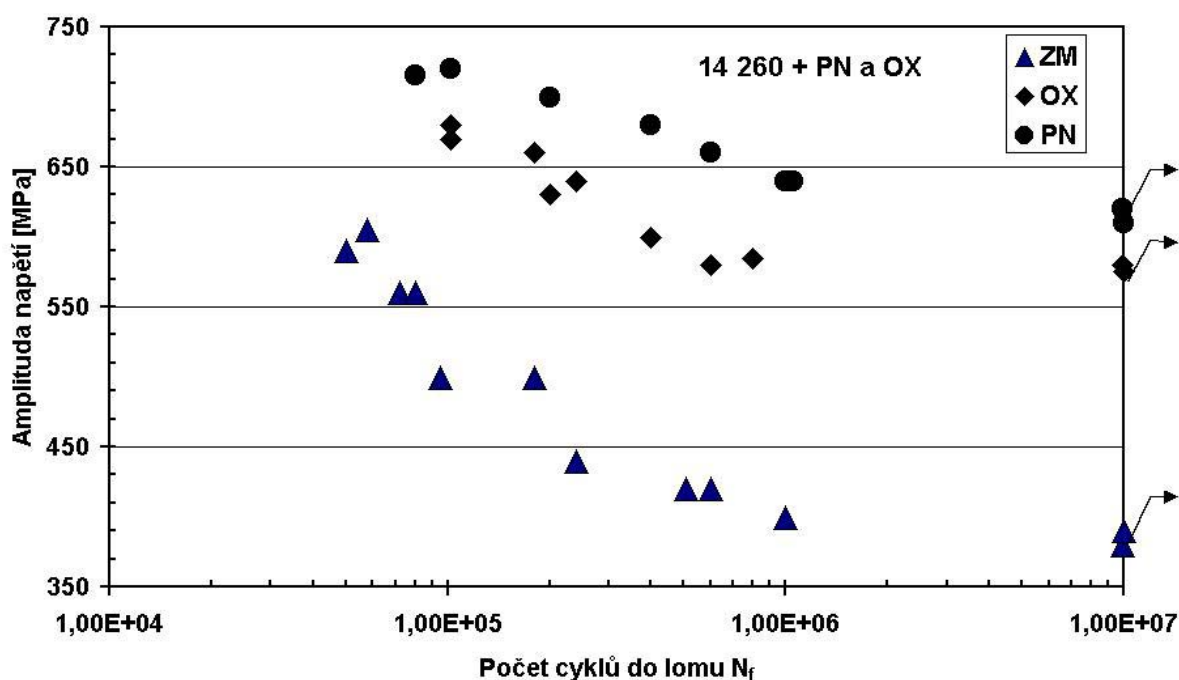
2.3.5 Ocel 14 260

Tento materiál byl do experimentů zařazen dodatečně až po ukončení zkoušek s laserovým zpracováním. Z tohoto důvodu bylo aplikováno již pouze zpracování plazmovou nitridací typu A. Povrchová bílá vrstva je vytvořena nitridy fáze ϵ . Identifikovaná hloubka bílé vrstvy se

pohybovala v rozmezí 0,0027-0,0042 mm. V difuzní vrstvě byl opět sorbit, ve kterém byl vyloučen nitrid fáze γ' na hranicích feritické matrice sorbitu.

U tohoto materiálu bylo doplňkově využito postupu EDS mapping na rastrovacím elektronovém mikroskopu. Pomocí tohoto postupu lze zjišťovat obsah dusíku a uhlíku (vyšší než 3%). Na povrchu sledovaného vzorku se nacházela tmavá homogenní vrstva se zvýšeným obsahem dusíku. Tato vrstva byla přibližně o 1/3 silnější než identifikovaná vrstva nitridů fáze ϵ . Zvýšený obsah N (>3%) se nacházel i pod vrstvou nitridů fáze ϵ , kde se vyskytují nitridy fáze γ' (Fe_4N). Vyšší obsah uhlíku (>3%) se tímto postupem nepodařilo prokázat.

Podobně jako u předchozích ocelí tř. 14 se i v případě oceli 14 260.6 po plazmové nitridaci projevilo velmi výrazné zlepšení únavových vlastností (obr. 8). Mez únavy se zvýšila z cca 390 MPa pro základní materiál na hodnotu 625 MPa u materiálu s plazmově nitridovaným povrchem.



Obr. 8 Výsledky únavových zkoušek provedených na oceli 14 260.6, ZM – základní materiál bez tepelného zpracování, PN – s plazmovou nitridací typu A, OX – povrch se zpracováním, blízcím se tzv. oxinitridací

V grafu na obr. 8 jsou pro ilustraci uvedeny i výsledky únavových zkoušek materiálu po aplikaci zpracování povrchu postupem, který simuloval tzv. oxinitridaci – ozn. OX. Zde se na povrchu vytvořila tenká tmavá vrstva Fe_2O_3 a pod ní se zachovaly zbytky bílé vrstvy fáze ϵ v hloubce $1 \div 2 \mu\text{m}$. I zde bylo patrné velmi výrazné zlepšení únavových parametrů, které však nedosáhlo hodnot po plazmové nitridaci.

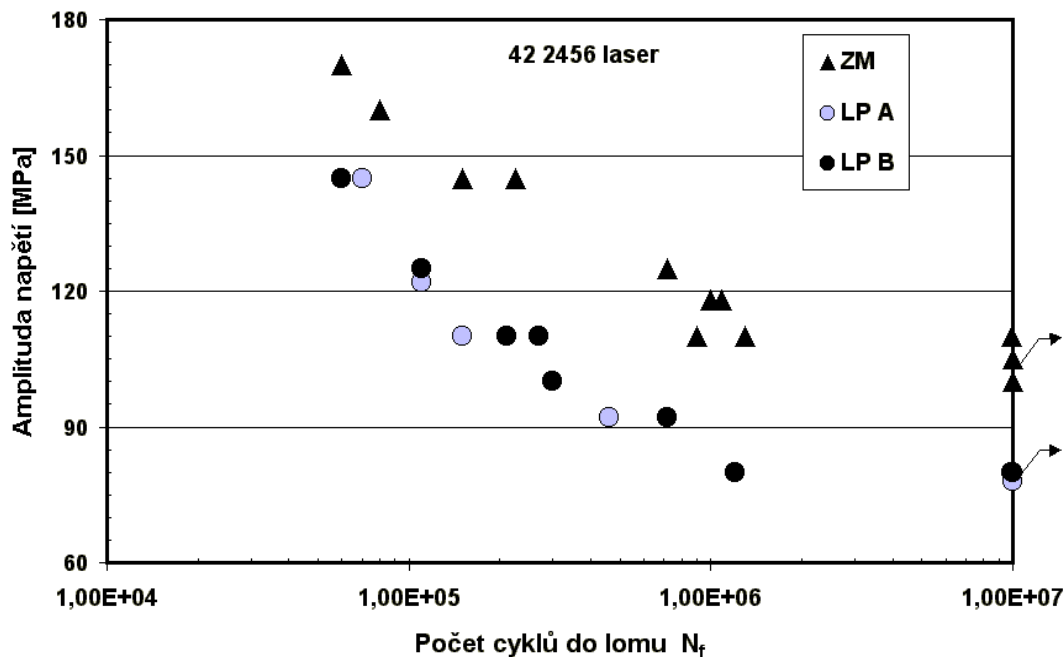
Zlepšené únavové parametry tohoto materiálu však již byly na hranici možností zatěžovacího zařízení.

2.3.6 Litina s lupínkovým grafitem (šedá litina ČSN 42 2456)

V případě šedé litiny ČSN 42 2456 byly pro sledování vlivu zpracování pomocí laseru vyrobeny ze základního materiálu tři sady zkušebních vzorků. První sada opět byla použita pro nalezení srovnávacích únavových parametrů základního materiálu. Další dvě skupiny byly

zpracovány laserem s různou rychlostí posuvu paprsku (tab. II). Nižší rychlost byla opět zvolena těsně nad hranicí, při níž se objevovalo natavování povrchu vrubu.

Výsledky měření, souborně zpracované na obr. 9, prokazují negativní vliv obou typů laserového zpracování na zjištěnou hodnotu meze únavy (pokles z úrovně cca 103 MPa na hodnotu cca 80 MPa). Výsledky obou skupin laserovaných vzorků se vzájemně překrývají a je možno je zahrnout do jednoho rozptylového pásma – tedy nebyl nalezen žádný vliv použitých rozdílných parametrů LTZ na polohu experimentálních bodů.



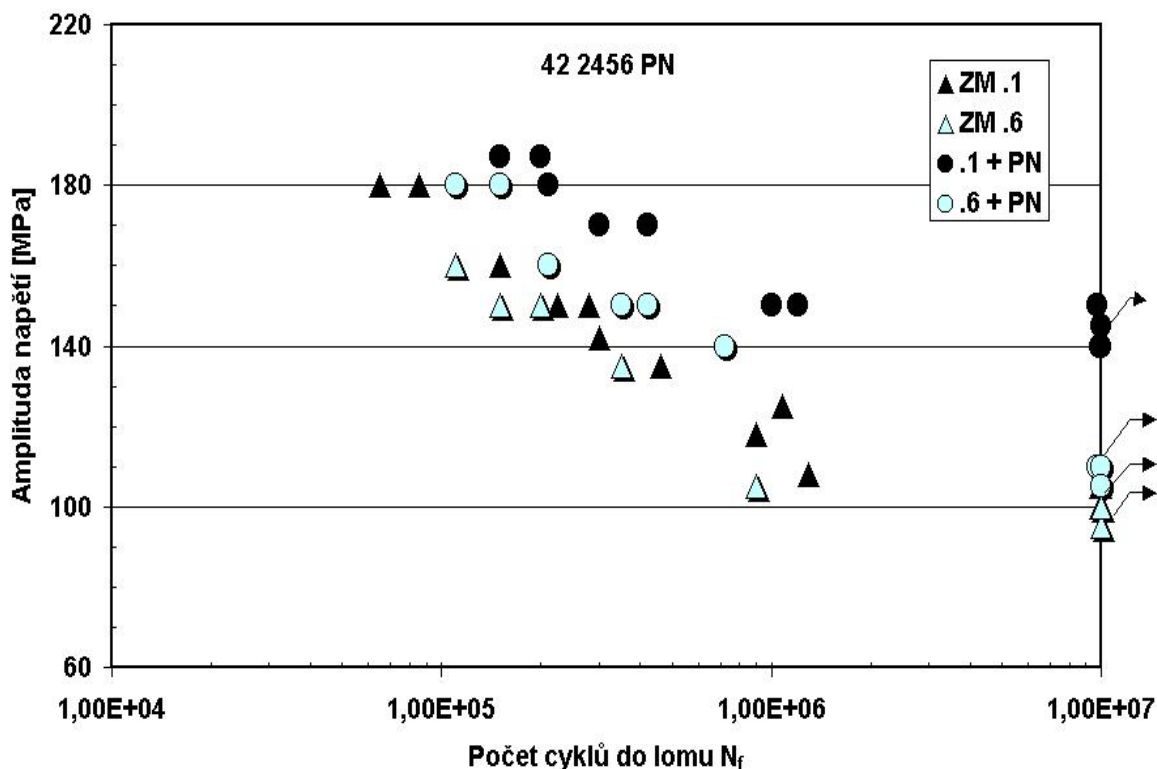
Obr. 9 Závislost amplitudy napětí a počtu zátěžných cyklů do lomu šedé litiny ČSN 422456 s LTZ povrchem (zpracování LP A a LP B – viz. Tab. II)

Základní struktura použité litiny byla perlitická s lupínkovým grafitem. Velikost perlitických kolonií byla v rozmezí 10-40 μm . Ve struktuře byly nalezeny mikroskopické dutinky. V oblasti zpracované laserem byla struktura těsně pod LTZ povrchem tvořena jemným martenzitem s velmi jemně rozptýlenými karbidy Fe_3C ve tvaru zrn a od hloubky cca 0,2 mm se ve struktuře objevovaly zbytky nerozpuštěných perlitických lamel. Struktura postupně přecházela do základního lamelárního perlitu. V oblasti zpracované LTZ nebyl zaznamenán významnější vliv na rozložení grafitu.

Na lomové ploše nebyly nalezeny rozsáhlejší oblasti s charakteristickým únavovým žlábkováním. Podle charakteru sledovaných ploch se dá usuzovat na šíření únavové trhliny malými nekontinuálními poskoky ve vhodných oblastech, při využití existujících dutinek a grafitových lupínků.

Vzhledem k tomu, že tento materiál prokázal pokles meze únavy bylo v rámci dalších experimentů provedeno i orientační měření úrovně zbytkových napětí v šedé litině s povrchem zpracovaným laserem. Velmi zajímavá je naznačená možnost existence významných tahových napětí v laserem tepelně zpracované oblasti. V případě existence těchto značných tahových napětí by byl důvod zhoršení únavových vlastností zcela zjevný, zejména ve srovnání s dalšími měřeními

úrovně zbytkových napětí v materiálech s povrchem plazmově nitridovaným. Nicméně toto měření bylo ojedinělé a nebylo již dále opakováno.



Obr. 10 Závislost amplitudy napětí a počtu zátěžných cyklů do lomu šedé litiny ČSN 42 2456 s plazmově nitridovaným povrchem

Pro zkoušky vlivu plazmové nitridace byl základní materiál šedé litiny připraven ve dvou strukturních stavech .1 a .6 (viz tab. III), na které byla aplikována plazmová nitridace typu A. Po plazmové nitridaci typu A se na povrchu materiálu .1 vytvořila bílá vrstva nitridu fáze ϵ hloubky 0,0021-0,047 mm, grafit lupínkový, struktura byla složena z lamelárního perlitu s místy perlitu zrnitého. Materiál .6 byl zakalen na spodní bainitu. Během nitridace v plazmě se vytvořil velmi jemný sorbit. Bílá vrstva nitridu fáze ϵ o hloubce 0,0037 – 0,0047 mm. Difuzní vrstva byla tvořena sorbitem, ve kterém byly zřetelné původní jehlice bainitu.

Na obr. 10 je představen souhrn výsledků únavových zkoušek realizovaných na vzorcích z šedé litiny s oběma základními strukturními stavy. Z hlediska základního materiálu nebyl zjištěn významnější rozdíl mezi perlitickou litinou ve stavu .1 a litinou .6 po bainitickém kalení. Mez únavy perlitické litiny s lupínkovým grafitem byla určena na hodnotě cca 105 MPa pro stav .1 a v rozmezí 95-100 MPa pro stav .6.

Plazmová nitridace typu A aplikovaná na bainiticky upravenou litinu zvýšila mez únavy pouze nepatrně na hodnotu max. 110 MPa. Na rozdíl od tohoto zjištění však plazmová nitridace šedé litiny ve stavu .1 způsobila poměrně výrazné zvýšení hodnoty meze únavy – cca na 140-145 MPa. V souvislosti s cyklickými zkouškami šedé litiny je nutno připomenout, že tento materiál obvykle vykazuje poměrně značný rozptyl experimentálně zjištěných hodnot.

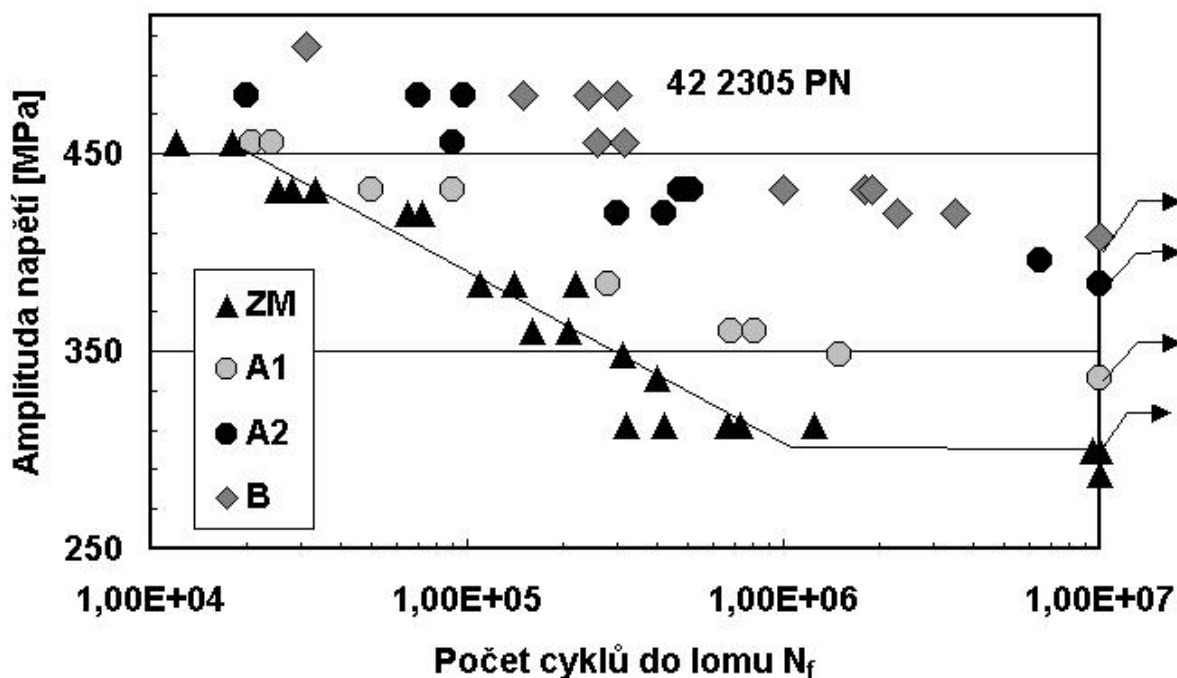
Dle měření mikrotvrdomosti pod povrchem plazmově nitridované perlitické litiny s lupínkovým grafitem je možno usuzovat, že hloubka difuzní vrstvy po plazmové nitridaci typu A se pohybovala min. na úrovni cca 0,13-0,15 mm.

2.3.7 Litina s globulárním grafitem (tvárná litina ČSN 42 2305)

Pro experimenty byly připraveny 4 skupiny experimentálních těles. Na základní materiál bylo aplikováno zpracování povrchu plazmovou nitridací typu A (A1), opakovanou (dvojnásobnou) plazmovou nitridací typu A (A2) a jednoduchou nitridací postupem B. Struktura litiny je charakteristická zrnitým grafitem. Bílá vrstva na povrchu je tvořena nitridy fáze ϵ a její hloubka se pohybuje v rozmezí 0,0025 – 0,0050 mm. V difuzní vrstvě se nachází lamelární perlit, místy částečně zrnitý a malé množství feritu (do 2 %). Strukturní změny v difuzní vrstvě vzniklé v důsledku nitridace nejsou patrné.

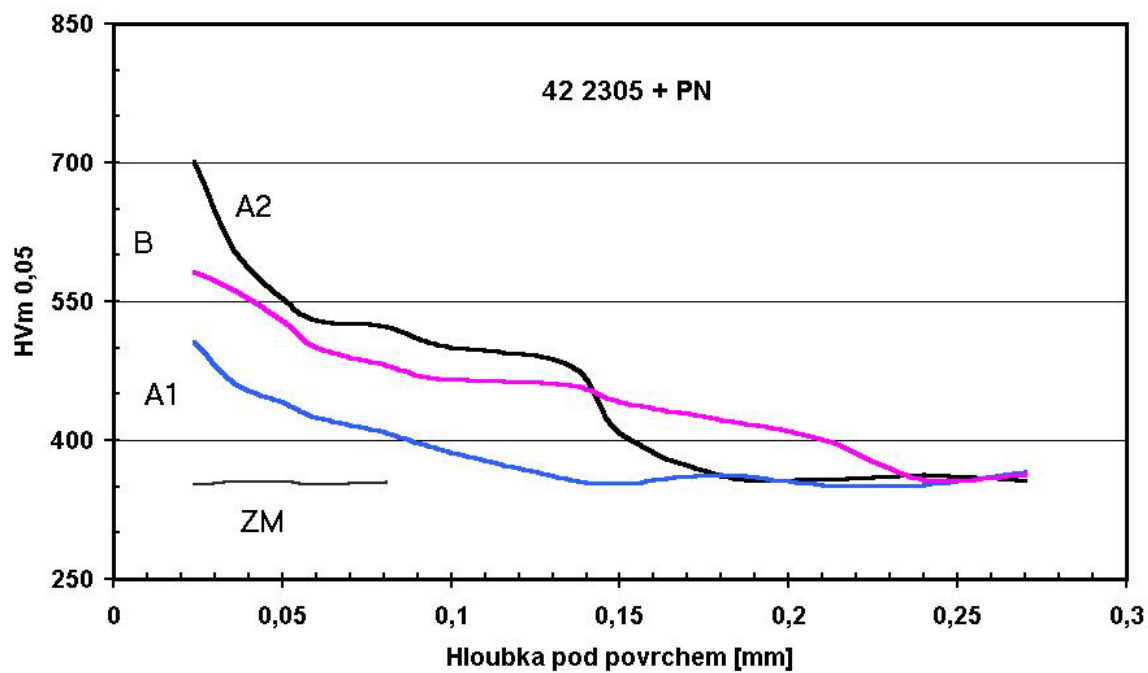
Výsledky únavových zkoušek tvárné litiny (obr. 11) opět prokázaly příznivý vliv všech použitých typů plazmové nitridace na hodnotu meze únavy materiálu. Pro základní materiál bez PN byla tato hodnota na úrovni cca 300 MPa. Základní typ plazmové nitridace typu A měl za následek zvýšení meze únavy na hodnotu cca 340 MPa. Opakovaná nitridace stejného typu dále zvýšila zjištěnou mez únavy až na úroveň cca 390 MPa. Nitridace typu B způsobila zvýšení meze únavy až na hodnotu cca 410 MPa.

V oblasti časované meze únavy jsou tyto trendy zachovány s výjimkou zpracování A1, jehož vliv se zejména v oblasti vysokých amplitud napětí prakticky shodoval s výsledky získanými na základním materiálu.

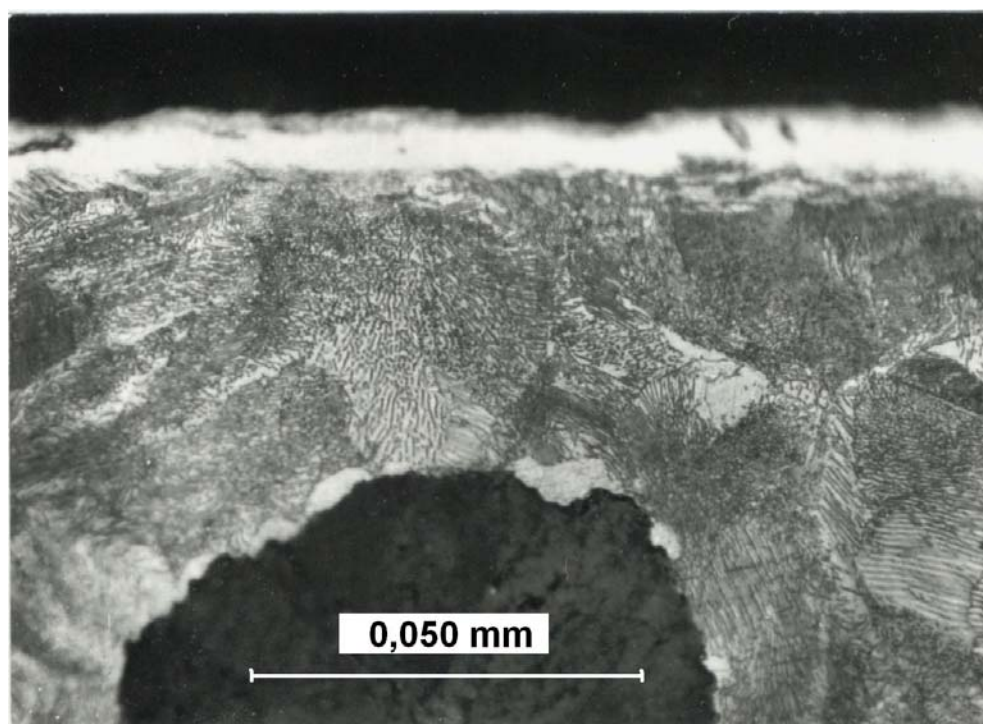


Obr. 11 Výsledky únavových zkoušek tvárné litiny ČSN 42 2305.1 s plazmově nitridovaným povrchem (A1 – standardní PN dle základního postupu A, A2 – 2x opakovaná PN dle postupu A, B – PN postupem B)

Základní informace o přibližné tloušťce ovlivněné oblasti poskytuje měření mikrotvrdomosti HV_{0,05}, které je pro ilustraci souhrnně představeno na obr. 12. Podobně jako u oceli 12 060 je i zde zřetelný rozdíl v jednotlivých typech aplikované plazmové nitridace, který odpovídal výše uvedeným změnám únavových vlastností. Dvojnásobná nitridace postupem A2 značně zvýšila mikrotvrdomost oblasti pod povrchem a také hloubka ovlivněné oblasti je výrazně vyšší. Postup B (vyšší teplota PN) v tomto případě vytvořil vrstvu s vyšší tvrdostí a také hloubka této vrstvy je značně větší než při postupu A.



Obr. 12 Schematické znázornění průběhu mikrotvrdomosti pod povrchem plazmově nitridované tvárné litiny ČSN 42 2305.1 po zpracování A1, A2 a B



Obr. 13 Příklad struktury tvárné litiny ČSN 42 2305.1 v blízkost plazmově nitridovaného povrchu (Nital 1%)

3 ZÁVĚR

3.1 SOUHRN EXPERIMENTÁLNĚ ZJIŠTĚNÝCH ÚNAVOVÝCH PARAMETRŮ

V rámci výzkumných prací, které jsou publikovány v této publikaci, byl sledován vliv využití laserového paprsku, plazmové nitridace povrchu apod. na změny základních únavových vlastností ocelí tř. 12, 14 a litin s lupínkovým a globulárním grafitem. Experimentálně zjištěné údaje byly graficky zpracovány do podoby tzv. S-N křivek a základní výsledky jsou sumárně představeny v Tab. IV - pro zpracování povrchu laserem a v Tab. V a VI - pro plazmově nitridované povrchy (příp. povrchy oxinitridované). V těchto tabulkách jsou uvedeny naměřené amplitudy napětí na mezi únavy materiálu, jejich změna oproti hodnotě naměřené na základním materiálu bez TZ povrchu a poněkud subjektivní hodnocení trendu změn v oblasti časované životnosti materiálů. V posledním sloupci je odkaz na obrázek s příslušnou S-N závislostí daného materiálu v této práci.

Všechny údaje platí pro zatěžování ohybem a frekvence zatěžování cca 25 Hz pro etapu I a cca 120 -140 Hz pro etapu II laserovaných vzorků a pro všechny vzorky nitridované.

Materiál + tep. zpracování	Mez únavy σ_a [MPa]	Změna oproti ZM [%]	Oblast časované životnosti oproti ZM
ETAPA Č.I – ZPRACOVÁNÍ LASEREM (SCHENCK PWO 8207 – 25 HZ)			
12 020 ZM	250	---	---
12 020+A1	250	0	lehce nižší
12 020+A2	250	0	lehce nižší
12 040 ZM	275-280	---	---
12 040+A1	280	0	nižší
12 040+A2	280	0	nižší
12 040+B	280	0	nižší
12 060 ZM	310-320	---	---
12 060+A1	280	-10	výrazně nižší
12 060+A2	310	0	výrazně nižší
12 060+B	290	-6	výrazně nižší
ETAPA Č.II – ZPRACOVÁNÍ LASEREM (RUMUL CRACKTRONIC 70 – 120÷140 HZ)			
12 060 ZM	325	---	---
12 060+LP-D A	300	-8	výrazně nižší
12 060+LP-D B	300	-8	nižší
12 060+ LP-O	335	+3	téměř shodné
12 060+ LP-H	360	+11	vyšší
14 140 ZM	325	---	---
14 140+ LP	395-400	+22	výrazně vyšší
14 209 ZM	355-360	---	---
14 209+LP	412	+15	vyšší
42 2456 ZM	103	---	---
42 2456+LP A	80	-22	výrazně nižší
42 2456+LP B	80	-22	výrazně nižší

Tab. IV Souhrn experimentálních výsledků naměřených na testovaných materiálech s povrchem upraveným laserem (označení tep. zpracování viz. tab.I a II)

Mat. ozn.	Mat. dle ČSN a tep.zprac.	Hloubka bílé vrstvy nitridů fáze ϵ [mm]	Mikrotvrdość bílé vrstvy HV 0,05 (Φ 3 měření)	Hloubka difuzní vrstvy [mm]
1	12 060.1 + PN	0,002 ÷ 0,004	1051,3	0,09
2	14 140.6 + PN	0,0025 ÷ 0,0041	1161	0,18
3	14 260.6 + PN	0,0027 ÷ 0,0042	1267	0,12
4	14 209.3 + PN	0,0021 ÷ 0,0049	1109	0,15
5a	42 2305.1+ PN	0,0025 ÷ 0,0047	1062,6	0,10
6a	42 2456.1 + PN	0,0021 ÷ 0,0047	1023	0,15
6b	42 2456.6 (.1 → izot. kalení na bainit) + PN	0,0037 ÷ 0,0047	1063	0,09

Tab. V Nitridace v nízkoteplotní plazmě (typ A) - hloubka bílé vrstvy nitridů fáze ϵ , naměřená mikrotvrdość bílé vrstvy a odhad hloubky difuzní vrstvy zjištěný na základě měření mikrotvrdości

Materiál + tep. zpracování	Mez únavy σ_a [MPa]	Změna oproti ZM [%]	Oblast časované životnosti oproti ZM
12 060.1 ZM	325	---	---
12 060.1+PN A1	390	+20	vyšší
12 060.1+PN A2	430	+32	výrazně vyšší
12 060.1+PN B	408	+25	vyšší
14 140.6 ZM	320	---	---
14 140.6+PN	500	+56	velmi výrazně vyšší
14 260.6 ZM	390	---	---
14 260.6+PN	625	+60	velmi výrazně vyšší
14 260.6+OX	570	+46	velmi výrazně vyšší
14 209 ZM	350	---	---
14 209+PN	540	+54	velmi výrazně vyšší
42 2305.1 ZM	300	---	---
42 2305+PN A1	340	+13	vyšší
42 2305+PN A2	390	+30	výrazně vyšší
42 2305+PN B	410	+37	výrazně vyšší
42 2456.1 ZM	105	---	---
42 2456.1+PN	140-145	+38	vyšší
42 2456.6 ZM	95-105	---	---
42 2456.6+PN	110	+5	mírně vyšší

Tab. VI Souhrn experimentálních výsledků naměřených na sledovaných materiálech s povrchem upraveným plazmovou nitridací (pro 14 260 i oxinitridací, tep.zprac. viz. tab.III)

3.2 ZÁVĚREČNÉ POZNÁMKY

V souladu s původním cílem této práce se podařilo shromáždit značné množství experimentálních údajů o možnostech praktického využití laserového paprsku a plazmové nitridace. Sledování vlivu těchto typů tepelných úprav povrchu ocelí a litin na meze únavy a polohu S-N závislostí běžných konstrukčních materiálů bylo doplněno měřením mikrotvrdości

a částečně i napětí v povrchových oblastech materiálů. Samozřejmou součástí práce byl základní přehledový metalografický a fraktografický rozbor zpracovaných materiálů.

Nejvýznamnější prakticky použitelné experimentální údaje o únavových vlastnostech jsou soustředěny v Tab. IV a VI.

3.2.1 Zpracování laserovým paprskem

Na základě výsledků soustředěných v této práci je možné konstatovat, že zpracování povrchových vrstev laserem poskytlo značně rozdílné výsledky.

Experimenty provedené v I. etapě měření na ocelích tř.12 prokázaly buď nepatrný vliv (12020, 12 040) nebo poměrně značné zhoršení únavových parametrů (12 060). Zde je však nutno uvážit i vliv ne zcela optimálního rozložení laserových stop na povrchu vzorků v této úvodní části měření. Významnější zvýšení meze únavy bylo zaregistrováno pouze v případě použití jedné stopy na celý povrch vzorku (Etapa II). Výrazně homogennější zpracování typu LP-H oceli 12 060 mělo za následek i homogenní rozdělení zpevňujících účinků a příznivější průběh zbytkových napětí v povrchové vrstvě, což se také projevilo zvýšením meze únavy. Nicméně ani tyto výsledky neposkytují oprávnění pro praktické využití LTZ v případě těchto ocelí.

Také v případě litiny s lupínkovým grafitem po zpracování povrchu laserem nastalo zhoršení únavových vlastností. Vzhledem k poměrně výraznému poklesu meze únavy bylo v tomto případě provedeno měření zbytkových napětí, které naznačilo možnost existence nepříznivých tahových napětí v podpovrchové vrstvě.

U všech sledovaných ocelí třídy 14 znamenalo nanesení dvou vzájemně se překrývajících laserových stop zřetelné zvýšení meze únavy.

Vzhledem k možnostem technologického zařízení bylo na povrchu vytvářeno více stop, což mělo za následek vznik nehomogenních povrchů složených z oblastí laserových stop, které se střídaly s oblastmi minimálně ovlivněnými laserem. Vnější projevem tohoto stavu byly výrazné rozdíly středních hodnot mikrotvrdostí v ose laserové stopy a v oblasti překrytí stop. Dalším důsledkem nehomogenního zpracování je i komplikované napětíové pole a různé strukturní stavy, což zřejmě spolupůsobí při poměrně složitém průběhu porušování materiálu.

Další rozvoj technologického využití laserů v oblasti tepelného zpracování (tedy mimo oblast řezání a svařování) lze očekávat především v oblasti legování povrchu (surface alloying) pro zlepšování korozních vlastností, snižování opotřebení apod., příp. kalení přesně determinovaných oblastí menšího rozsahu – ostří nástrojů, dosedací plochy ventilů apod., tedy tam, kde není nezbytné nanášet několik laserových stop vedle sebe. V současné době však již existují zařízení, která i toto riziko popouštění předchozí stopy eliminují na minimum. Určitou nevýhodou pro širokou aplikaci kalení laserem je poměrně značná ekonomická náročnost zařízení a nutnost dokonalého zvládnutí technologie tak, aby byly využity všechny možnosti při laserování komplikovaných tvarů apod.

3.2.2 Plazmové zpracování povrchu

Tento způsob moderní termochemické úpravy povrchu materiálů poskytl mnohem jednoznačnější výsledky. Po aplikaci plazmové nitridace bylo zjištěno významné zlepšení únavových vlastností (zejména meze únavy). Jedinou výjimkou byla zušlechťená litina s lupínkovým grafitem, avšak ani zde nedošlo ke zhoršení vlastností.

Podobně jako v případě laserového zpracování také plazmová nitridace nejvýrazněji kladně ovlivnila všechny použité oceli tř. 14 (toto zvýšení meze únavy ve všech případech přesáhlo 50%).

Z aplikačního pohledu je důležité i značné zlepšení cyklických vlastností relativně levných materiálů – oceli 12 060 a litiny s kuličkovým grafitem ČSN 42 2305. Experimenty prokázaly možnost dalšího významného zvýšení meze únavy těchto materiálů opakovanou plazmovou nitridací, kdy vzrůst tohoto parametru přesáhl 30%.

Doplňkovými měřeními byla prokázána souvislost uvedeného příznivého trendu s přítomností tlakových napětí v povrchových vrstvách materiálu. Měřením mikrotvrdomosti byly provedeny odhady dosahovaných tloušťek difuzních vrstev.

Z provedených experimentů a jejich rozbohem je zřejmé, že oproti zpracování laserem umožňuje plazmové zpracování povrchu vytvoření homogenních povrchů s příznivým stavem napjatosti. I u relativně levných materiálů je takto možné docílit významné zlepšení únavových vlastností a v řadě případů je tedy možná náhrada podstatně dražších legovaných ocelí nelegovanými a nízkolegovanými oceli, případně tvárnou litinou. Případně je možné snížit hmotnost konstrukcí plazmovou nitridací nyní používaného materiálu.

LITERATURA

1. Němec,J.: Prodlužování životnosti konstrukcí a předcházení jejich haváriím. A.S.I, klub Most, I. vydání, 1994, Most, 195 str., ISBN 80-901754-0-6
2. Cotterell,B.: The past, present, and future of fracture mechanics. Eng.Fracture Mechanics 69, 2002, p.533-553
3. Věchet,S.- Kohout,J.- Bokůvka,O.: Únavové vlastnosti tvárné litiny. Žilinská univerzita, 157 s., 2001, ISBN 80-7100-910-5
4. Polák,J.- Zezulka,P.- Obrtlík,K.: Growth of short cracks in ferritic stainless steel. In: Fatigue 2002, Edited by A. F. Blom, EMAS, West Midlands, United Kingdom, 2002, pp. 1989-1996
5. Obrtlík,K.- Polák,J.: Únavová životnost a šíření krátkých trhlin v plazmově nitrídané nerezavějící oceli 316L. In: 18. dny tepelného zpracování s mezinárodní účastí, ATZK, Praha, 2000, p. 297-303
6. Steen, W. M.: Laser Material Processing SE, Springer-Verlag Berlin, 1998, ISBN 3-540-76174-8
7. Trpčevská,J.- Chachalák,M.: Štruktura a vlastnosti materiálu laserovej stopy v oceli 12 060. Kovové materiály, 34, 1996, č.1, str.10-19, Bratislava
8. Chang, S.L.- Qingkui,C.J.- Hao,X.U: The influence of laser transformation hardening on fatigue cracks initiation of 40 Cr Steel. In.: Fatigue of mat., Berlin, 1992, str.148-153
9. Mruz,V.- Hancin,J.: Niektoré aspekty tepelného zpracovania ocelí laserom. Kovové materiály, 5, 28, 1990, str.612-625, Bratislava
10. Mathur,A.K.- Molian,P.A.: Laser heat Treatment of Cast Irons – Optimization of Process, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol 107, July 1985, str.200-207
11. Kocanda,S.-Natkaniec,D.: Fatigue crack inicitiation and propagation in laser-hardened medium carbon steel. Fat.Fract.Engng.Mat.Struct., 1992, Vol.15, No.12, p.1237
12. Saxena,V.K. et al.: Effect of laser surface treatment on fatigue crack growth resistance in an Fe-Mn-Al austenitic steel. Int.J.of Fatigue, 15, No5, 1993, p.369-375
13. Huang,P. et al.: Effect of laser beam radiation on fatigue crack growth behaviour. Fat.Fract.Engng.Mater.Struct., Vol.8, No.1,1985
14. Grum,J.: Laser surface hardening. Mat.Sci. and Technology Series, Vol.2, University of Ljubljana, Slovenija, ISBN 961-6238-67-1, 234 p., 2002
15. Holemář A.- Hrubý V.: Iontová nitrídace v praxi, SNTL, Praha, 1989
16. Hrubý, V.: Výzkum a vývoj technologie iontové nitrídace. Maschinenmarkt, Technika a trh, p. 20-24, 1994
17. Dvořák,J.: Štruktura nitrídané vrstvy a průběh únavového porušování. 15.dny tepelného zpracování, Brno, str. 151-153, 1994
18. Grün,R.- Günther,H.J.: Plasma nitriding in industry-problems, new solutions and limits. Mat.Sci. and Engng., A140, 1991,p.435-441
19. Montross,Ch.S. et al.: Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review. Int.Jour. of Fatigue, Vol. 24, p.1021-1036, 2002

SUMMARY

Service life of real machinery parts depend strongly on the state of their surface layer, especially in relation to possibility of combination of fatigue processes and other negative influences effecting their surface due to corrosion, abrasive wear, various technological influences etc.

In the framework of research work that is published in this publication, the influence of laser beam utilization was observed, plasma nitriding of surface etc. on changes of basic fatigue properties of steel grades 12, 14 (in accordance with ČSN) and cast irons with flake and globular graphite. Experimentally acquired data were graphically processed into the shape of so called S-N curves. Basic results are summarized in Tables IV for laser surface treatment and VI for plasma nitrided surfaces. In these charts, measured amplitudes of stress at the fatigue limit of the material, their change compared to value measured on basic material without heat treated surface and rather subjective evaluation of trend of changes in the area of timed working life of materials can be seen.

All data are valid for four point band loading and loading frequency about 25 Hz for stage I and about 120 – 140 Hz for stage II of laser treated samples and for all nitrided samples.

a) Processing by laser beam

On the basis of results concentrated in this work it is possible to say that laser surface treatment brought considerably diverse results. The experiments done in stage I of measuring on steel grade 12 proved either little influence (steels ČSN 41 2020, 41 2040) or quite considerable deterioration of fatigue parameters (ČSN 41 2060). More significant increasing of fatigue limit was recorded only in case that one laser trace was used on the whole sample (Stage II). Distinctively more homogeneous treatment – type LP-H in case of steel ČSN 41 2060 resulted in homogeneous distribution of strengthening effects and more favourable course of residual stress in surface layer, which resulted in increase of fatigue limit.

In case of cast iron with flake graphite, deterioration of fatigue qualities was observed after the surface had been treated by laser. Taking into account quite significant decline of fatigue limit, measuring of residual stress was made; it indicated possibility of existence of unfavourable tensile stress.

In case of steel grade 14 (ČSN 41 4140, 41 4209) two overlapping laser traces significantly increased fatigue limit.

b) Plasma surface treatment

This way of up-to-date thermo-chemical surface treatment provided much more unambiguous results. After the application of plasma nitriding, significant improvement of fatigue properties was observed (especially fatigue limit). Heat treated cast iron with flake graphite was the only exception; but deterioration of qualities did not occur in this case.

Plasma nitriding influenced all sorts of steel grade 14 the most favourably (this increasing was in all cases higher than 50%). From the application point of view, important improvement of cyclic properties of relatively cheap materials – steel ČSN 41 2060 and cast iron with globular graphite ČSN 42 2305 is important. The experiments proved possibility of further significant increasing of fatigue limit of these materials by multiple plasma nitriding; this parameter grew by more than 30%.

Additional measuring proved connection of above mentioned favourable trend with presence of compressive stresses of surface layers of the material. Thickness of diffusion layers was estimated by means of measuring of micro-hardness.

Performed experiments and their analysis show that, compared to laser treatment, plasma surface treatment enables creating of homogenous surfaces with favourable state of stress. This enables considerable improvement of fatigue properties in case of relatively cheap materials. In many cases it is possible to replace considerably more expensive alloy steel by plain carbon steel or by low-alloy steel or possibly by nodular cast iron. Eventually, it is possible to reduce weight of construction by plasma nitriding of used material.