



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

ÚNAVOVÉ VLASTNOSTI NIKLOVÉ SUPERSLITINY IN738LC S ALSI VRSTVOU ZA TEPLoty 800 °C

FATIGUE BEHAVIOUR OF NICKEL-BASED SUPERALLOY IN738LC WITH ALSI COATING AT
800°C

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

RADEK HLAVNIČKA

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. SIMONA POSPÍŠILOVÁ, Ph.D.

BRNO 2012

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

Akademický rok: 2011/2012

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

student(ka): Radek Hlavnička

který/která studuje v **bakalářském studijním programu**

obor: **Materiálové inženýrství (3911R011)**

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

Únavové vlastnosti niklové superslitiny IN738LC s AlSi vrstvou za teploty 800 °C

v anglickém jazyce:

Fatigue behaviour of nickel-based superalloy IN738LC with AlSi coating at 800°C

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Práce bude zaměřena na studium vlastností lité polykrystalické niklové superslitiny Inconel 738LC na vzorcích s aplikovanou alitosilitovanou vrstvou a na vzorcích bez vrstvy po cyklickém zatěžování v oblasti nízkocyklové únavy v režimu řízené deformace při teplotě 800°C.

Cíle bakalářské práce:

- vypracovat literární rešerši na dané téma
- posoudit chování studovaného materiálu bez vrstvy po cyklickém zatěžování na základě provedených nízkocyklových únavových zkoušek a porovnat jej s materiálem s aplikovanou AlSi vrstvou
- provést fraktografické hodnocení vybraných lomových ploch
- pozorovat únavové trhliny na podélných osovéch řezech vybraných vzorků

Seznam odborné literatury:

- [1] Manson S.S., Halford G.R.: Fatigue and durability of structural materials. ASM International, 2005, 456 s.
- [2] Lauschmann H.: Mezní stavy I, Únava materiálu. ČVUT v Praze, 2007, 71 s.
- [3] ASM specialty handbook, Nickel, Cobalt and Their Alloys. ASM International, 2000, 442 s.
- [4] Reed R.C.: The Superalloys; Fundamentals and Applications. Cambridge university press, 2008, 392 s.
- [5] Tamarin Y.: Protective Coatings for Turbine Blades. ASM International, 2002, 247 s.
- [6] Bose S.: High Temperature Coatings. Elsevier Inc., 2007, 299 s.
- [7] Fiala J., Kraus I.: Povrchy a rozhraní. Česká technika, ČVUT v Praze, 2009, 299 s.

Vedoucí bakalářské práce: Ing. Simona Pospíšilová, Ph.D.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2011/2012.

V Brně, dne 27.10.2011

L.S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
Ředitel ústavu

prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc., dr. h. c.
Děkan fakulty

Abstrakt

Tato práce posuzuje vliv nanesené ochranné AlSi vrstvy na únavové vlastnosti základního materiálu, kterým je niklová slitina Inconel 738 LC. Ochranná vrstva je vyrobena žárovým plazmatickým nástřikem s následným tepelným zpracováním. Pozornost je věnována hodnocení mikrostruktury základního materiálu a vrstvy, dále měření tloušťky a mikrotvrdosti vrstvy po samotném žárovém nástřiku a také po aplikovaném tepelném zpracování. Únavové vlastnosti jsou posuzovány zejména na základě hodnocení lomových ploch a únavových trhlin po zkouškách nízkocyklové únavy prováděné při 800 °C.

Klíčová slova

Inconel 738LC, nízkocyklová únava, plazmatický nástřik, AlSi vrstva, tepelné zpracování, struktura, mikrotvrdost, fraktografie lomu

Abstract

This work deals with influence of applied protective AlSi layer on low cycle fatigue behaviour of substrate from nickel base superalloy Inconel 738 LC. Protective layer is made by thermal spraying, plasma spraying followed by heat treatment. The emphasis is especially concentrated to the microstructure evaluation of the protect layer and basic material, in addition, measurement of layer thickness and the microhardness in as sprayed conditions and after heat treatment. The fatigue behaviour is assessed by fracture area observation and fatigue cracks evaluation after low cycle fatigue tests carried out at 800 °C.

Key words

Inconel 738LC, low cycle fatigue, plasma spraying, AlSi layer, heat treatment, structure, microhardness, fracture area

Bibliografická citace

HLAVNIČKA, R. Únavové vlastnosti niklové superslitiny IN738LC s AlSi vrstvou za teploty 800 °C. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2012. 59 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Simona Pospíšilová, Ph.D..

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci vypracoval samostatně a že všechny použité literární zdroje jsem správně a úplně citoval. Bakalářská práce je z hlediska obsahu majetkem Fakulty strojního inženýrství VUT v Brně a může být využita ke komerčním účelům jen se souhlasem vedoucího práce a děkana FSI VUT v Brně.

V Brně 24. května 2012

Radek Hlavnička

Poděkování

Tímto děkuji všem, kteří mi pomáhali při vzniku této práce. Především vedoucí mé bakalářské práce Ing. Simoně Pospíšilové, Ph.D. za trpělivé vedení a množství praktických rad. Zvláštní poděkování patří rodičům a všem mým blízkým za podporu během studia.

Obsah

1. Úvod	1
2. Současný stav řešené problematiky	2
2.1. Niklové superslitiny	2
2.1.1. Nikl, niklové slitiny	2
2.1.2. Rozdělení niklových slitin	2
2.1.3. Niklové superslitiny	3
2.1.4. Chemické složení niklových superslitin	3
2.1.5. Struktura žárovevných superslitin	4
2.2. Únava materiálu	7
2.2.1. Proces únavy materiálu, historie	7
2.2.2. Cyklické zatěžování	8
2.2.3. Stádia únavy	10
2.2.4. Mikrostruktura	11
2.2.5. Nukleace únavových trhlin	11
2.2.6. Šíření trhlin	12
2.2.7. Křivky životnosti	13
2.3. Ochranné povlaky	15
2.3.1. Typy povlaků	15
2.3.2. Ochranné povlaky pro vysokoteplotní aplikace	16
2.3.3. Žárové nástřiky	18
2.3.4. Princip nanášení žárových nástřiků	19
2.3.5. Metody žárového nástřiku	20
3. Formulace cílů práce	22
4. Experimentální část	23
4.1. Experimentální materiál a technika	23
4.1.1. Experimentální materiál	23
4.1.2. Experimentální práce	27
4.2. Výsledky	29
4.2.1. Hodnocení mikrostruktury základního materiálu	29
4.2.2. Hodnocení mikrostruktury vrstvy AlSi	31
4.2.3. Hodnocení tloušťky vrstev	35
4.2.4. Hodnocení mikrotvrdosti	35
4.2.5. Pozorování lomových ploch	37
4.2.6. Pozorování trhlin a jejich kvantifikace	51
5. Diskuze výsledků	55
6. Závěry	56
7. Literatura	57
8. Použité zkratky a symboly	59

1. - Úvod

Oblast použití niklových slitin je široká. Součásti pracující v nejextrémnějších podmínkách se vyrábějí z vysoce legovaných niklových slitin - superslitin. Pro svoje přednosti za vysokých teplot, jako je vysoká pevnost, rozměrová stálost, odolnost vůči korozi a další, nacházejí niklové superslitiny využití zejména v energetickém a leteckém průmyslu.

Jednou z oblastí výzkumu je studium únavových vlastností a životnosti. Součásti pracující v leteckých a energetických motorech jsou vystaveny působení vysokých teplot, agresivní atmosféře a velkému mechanickému zatížení jak creepovému, tak únavovému v tahu, tlaku, ohybu i krutu. Tyto extrémní podmínky životnost podstatně zkracují. Způsobů, jak zvýšit životnost součástí a tím odolnost vůči popsaným vlivům bylo v minulosti několik; od změny a upřesnění chemického složení materiálu, snižování nežádoucích prvků, přes zlepšení heterogenity materiálu po snížení množství hranic zrn (tvorba usměrněné struktury, monokrystaly). Na základě těchto změn byly studovány mechanické vlastnosti materiálu při různých typech zatížení a upřesňována jeho životnost. V důsledku snahy snižování hmotnosti součástí a jejich dimenzování na konkrétní životnost, dosahuje v poslední době vývoj niklových superslitin svého vrcholu.

Hlavním problémem v současnosti již není jenom tendence zvyšování mechanických vlastností a tím i životnosti samotného materiálu, ale i ochrana materiálu proti oxidaci, korozi a erozi. Jako efektivní se ukazuje nanášení ochranných povlaků. Ochranné povlaky se nanášejí za účelem zlepšení odolnosti proti vysokým teplotám, přitom však nesmějí snižovat mechanické vlastnosti základního materiálu. A právě na zkoumání únavových vlastností materiálu s ochranným povlakem a bez ochranného povlaku je zaměřena tato bakalářská práce.

2. – Současný stav řešené problematiky

2.1 - Nikl a jeho slitiny

2.1.1. - Nikl, niklové slitiny

Nikl je feromagnetický, stříbřitě lesklý kov. Asi 60% z celkového objemu výroby představují přísady slitinových ocelí. Ostatní produkce zahrnuje kromě výroby různých polotovarů i využití při ochraně povrchů jiných materiálů (nanášení se ve většině případů provádí elektrolyticky). Dalším využitím je výroba niklových slitin.

Niklové slitiny jsou známé především vysokým elektrickým odporem, vysokou odolností proti korozi a opalu, vysokou pevností, žárupevností a houževnatostí. Tvrdost a pevnost niklových slitin je obecně vyšší než u většiny ostatních neželezných slitin, a vyšší než u některých ocelí, zejména při vysokých teplotách. [1-4]

2.1.2 - Rozdělení niklových slitin

Niklové slitiny se nejčastěji rozdělují podle oblastí, ve kterých se v závislosti na svých vlastnostech používají.

slitiny niklu pro práci v běžných podmínkách

Konstrukční slitiny niklu se používají pro výrobu součástí pracujících při běžných podmínkách, zejména ale jen ve státech, kde je nikl dostupným kovem. U nás takové využití není ekonomické.

Nejrozšířenější jsou slitiny na bázi Ni-Cu. Mají obchodní označení monely. Vyznačují se vysokou odolností proti korozi a vyrábí se z nich především ventily, čerpadla, tepelná zařízení apod. [3, 4]

antikorozní slitiny niklu

Antikorozní slitiny niklu se používají v nejtěžších korozních podmínkách, kde ostatní materiály svojí korozní odolností, mechanickými vlastnostmi, anebo extrémní cenou nevyhovují. Pro redukčně působící prostředí byly vyvinuté slitiny na bázi Ni-Mo-Fe, využívají se pro výrobu nádrží pro moření v HCl nebo H₂SO₄. Pro oxidační prostředí se využívá slitin na bázi Ni-Mo-Cr. Tato slitina odolává působení kyseliny sírové v celém rozsahu teplot až po bod varu. [4]

superslitiny

Pro vysoce legované materiály na bázi Ni, Co a Fe se vžil pojmenování superslitina. V dnešní době se jedná o nepostradatelné materiály pro součásti pracující za vysokých teplot, které mají vysokou pevnost, rozměrovou stálost a odolnost vůči korozi, za teplot vyšších než je 650°C. Superslitiny mají ve většině případů fcc (kubickou plošně centrovanou) mřížku a další společné vlastnosti z ní vyplývající např.: nejsou magnetické, nemají tranzitní chování apod. Bývají zpevněny zejména substitučně (kobaltové a některé niklové slitiny), karbidy, ale i koherentními precipitáty (ostatní niklové slitiny), nebo u speciálních niklových a Ni-Fe slitin dochází ke zpevnění jinými intermetaliky. Pro svoje vlastnosti se superslitiny používají v leteckém průmyslu, zejména na součásti spalovacích turbín, podobně jsou využívány i v energetických generátorech, pístových motorech, v petrochemickém průmyslu apod. [1, 2, 4]

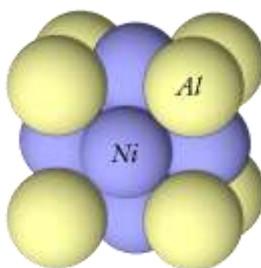
2.1.3 - Niklové superslitiny

Niklové superslitiny jsou materiály s nákladnou výrobou a obtížným a tím také nákladným tvářením a obráběním. Jejich vlastnosti jim však dovolují použití při vysokých pracovních teplotách a tam, kde dochází k velkému mechanickému namáhání. [3-5]

Niklové superslitiny se rozdělují na žáruvzdorné a žárovevné a mají dané chemické složení. Základní složkou je nikl, který je doplněn dalšími prvky (Cr, Co, Al, Ti, Mo, Ni apod.), které zlepšují požadované vlastnosti. V malém množství jsou přítomny i nežádoucí prvky a nečistoty. [1, 2, 5]

Žáruvzdorné slitiny - základní bází je Ni-Cr, popř. Ni-Cr-Fe. Dále se v těchto slitinách mohou vyskytovat i další prvky – Mo, Co, W. [3, 5]

Struktura těchto slitin je tvořena základním tuhým roztokem s fcc mřížkou (obr. 2.1). Jsou zpevněny především substitučně, popř. pomocí karbidů. [3] Při vysokých teplotách a při vnějším zatížení dochází k tečení materiálu, proto nejsou žáruvzdorné slitiny vhodné pro výrobu součástí, jako jsou např. lopatky leteckých motorů apod. [5]



Obr. 2.1 - Kubická plošně centrovaná mřížka (fcc) [1]

Žárovevné slitiny - u slitin žárovevných, stejně jako u slitin žáruvzdorných, je základní bází Ni-Cr, kde nikl je hlavním prvkem, jehož obsah se pohybuje v rozmezí 35 - 70 hm.%. [3]

Jako další přísadové prvky se kromě chromu používá Al a Ti tvořící intermetalické precipitační sloučeniny Ni_3Al a $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$, tj. γ' (fáze γ' - viz. kap. 2.2.1). Součásti z bohatě legovaných slitin se vyrábí především přesným litím, protože přítomnost vytvrzující fáze γ' snižuje jejich obrobitelnost. [3, 5]

Žárovevné slitiny odolávají vysokým teplotám a vlivem přítomnosti jemných precipitátů (fáze γ') a karbidů mají výborné mechanické a creepové vlastnosti. [3]

2.1.4 - Chemické složení niklových superslitin

Jak již bylo popsáno v předchozí části, jsou niklové superslitiny nejčastěji tvořeny niklem a kombinací prvků jako je chrom, popř. kobalt, také hliník, titan a dalšími přísadami, nejčastěji wolframem, niobem nebo molybdenem. Tak jako v ostatních materiálech, i v niklových slitinách se objevují nežádoucí doprovodné prvky, příměsi a nečistoty, které zhoršují kvalitu a vlastnosti materiálu. [1 - 3]

Obsahy legujících prvků se obecně pohybují v rozmezích: Cr 15 - 30 hm. %, Ti 0,2 - 5 hm. %, Al 0,15 - 6 hm. %, Nb 1 - 5,1 hm. %, Ta 1 - 4,5 hm. %, Co 5 - 20 hm. %, Mo 1,5 - 20 hm. %, W 0,6 - 10 hm. %, Hf 0,7 - 1,8 hm. %, C 0,02 - 0,3 hm. % a dále menší množství B, Zr apod. [1, 2]

Chrom se částečně rozpouští v matici a částečně se podílí na tvorbě komplexních karbidů. Rozpuštěný chrom v matici zvyšuje odolnost vůči oxidaci a vysokoteplotní korozi. Obsah chromu bývá v rozmezí 12 - 30 hm.%. [3]

Do niklových superslitin se také někdy přidává železo v množství 5 - 20 hm.%. Jedná se o cenově úspornější variantu niklových superslitin. Jiné legující prvky (Al, Ti, Ni, Mo, W, Ta a další) zvyšují korozní odolnost, popř. pevnost. [3, 4]

Při legování superslitin se nejčastěji používají kovy wolfram nebo molybden, které mají z důvodu malé rozpustnosti v Ni, největší vliv na zpevnění tuhého roztoku a tím na zpevnění matrice superslitin. Podporují také tvorbu karbidů. [1, 2]

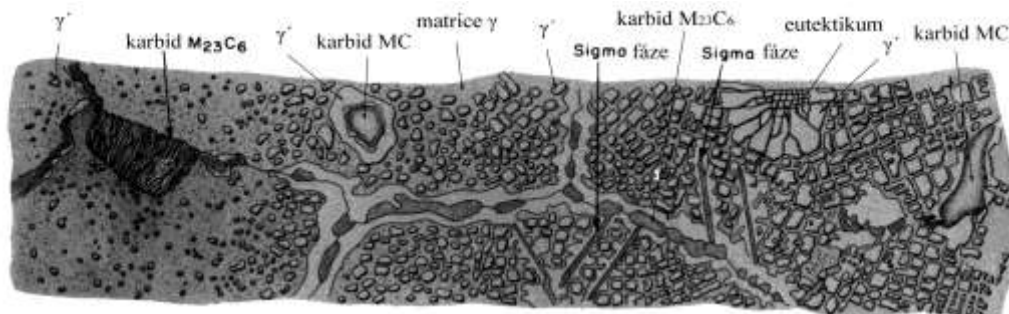
Důležitým přísadovým prvkem ve slévárenských žárupevných slitinách niklu je kobalt. Tato přísada zvyšuje teplotu zpětného rozpouštění hlavní vytvrzující fáze γ' . Zvyšuje tedy tepelnou stabilitu slitin. [3, 5]

Titan a hliník patří mezi důležité přísadové prvky zejména niklových žárupevných superslitin. Vytvářejí hlavní vytvrzující fázi, jsou karbidotvorné a substitučně zpevňují niklovou matici. [3]

2.1.5 - Struktura žárupevných superslitin

Strukturu materiálů ovlivňuje zejména tepelné zpracování. Také u niklových superslitin, které bývají vystaveny vysokým teplotám v rámci svého pracovního použití, dochází ke strukturním změnám. Stabilita struktury a tím i vlastností se tak stává jednou z důležitých výhod superslitin. [4] Protože je bakalářská práce zaměřena na studium únavových vlastností niklové superslitiny Inconel 738 LC bude tato kapitola dále věnována žárupevným niklovým superslitinám. Vysokých pevnostních a žárupevnostních vlastností niklových superslitin se dosahuje třemi mechanismy - zpevněním tuhého roztoku, precipitačním vytvrzením a disperzním vytvrzením. [4]

Na obr. 2.2 je znázorněn historický vývoj niklových žárupevných slitin. Nejstarší varianty jsou uvedeny v levé části obrázku. V pravé části jsou znázorněny typy současné. Se zvyšujícím se podílem Al a Ti docházelo během vývoje ke změně tvaru precipitátů, tj. fáze γ' (kuličky se postupně měnily na kubické tvary). Zvýšením podílu Al a Ti (max. 7 - 8 hm.%, nad touto hranicí dochází ke zkřehnutí) se zvýšilo i množství těchto precipitátů a to mělo za následek zlepšení mechanických vlastností. Naopak, snížený podíl uhlíku (varianty slitin s označením LC – low carbon) umožnil tvorbu jemnějších karbidů, které jsou rozmístěny rovnoměrněji ve struktuře materiálu. Slitina tak lépe odolává vnějším namáháním a nedochází ke vzniku trhlin. [1, 2]



Obr. 2.2 - Historický vývoj niklových slitin [6]

Fáze, které se nachází v niklových superslitinách (tab. 2.2.1) lze rozdělit na základní strukturní složku - matici, precipitáty, které jsou koherentní s maticí, karbidy a ostatní žádoucí či nežádoucí fáze. Matici tvoří substituční tuhý roztok niklu a dalších legujících prvků a má kubickou, plošně centrovanou mřížku. Tato fáze je označena jako fáze γ . Velikost atomů a počet jejich valenčních elektronů u legujících prvků je blízká atomu niklu. Nejčastěji používané legující prvky jsou Co, Fe, Cr, Mo a W. [1, 2]

Struktura niklových superslitin je dále tvořena skupinou uspořádaných fází A_3B . Tou nejdůležitější je vytvrzující intermetalická fáze Ni_3Al a nebo $Ni_3(Al, Ti)$ - fáze γ' . Je to intermetalická sloučenina s vysokou podobností mřížky fcc s mřížkou tuhého roztoku a s téměř stejným parametrem mřížky a . Proto je fáze γ' koherentní s maticí γ . [1, 2, 4, 5]

Do stejné skupiny jako fáze γ' patří také fáze γ'' (Ni_3Nb , Ta) a pro svoji morfologii nežádoucí η (Ni_3Ti), π (Ni_3L, Ta), δ (Ni_3Ta) nebo ϵ (Ni, Fe, Co, Nb, Ti) fáze. Jde o těsně, ve všech směrech stejně uspořádané strukturní sloučeniny. [1, 2]

Důsledkem namáhání niklových superslitin za vysokých teplot je tvorba nežádoucích fází. Jsou tvrdé, křehké a snižují mechanické vlastnosti. Mimo to mají zvýšený obsah žáruvzdorných prvků, o které je ochuzena matrice a tím snižují žáruvzdornost. Další typické nežádoucí fáze jsou Lavesovy fáze a také σ fáze. [1, 2, 4]

V niklových superslitinách se vyskytují také karbidy, a to vyloučené jak uvnitř, tak i po hranicích zrn. Na vlastnosti superslitin mají vliv zejména karbidy vyskytující se na hranicích zrn, protože při zatížení za vysokých teplot zabraňují skluzu na hranicích a tím snižují rychlost tečení. Podmínkou je, aby karbidy netvořily souvislé síťové. V tomto případě by byla hranice zrna křehká. Typické karbidy, které se vyskytují v niklových superslitinách, jsou karbidy typu MC, $M_{23}C_6$ a M_6C . Kromě karbidů se v superslitinách vyskytují i boridy, např. typ M_3B_2 a nitridy, např. typy M(C,N) a Ti(C,N). [4]

Přehled fází přítomných v niklových superslitinách je uveden v tabulce 2.1.1.

Tab. 2.1.1 - Fáze přítomné v niklových žárovevných superslitinách [4]

Fáze	Označení	Typ mřížky	Tepl. stabilita
matrice	(Ni,Cr,Co..)	fcc	
geometricky těsně uspořádané	(Ni,Co..) ₃ (Al,Ti) (Ni) ₃ Ti (Ni) ₃ Nb	fcc hcp bct	1380°C
topologicky těsně uspořádané	(Cr,Mo) (Fe,Ni) Laves (Fe,Cr) ₂ (Mo,Ti,Nb) (Mo,W) ₆ (Fe,Co) ₇ G Hf ₆ Ni ₈ Al ₁₅	bct hcp romboedrická fcc	
karbidy	MC (Ti,Mo,Nb,Ta,E)C M ₇ C ₃ Cr ₇ C ₃ M ₂₃ C ₆ (Cr,Mo,Co,W,Nb) ₂₃ C ₆ M ₆ C (Ni,Co) ₄ (MoW) ₂ C	fcc trigonální fcc	1200°C 1050°C 1150°C
boridy	M ₃ B ₂ (Mo,Ti,Cr,Ni) ₃ B ₂ M ₂₃ (C,B) ₆	bct fcc	
nitridy	M(C,N) Ti(C,N) M ₂₃ (C,N) ₆	fcc	
ostatní	Ni _x (Mo,Cr) _y (C,Si) Ti ₄ C ₂ S ₂ ZrS _x		
fcc - kubická plošně centrovaná mřížka hcp - hexagonální těsně uspořádaná mřížka bct - tetragonální prostorově centrovaná mřížka			

2.2 - Únava materiálu

2.2.1 - Proces únavy materiálu, historie

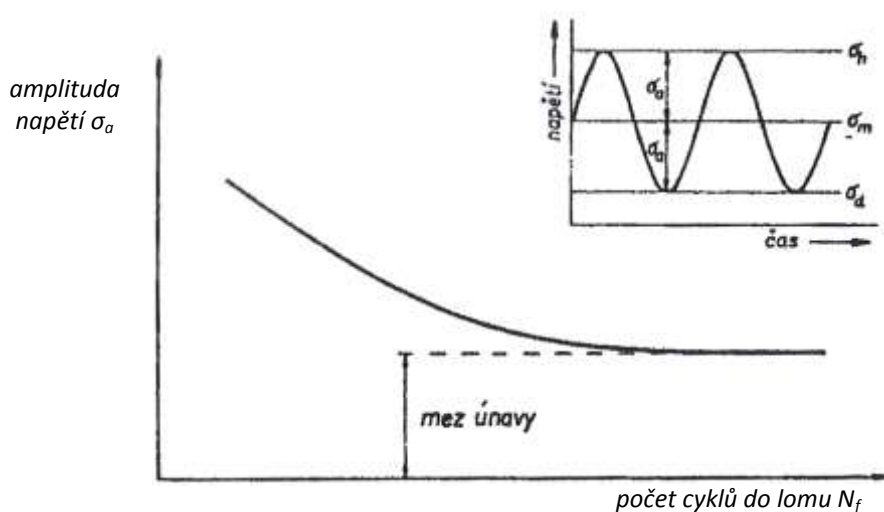
Často i malé proměnlivé zatížení či namáhání součásti během provozu, které působí dostatečně dlouhou dobu, nakonec způsobí vznik lomu. Např. při počtu cyklů 10^7 (mez únavy) je pro čisté kovy a slitiny amplituda plastické deformace řádově 10^{-5} . Takto malá amplituda působící pouze jednou nevyvolává žádné detekovatelné změny ve struktuře materiálu. Výraznější změny vznikají až s mnohonásobným opakováním. Děje se tak v důsledku vzniku a následném šíření mikroskopických poruch při změnách zatížení. Tento děj nazýváme únavou materiálu. V provozu je příčinou vzniku většiny lomů u všech typů konstrukcí. [5]

Od poloviny 19. století je únava materiálu předmětem výzkumu a vývoje. Studuje se, jak těmto poruchám předejít, či oddálit jejich vznik. Velký význam má přitom konstrukce součásti, složení a struktura materiálu, z něhož je vyrobena, způsob namáhání a prostředí, ve kterém je provozována. [5, 7]

Proces únavy rozdělujeme podle míry a rozsahu plastické deformace na nízkocyklovou únavu a vysokocyklovou únavu. Při nízkocyklové únavě probíhá cyklická plastická deformace zejména v makroobjemu. Pro vysokocyklovou únavu je charakteristická lokální plastická deformace - deformace na strukturní úrovni. Hranice mezi nízkou a vysokocyklovou únavou je smluvně stanovena v závislosti na životnosti. O nízkocyklové únavě mluvíme, jestliže je počet zátěžných cyklů v rozmezí $10^2 - 10^5$. Oblast vysokocyklové únavy se nachází nad hranicí 10^5 zátěžných cyklů. [8]

A. Wöhler, jako první zahájil kolem roku 1860 experimenty s cyklickým namáháním os železničních vagónů, na jejichž základě sestrojil dodnes používanou Wöhlerovu křivku (obr. 2.3). Z ní získané charakteristiky materiálu následně umožňují zhotovit vhodnou konstrukci namáhaných zařízení. [5, 9]

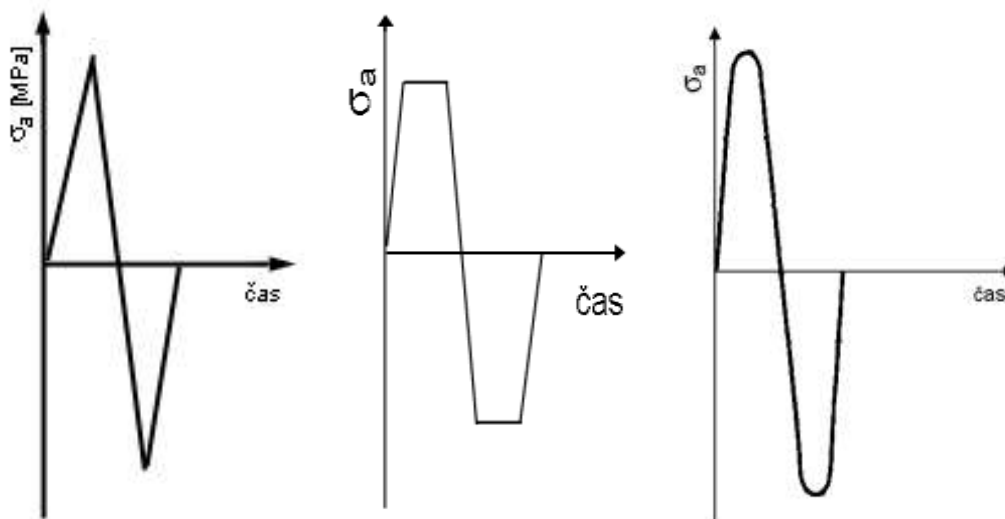
Wöhlerova křivka udává závislost amplitudy napětí σ_a (při dané střední hodnotě napětí σ_m) na počtu cyklů do lomu N_f . Mezní amplituda napětí, kdy nedochází k lomu ani po vysokém počtu cyklů N se nazývá mez únavy σ_c . [5]



Obr. 2.3 - Wöhlerova křivka pro dané střední napětí σ_m .
Horní napětí σ_h , dolní napětí σ_d . [5]

2.2.2 - Cyklické zatěžování

Při běžném provozu jsou součásti strojů a zařízení vystaveny obecnému zatěžování. Obecné zatížení je těžko definovatelné, proto v laboratorních podmínkách dochází ke zjednodušení zátěžových cyklů. Nejčastěji se používá sinusového průběhu zatížení. V dnešní době jsou zkušební stroje zpravidla řízené počítačem, takže tvar sinusoidy může nabývat různých tvarů (obr. 2.4) [10]



Obr. 2.4 - Příklady různých typů zátěžových cyklů [10]

Hodnoty cyklického zatížení se v čase periodicky mění od minima po maximum. Maximum σ_h , je horní hodnota cyklického napětí, minimum σ_n je spodní hodnota cyklického napětí. Průměr těchto dvou hodnot označujeme jako střední napětí σ_m (statickou složku zátěžového cyklu).

$$\sigma_m = \frac{\sigma_h + \sigma_n}{2} \quad (2.1)$$

Dynamická složka zátěžového cyklu neboli amplituda napětí σ_a , je polovina rozdílu horního a dolního napětí.

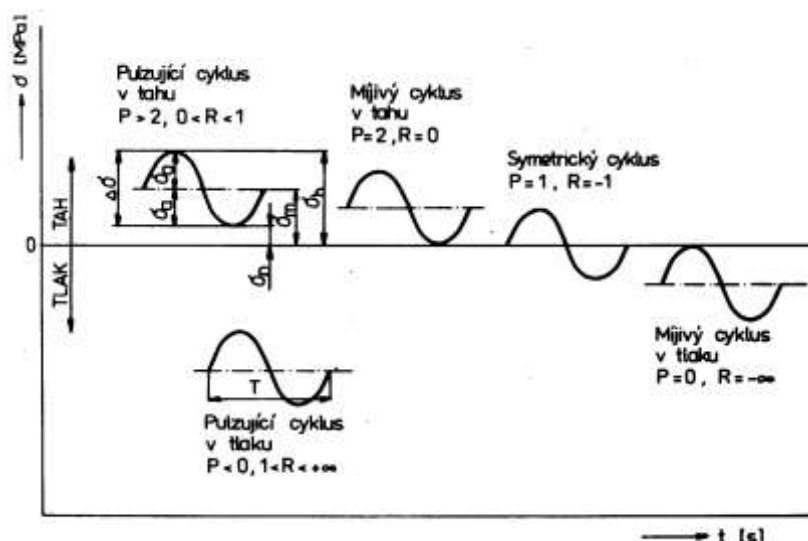
$$\sigma_a = \frac{\sigma_h - \sigma_n}{2} \quad (2.2)$$

Doba kmitu T je nejmenší časový úsek, za který se opakuje stejný průběh napětí. Počet změn za jednotku času udává frekvence f .

$$f = \frac{1}{T} \quad (2.3)$$

V případě zatěžování tah - tlak má zátěžový cyklus dvě oblasti - tahovou a tlakovou (obr. 2.5). Rovná-li se střední napětí cyklu nule, mluvíme o symetrickém cyklu. V ostatních případech se jedná o asymetrický cyklus. Pro určení asymetrie se používá tzv. parametrů asymetrie.

Starší tvar $R = \frac{\sigma_n}{\sigma_h}$ a novější, $P = \frac{\sigma_h}{\sigma_a}$. Mezi oběma parametry je vztah $P = \frac{2}{1-R}$. [9]



Obr. 2.5 - Charakteristiky různých typů sinusových zátěžových cyklů [10]

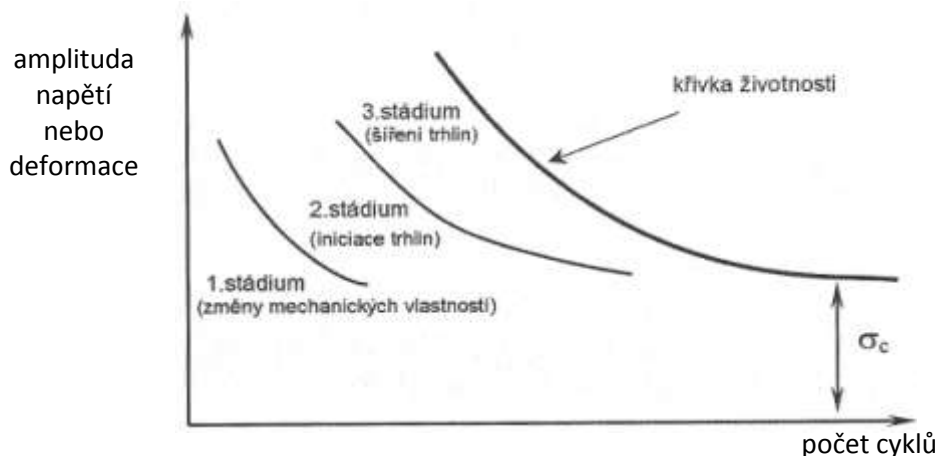
Tvrdé a měkké zatěžování

Tzv. tvrdé zatěžování je proces, při kterém je řízenou veličinou deformace. Metoda tvrdého zatěžování se využívá při zkouškách nízkocyklové únavy. Při těchto zkouškách dochází k pozorování a vyhodnocování změn mechanických vlastností materiálu. Tvrdé materiály cyklicky změkčují a měkké naopak cyklicky zpevňují. Výsledkem zkoušek je pak Manson - Coffinova křivka. Zkoušky se provádí na součástkách, jako jsou rotory turbín, tlakové nádoby, apod.

Při zkouškách vysokocyklové únavy je řízenou veličinou zatěžující síla. Účelem zkoušky je zjištění počtu cyklů do lomu N_f . Výsledkem zkoušek je sestavení Wöhlerovy křivky. [8, 9]

2.2.3 - Stádia únavy

Proces únavy je z technického hlediska obecně popisován třemi základními stádii (obr. 2.6), která na sebe navazují a částečně se i překrývají. V prvním stádiu dochází ke změnám mechanických vlastností. Ve druhém stádiu se začínají iniciovat trhliny. Velikost takovýchto trhlin podstatně převyšuje charakteristické rozměry strukturních složek materiálu a jsou zachytitelná defektoskopickými metodami. Ve třetím stádiu se trhliny dále šíří až dojde k lomu. [5, 7]



Obr. 2.6 – Stádia procesu únavy [9]

Stádium změn mechanických vlastností

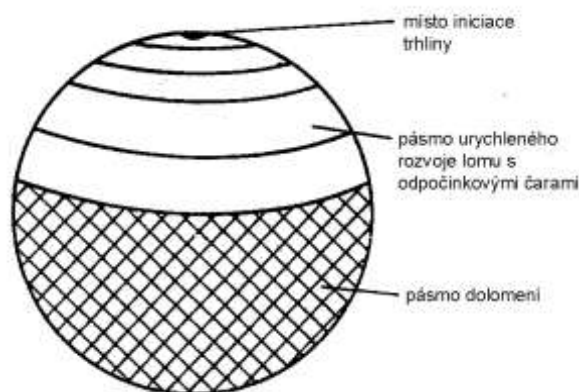
Stádium změn mechanických vlastností je charakterizováno změnami v celém objemu zatěžovaného materiálu. V důsledku nahromadění plastických deformací dochází ke změně hustoty a rozložení dislokací a tím ke změnám mechanických vlastností. Materiál cyklicky změkčuje, či zpevňuje. [5, 10]

Stádium nukleace trhliny

Toto stádium probíhá v malé oblasti, nejčastěji v povrchových vrstvách, v místech tzv. koncentrátorů napětí. Koncentrátory napětí mohou být různé vměstky, nehomogenity, dutiny apod. Procesem další kumulace plastických deformací vznikají v těchto místech a v jejich okolí první mikrotrhliny. [5]

Stádium šíření trhlin

Mikrotrhliny se začínají šířit materiálem a v důsledku nerovnoměrného rozložení napětí se jedna z nich stává řídící. Řídící (magistrální) trhlina prostupuje dále do materiálu, růst ostatních mikrotrhlin je potlačen. Po překročení kritického napětí v materiálu dochází k únavovému lomu (obr. 2.7). [5, 10]



Obr. 2.7 - Únavový lom, schéma [10]

2.2.4 - Mikrostruktura

Při cyklickém zatěžování součásti dochází ke střídavé plastické deformaci. To má za následek změnu mechanických vlastností. Plastická deformace je určena pohybem, generací a interakcemi dislokací. Pohyb dislokací také ovlivňuje přítomnost precipitátů, hranic zrn, cizích částic apod. Cyklickým zatěžováním dochází ke změnám v konfiguraci a hustotě dislokací. K nevratným mikrostrukturním změnám dochází v celém objemu. Nejintenzivnější změny jsou na počátku zatěžování. Postupně dochází k nasycení a zastavení mikrostrukturních změn. Tento jev nazýváme saturačními procesy. [5, 9]

2.2.5 - Nukleace únavových trhlin

Mnohé experimenty prokázaly, že únavový proces je velmi citlivý na stav povrchu zatěžovaného materiálu. Právě na povrchu, v místech koncentrace cyklické plastické deformace, dochází k nukleaci únavových trhlin. Životnost materiálu je tedy závislá na povrchovém zpracování.

Nukleace únavových trhlin se velmi často vyskytuje nejen v makroskopických koncentrátorech napětí - vrubech, ale i na hladkém povrchu, kde v důsledku cyklického zatěžování vzniká reliéf. Povrchové nerovnosti pak působí jako koncentrátoři napětí. [5]

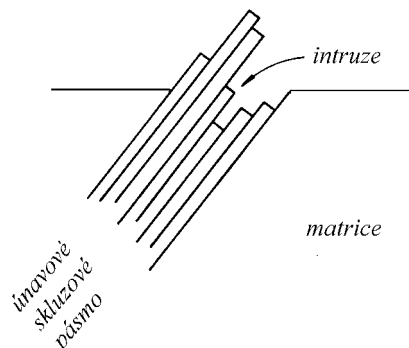
Mechanismy nukleace mikrotrhlin

Studium iniciace únavových trhlin prokázalo, že výskyt povrchových intruzí (intruze - propadnutí skluzového pásu (obr. 2.8)) vytvořených procesem cyklické plastické deformace společně s povrchovými extruzemi (extruze - vystoupení skluzového pásu) mohou být vedle iniciace na hranicích zrn, nehomogenitách a ostatních strukturních vadách vně materiálu dalším způsobem iniciace trhlin. [5, 9, 11]

Podstatou vzniku skluzových pásů je opakované střídavé zatěžování tah-tlak. [5]

Mechanismy nukleace lze obecně rozdělit do pěti skupin. [9]

(1) Modely, podle kterých není rozdíl mezi intruzí a mikrotrhlinou. Vznik a růst mikrotrhliny je chápán jako spojitě prorůstání intruze do hloubky. A to pomocí opakovaného skluzu na jednom, nebo na dvou skluzových systémech (obr. 2.8).



Obr. 2.8 - Skluzový systém [5]

(2) Nukleace křehkým prasknutím v kořeni intruze. Mikrotrhliny vždy začínají na ostrých intruzích a nezáleží přitom na typu okolní dislokační struktury.

(3) Vznik trhliny kondenzací vakancí. V důsledku cyklického zatěžování dochází ke vzniku vakancí. V místech s největší koncentrací vznikají shluky a dutiny. Dutiny o dostatečné velikosti je možno považovat za mikrotrhlinu.

(4) Dekoheze krystalu podél skluzové roviny způsobená akumulací dislokací. Základní myšlenkou tohoto modelu je, že v kritických místech se vytváří taková konfigurace dislokací, která vede k lokálnímu zvýšení napětí nebo energie dostačující ke ztrátě koheze v oblasti několika Å až několika desítek Å.

(5) Nukleace na hranicích zrn. Tento model je typický pro kovy s bcc mřížkou. V případě velkých amplitud zatěžování (a tomu odpovídajícího počtu cyklů do lomu max. 10^3) proběhne deformace prakticky celé povrchové vrstvy jednotlivých zrn. V místě hranice však nemůže deformace proběhnout. Může však dojít k vytvoření intruze. [5, 9]

Kromě výše uvedených modelů existuje celá řada jejich obměn a variací. [9]

2.2.6 - Šíření trhlín

Vytvořením povrchových mikrotrhlín končí stádium nukleace. Mikrotrhliny leží podél aktivních skluzových rovin (rovin, ve kterých je smykové napětí největší). Výjimkou jsou interkrystalické mikrotrhliny. Největší smykové napětí při jednoosém zatěžování působí pod úhlem 45° se směrem vnějšího zatížení. Vzhledem k relativně velkému počtu možných skluzových rovin v kovech jsou aktivní ty roviny, které mají orientaci blízkou rovině s maximálním smykovým napětím.

Mikrotrhliny (svírající přibližně zmiňovaných 45° se směrem vnějšího namáhání) se vlivem dalšího cyklického namáhání propojují a podél aktivních skluzových rovin rostou dále do hloubky. V hloubce několika desítek mikronů se většina z nich zastaví. Dál se šíří jen malá část, která se s narůstající délkou vychyluje ze směru aktivních skluzových rovin do směru kolmého na hlavní napětí. V některých případech se takto šíří jen jediná trhlina, kterou

popisujeme jako magistralní. Tento přechod šíření ze směru aktivních skluzových rovin do směru kolmého na hlavní napětí se často označuje jako přechod z krystalografického šíření na nekrytalografické šíření trhliny. [5, 9]

2.2.7 - Křivky životnosti

Charakteristikou zatěžování v měkkém módu je křivka životnosti $\sigma_a - N_f$ (Wöhlerova, nebo také S-N křivka). Udává závislost počtu cyklů N_f na velikosti amplitudy napětí σ_a . [5]

Pro tvrdý mód, kde je řízenou veličinou deformace, je vhodnou charakteristikou únavové životnosti Basquinova a Manson-Coffinova křivka. Amplituda napětí u Basquinovy křivky se na rozdíl od amplitudy napětí u Wöhlerovy křivky nedá zjistit přímo, ale musí se vypočítat, nebo stanovit. Obvykle se volí v oblasti saturace, nebo v polovině životnosti.

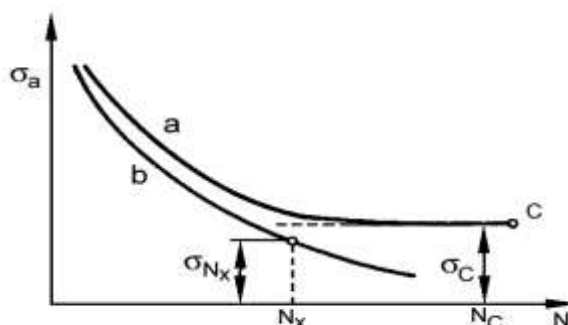
Wöhlerova křivka

Pro křivky životnosti $\sigma_a - N_f$ je typický pokles počtu cyklů do lomu s rostoucím napětím. Tato oblast se nazývá časovaná únavová pevnost a je zprava ohraničena počtem cyklů N_c (obr. 2.9). N_c je počet cyklů, nad kterým již nedochází k únavovému porušení. Oblast trvalé únavové pevnosti je oblast s vyšším počtem cyklů ($N > N_c$). [5, 9] V závislosti na typu materiálu může nastat i druhý případ, kdy dojde k porušení při konečném počtu cyklů N_x (obr. 2.9).

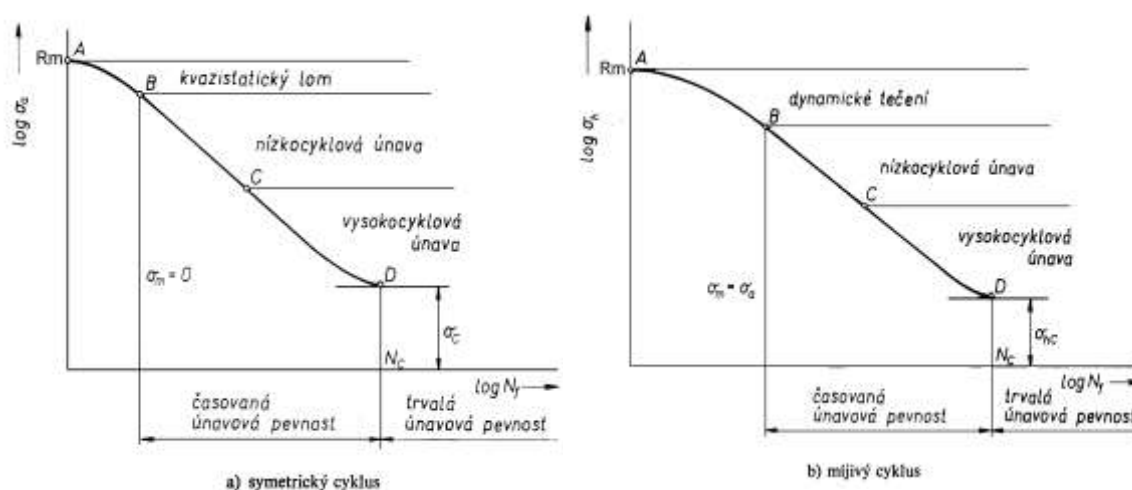
Křivku $\sigma_a - N_f$ lze konstruovat pro různá střední napětí σ_m . Zpravidla se tak děje pouze pro dva případy, a to pro symetrické zatěžování ($\sigma_m = 0$) a pro mívivé ($\sigma_m = \sigma_a$) (obr. 2.10). [9]

Obecně ve vztahu k závislosti $\sigma_a - N_f$ platí:

- (a) počet cyklů do porušení roste s klesající amplitudou napětí
- (b) existuje mezní amplituda napětí, pod kterou nedochází k porušení ani při téměř neomezeném množství cyklů, tj. mez únavy σ_c (obr. 2.9- křivka a), toto však neplatí v druhém případě, obr. 2.9 - křivka b. Křivka nemá vodorovnou část, amplituda napětí klesá s počtem cyklů, k porušení dochází při konečném počtu cyklů N_x . Životnost je dána počtem cyklů N_x . Typické pro kovy s FCC mřížkou, zejména slitiny Al, které deformačně nestárnou.
- (c) počet cyklů do porušení nezávisí jen na absolutní velikosti maximálního napětí σ_h , ale i na velikosti amplitudy napětí σ_a . Čím je σ_a větší při daném σ_h , tím menší počet cyklů snese materiál do porušení [5, 9]



Obr. 2.9 - Dva případy průběhu Wöhlerovy křivky



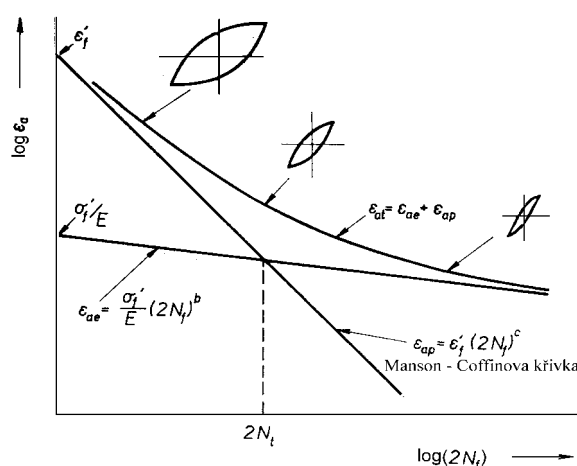
Obr. 2.10 - Křivky životnosti pro symetrický a míjivý cyklus [9]

Manson – Coffinova křivka

Křivky životnosti lze zapsat pomocí závislosti $\sigma_a - N_f$ (řídící veličinou je napětí), ale i pomocí závislosti $\epsilon_a - N_f$ (řídící veličinou je deformace). [5, 8]

Pro určení životnosti podle Mansona a Coffina je určující veličinou cyklická plastická deformace [6]. Manson-Coffinův vztah popisuje počet cyklů do lomu v závislosti na amplitudě plastické deformace. [5, 9]

Pro nejjednodušší získání Manson - Coffinových křivek životnosti (obr. 2.11) se provádí experimenty v režimu řízené amplitudy plastické deformace ϵ_{ap} , resp. v režimu řízené amplitudy celkové deformace ϵ_a . V závislosti na těchto amplitudách se získává určitý počet cyklů do lomu N_f .



Obr. 2.11 - Manson - Coffinova křivka životnosti [9]

Z obrázku 2.11 je patrné, že při nízkých počtech cyklů převládá plastická složka ϵ_{ap} (amplituda plastické deformace) a při vysokých počtech cyklů složka elastická ϵ_{ae} (amplituda elastické deformace). [9]

2.3 - Ochranné povlaky

Mnoho součástí průmyslových zařízení pracuje v prostředích, která jsou agresivní a vyznačují se vysokými teplotami, vysokým tlakem, různými typy napětí, oxidační a korozní atmosférou, cizími částicemi, které narušují jejich povrch a způsobují erozi. [5, 12, 13]

Vývoj superslitin byl v minulosti zaměřen především na zlepšování jejich mechanických vlastností zejména při creepu a únavě pomocí chemického složení, tepelného zpracování či technologie výroby. V posledních letech je díky snaze výrobců zvýšit účinnost strojů za vysokých teplot nutné zvyšovat zejména žáruvzdornost materiálu cestou ochrany povrchu. Ochranné povrchy by však neměly zkracovat životnost součástí, tj. nesmí snížit mechanické vlastnosti základního materiálu, ale naopak zvýšit odolnost proti oxidačním a korozním účinkům. Ochranné vrstvy by měly být co nejtenčí, homogenní a musí k povrchu základního materiálu dobře přilnout. [1, 12, 13]

Principem ochrany povrchu je tvorba oxidických sloučenin na povrchu superslitin, které brání v přístupu kyslíku a různých solí k základnímu materiálu a tím prodloužení životnosti součástí. [4, 12, 13]

Proti vysokým teplotám se také využívá ochranných vrstev, které působí jako tepelné bariéry, tj. snižují teplotu povrchu součástí.

Mezi hlavní požadavky kladené na ochranné vrstvy patří:

Oxidačně - korozní odolnost

Na povrchu materiálu by měla vzniknout termodynamicky stabilní povrchová sloučenina s rovnoměrnou hloubkou. Vrstva se vyznačuje pomalým oxidačním růstem.

Stabilita

Ve vrstvě nesmí probíhat žádné nežádoucí fázové přeměny. Míra difuze při požadované teplotě musí být co nejmenší. Dále je nutná přiměřená stabilita chemického složení na rozhraní vrstva-substrát a minimální tvorba křehkých fází.

Ostatní

Důležitou vlastností je dobrá adheze vrstvy k základnímu materiálu, dále minimálními změny vnitřní napjatosti ve vrstvě či na rozhraní vrstva-základní materiál v důsledku teplotních změn, a také např. optimální povrchové vlastnosti, tj. vhodná drsnost povrchu apod. [12, 13]

2.3.1 - Typy povlaků

Povlaky odolné proti opotřebení se používají proti abrazivnímu, erozivnímu a kavitačnímu opotřebení, frettingu a pro snížení koeficientu tření. Povlaky se vytváří nanášením kovů, jejich slitin, keramiky apod. Tvrdost kovových povlaků zvyšuje přítomnost karbidů, popř. oxidů. [12, 13]

Tepelné izolátory neboli tepelné bariéry jsou povlaky s nízkou tepelnou vodivostí na bázi zirkoniových nebo hliníkových oxidů. Jejich předností a funkcí je omezení přísunu tepla do základního materiálu. Ochrana proti korozi je u tepelných bariér vedlejší vlastností. [1]

Povlaky odolné proti korozi - difúzní bariéry a MCrAlY povlaky. Tyto povlaky jsou zejména na bázi kovů, či ušlechtilých kovů a bývají používány, jako ochrana základního materiálu proti korozi v různých prostředích. [5, 14]

Mezi další typy povlaků patří obrusitelné (abradable) povlaky, které umožňují snadnější přizpůsobení např. rotační součásti s protikusem při záběhu apod. Dále elektricky vodivé (Sn, Cu, Al a další), nebo naopak nevodivé (oxidy a jiné izolátory) nástřiky. Pro opravy zkorodovaných, nebo nových, chybně vyrobených součástí se používají nástřiky pro doplnění materiálu. Tloušťka takového povlaku může být až 3 mm. V lékařském průmyslu se zejména na zubní a ortopedické implantáty využívá biokompatibilních nástřiků, které snižují opotřebení implantátu a zvyšují přilnavost tkáně. [14]

Některé typy povlaků se nanášejí ze specifických důvodů, např. pro zajištění lepší pájitelnosti nebo jen čistě z estetického hlediska. [15]

S ohledem na téma bakalářské práce bude další část kapitoly věnována pouze povlakům vhodným pro vysokoteplotní aplikace.

2.3.2 - Ochranné povlaky pro vysokoteplotní aplikace

Mezi vhodné povlaky či vrstvy, které chrání povrch materiálu za vysokých teplot, zejména proti oxidaci a vysokoteplotní korozi, patří difúzní bariéry a overlay povlaky, a také TBC povlaky

Difúzní bariéry

Difúzní vrstvy jsou nejrozšířenějším typem ochranných vrstev, které se používají na součástech pro vysokoteplotní aplikace. Používají se především na rotující části, jako např. turbínové lopatky. Použitím tohoto typu ochranné vrstvy zvyšujeme korozně-oxidační odolnost povrchu materiálu. Principem ochrany povrchu materiálu je vytvoření kompaktní oxidické vrstvy na povrchu součásti, nejčastěji na bázi Al_2O_3 , Cr_2O_3 , SiO_2 a dalších. Stává se tak v důsledku sycení povrchu součásti prvky s vysokou afinitou ke kyslíku (Al, Cr, Si, Pt a jejich vzájemné kombinace). [5] Předností difúzních vrstev jsou dobré vlastnosti z hlediska termomechanické únavy. [12, 13]

Používá se řada technologií tvorby difúzních bariér.

Jedná se zejména o „slurry technologii“, tj. nanášení suspenze Al, Al-Cr, Al-Si apod. formou nástřiku za pokojových teplot na povrch materiálu s následným tepelným zpracováním, žháním v ochranné atmosféře.

Dalším používaným způsobem nanášení je „pack process“, zejména aluminizace, či modifikovaná aluminizace apod. Součást je vložena nejčastěji do práškové směsi. Směs obsahuje čistý Al, Cr apod., dále halogenidové aktivátory (aktivační soli NaF, NaCl) a inertní plnivo (Al_2O_3 nebo SiC). Při vysoké teplotě v inertním prostředí se směs zahřeje, aktivační sůl reaguje s Al a vytváří se hliníkové halogenidové páry, které nanášejí Al nebo směs Al a jiných prvků na povrch substrátu. Existuje řada modifikací této technologie, kdy se místo čistých prášků používají prášky slitin nebo je součást umístěna v jedné nádobě, kde dochází k sycení povrchu a v jiné nádobě dochází k rozkladu, tzv. „out of pack process“ apod. Výhodou této technologie je jednoduchost, vysoká kvalita, rovnoměrnost vrstvy, široká regulace teploty nasycování s požadovaným složením. [16, 17].

V neposlední řadě se dají použít žárové nástřiky s následným vhodným tepelným zpracováním (viz. kap. 2.3.3) apod.

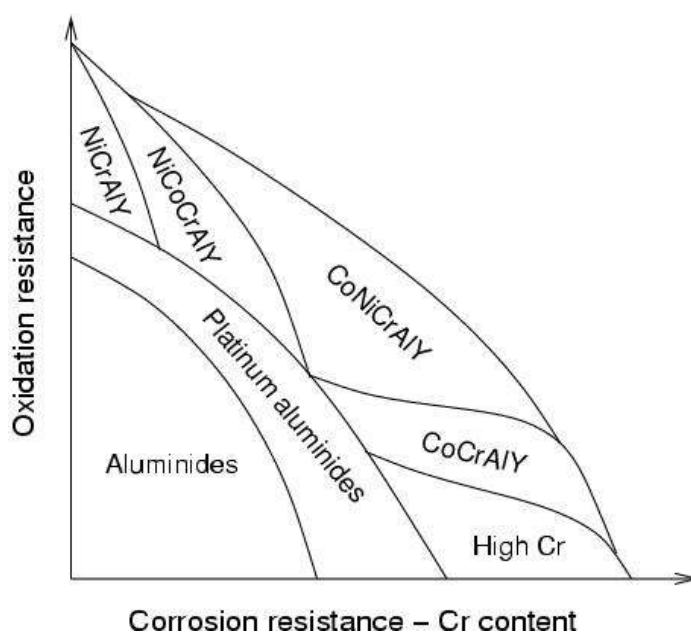
Overlay povlaky

Zabezpečují korozně-oxidační odolnost růstem tepelně aktivované oxidické vrstvy nanesením povlaku požadovaného složení na původní substrát. Typické složení MCrAlY systém, M je Fe, Ni, Co, případně jejich směsi. X je Y, Si, Ta, Hf a další. Používají se buď jako podklad pod tepelné bariéry, nebo jako samostatná ochranná vrstva. [1]

Oproti difúzním ochranným vrstvám mají overlay povlaky výhodu v tom, že jejich složení je možné přizpůsobit pro konkrétní použití, odolávají vyšším teplotám a mají lepší oxidační a korozní odolnost.

Existuje několik způsobů nanášení vrstev MCrAlY, a to pomocí EB PVD (electron beam physical vapor deposition), pomocí žárových nástřiků apod. [9, 17, 18]. Technologie nanášení overlay povlaků je vhodná na jednoduché a rovné povrchy. Metoda je rychlá a vrstvy jsou kvalitní. Se složitějšími tvary se zvyšuje náročnost výrobního procesu. [12, 13]

Na obrázku 2.12 je uvedeno, jak chemické složení overlay povlaků ovlivňuje odolnost vůči korozi a oxidaci. [1, 5, 12, 13]



Obr. 2.12 - Typy používaných vrstev
z hlediska ochrany před korozními a oxidačními účinky [1]
oxidation resistance – odolnost vůči oxidaci,
corrosion resistance - odolnost vůči korozi

Tepelné bariéry

Tepelné bariéry (tzv. TBC - thermal barrier coatings) brání základní materiál proti vysokým teplotám. Ochrana proti korozi, oxidaci a erozi je u tohoto typu povlaků vedlejší funkcí. Z důvodu malé tepelné vodivosti se často používají keramické materiály na bázi stabilizovaného ZrO_2 , či Y_2O_3 . Keramické povlaky snižují teplotu součásti, která je v provozu i o několik desítek stupňů - odtud název tepelné bariéry. Skládají se zpravidla z několika vrstev, z pláště (keramický materiál) a antioxidační vrstvy (vrstva MCrAlY), které jsou nanесeny na povrch základního materiálu. Důležitým procesem při tvorbě tepelných bariér je difúze na krátkou vzdálenost, při níž se zpevňují vazby mezi jednotlivými vrstvami a základním materiálem. [1, 5]

Použití tepelných bariér je omezeno křehkostí keramiky a také faktem, že se tepelné bariéry skládají z několika vrstev, což při vysokých teplotách může mít za následek poškození součásti z důvodu rozdílné teplotní roztažnosti jednotlivých vrstev. Z těchto důvodů se tepelné bariéry používají jen na součásti, které pracují za vysokých teplot a nejsou dynamicky namáhané. [1]

V tabulce 2.3.1 je uvedeno porovnání různých typů povlaků z hlediska jejich ochranných funkcí, tloušťky, provozní teploty, způsobu aplikace a ceny.

Tab. 2.3.1 - Porovnání povlaků podle různých hledisek [12, 13]

vlastnosti	typ povlaku			
	Al	Cr	MCrAlY	keramika
ochranná funkce	oxidace	vysokotep. koroze	oxidace	tepelná bar.
hloubka (μm)	25 - 100	25 - 50	125 - 500	>125
provozní teplota $^{\circ}C$	815 - 1150	600 - 925	815 - 1150	980 - 1200
aplikační proces	depozice par	depozice par	depozice par, nástřik, laserová depozice	depozice par, nástřik
cena	1x	1x	2x - 4x	3x - 5x

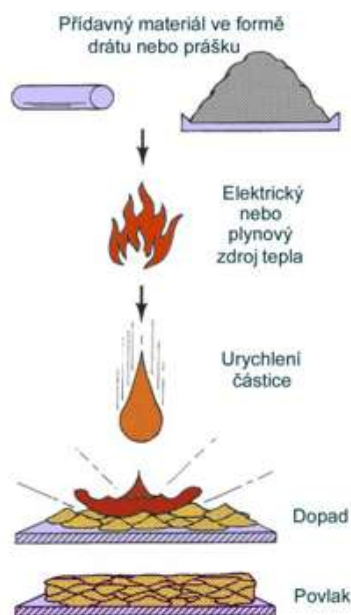
2.3.3 - Žárové nástřiky

Téměř ve všech průmyslových odvětvích se využívá technologie žárových nástřiků. Tato technologie umožňuje nanášet širokou škálu materiálů na různé typy povrchů. Volba typu povlaku se řídí zpravidla tím, v jakém prostředí bude součást či zařízení pracovat a jakým degradačním procesům přitom bude odolávat. Při výrobě mohou nastat problémy s aplikací např. z důvodů, že nanášená vrstva má zpravidla odlišné chemické složení a odlišnou strukturu než základní materiál. Nanesením povlaku se také tepelně ovlivní povrch a vrstvy pod povrchem základního materiálu a tím dojde ke změně mechanických vlastností, k modifikaci struktury apod. [14, 15]

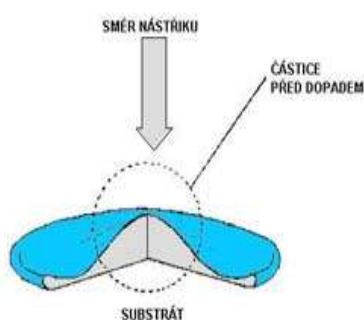
Žárové nástřiky dobře odolávají žáru, působení různých kyselin i roztaveným kovům. Mají vysokou tvrdost a malou tepelnou a elektrickou vodivost, jsou ale porézní. [19]

2.3.4 - Princip nanášení žárových nástřiků

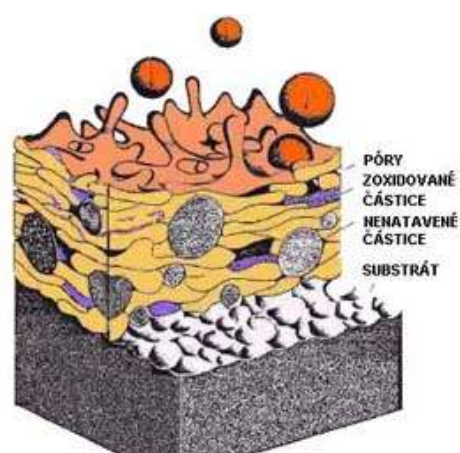
Žárové nástřiky jsou ochranné povlaky, obvykle silnější než 50 μm . Nanášený materiál je přiváděn do zařízení (podavače) ve formě drátu, či prášku (obr. 2.13a). Zde dojde k jeho natavení na malé kapičky a urychlení směrem k povrchu součásti. Vlivem vysoké rychlosti dojde při dopadu na povrch k jejich rozprostření (vznik tzv. splatu Obr. 2.13b) a rychlému ztuhnutí. Postupně tak vzniká pórovitá ochranná vrstva (Obr. 2.13c) složená z natavených částic (splatů), nedostatečně natavených částic, oxidických vměstků a pórů. [14]



Obr. 2.13a
Proces nanášení žárových
nástřiků [14]



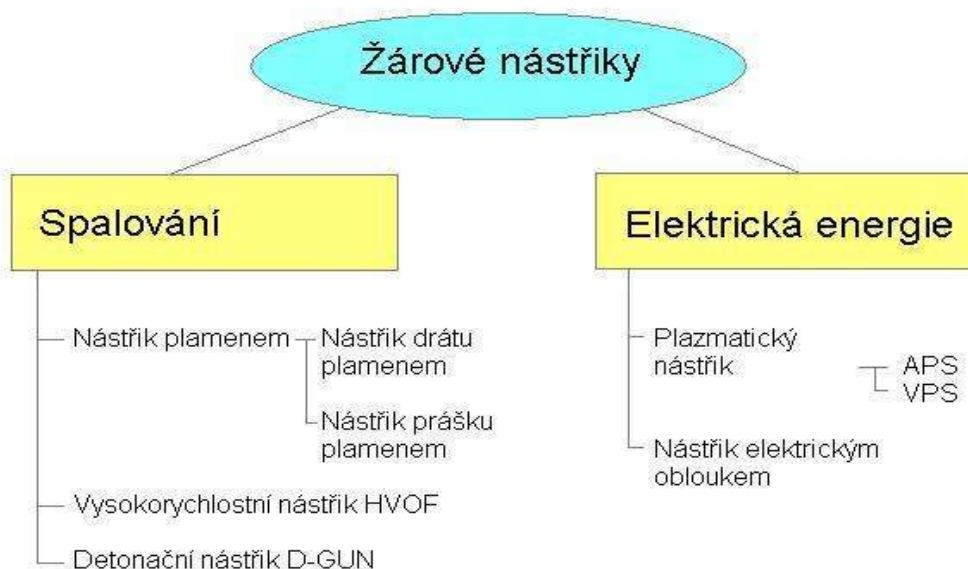
Obr. 2.13b
Vznik tzv. splatů
[14]



Obr. 2.13c
Struktura žárového
nástřiku [14]

2.3.5 - Metody žárového nástřiku

Různé metody žárových nástřiků jsou dány druhem tepelného zdroje použitého k nanášení nanášeného materiálu. Rozdělují se do dvou skupin, které jsou uvedené ve schématu na obr. 2.14.



Obr. 2.14 - Metody žárových nástřiků [14]

Nejstarší metodou je nástřik plamenem. K nanášení se používá stlačený vzduch společně s palivem (acetylen, propylen, propan, vodík). Nanášený materiál, ve formě drátu nebo prášku se přivádí do plamene, který vznikl hořením vzduchu a paliva. Tam je nataven a urychlen na povlakovaný povrch. Touto metodou vznikají méně kvalitní povlaky, zejména z důvodu nízké rychlosti nanášení natavených částic a nízké teploty plamene.

Pro dosažení vyšší dopadové rychlosti částic a vyšší teploty plamene se používá metoda detonačního nástřiku D-GUN (Detonation Gun). Tato metoda využívá tepelné a kinetické energie spalovacího plynu, uzavřeného ve spalovací komoře. Nanášený materiál je zde přiváděn ve formě prášku.

Vysokorychlostní nástřik plamenem HVOF (High Velocity Oxygen Fuel) je obdoba metody D-GUN, s tím rozdílem, že plnění spalovací komory a hoření plynů probíhá kontinuálně. Teplota plamene je ve srovnání s plazmatickým nástřikem poměrně nízká. To omezuje použití této metody pro některé materiály s vyšší teplotou tavení (keramika apod.). Typické materiály pro vysokorychlostní nástřik jsou cermety, nejčastěji na bázi karbidů wolframu, chromu a titanu.

Hlavní výhodou nástřiku elektrickým obloukem je jednoduchost, nízké provozní náklady a mobilita. Pro výrobu nástřiku elektrickým obloukem potřebujeme jen stlačený vzduch, elektrickou energii a nanášený materiál ve formě dvou drátů, mezi kterými vzniká elektrický oblouk. Proud vzduchu pak unáší natavené kapičky na povlakovaný povrch. Další výhodou je vysoký výkon a poměrně nízké tepelné ovlivnění základního materiálu. Ten je na rozdíl od jiných metod ohříván pouze dopadajícími kapičkami. Nevýhodou je, že nanášený materiál musí být elektricky vodivý a musí být dostupný ve formě drátu. [14]

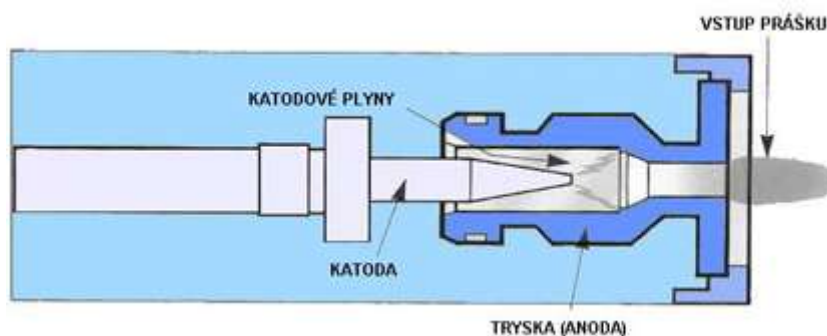
Metoda plasmatického nástřiku

Metoda APS - Air Plasma Spraying

Elektrický oblouk (obr. 2.15a,b) vzniká mezi wolframovou katodou, která je chlazená vodou a měděnou anodou. Anoda má tvar trysky plasmového hořáku. Elektrický oblouk hoří v plazmovém plynu, tím bývá nejčastěji argon, popř. jiný inertní plyn zvyšující entalpii (helium, vodík popř. dusík, jeho použití je však omezeno jeho reaktivností s většinou přídavných materiálů). Do hořáku je axiálně napouštěn plazmový plyn a na druhém konci vystupuje plasma, která má vysokou entalpii. Teplota plasmy dosahuje 20 000 K. Teplota a rychlost proudu plazmatu je závislá na konstrukci hořáku, energetickém příkonu a použitém plynu. Nanášený materiál se do nosného plynu přivádí ve formě prášku. Vysoká teplota plazmatu umožňuje nanášet prakticky všechny druhy materiálů, čisté kovy, materiály s vysokou teplotou tavení, jako je například keramika nebo cermety. Vysoká teplota má však nevýhodu, že během nanášení může dojít k vyhoření některého prvku z nanášeného materiálu, k oxidaci nebo ke změně fázového složení. Tyto nevýhody mohou zapříčinit, že vlastnosti nástřiku jsou jiné, než jaké se původně předpokládaly. [14, 19]

Metoda VPS - Vacuum Plasma Spraying

Postup nanášení je obdobný jako u metody APS, plasmatický nástřik se však provádí v uzavřené komoře a za sníženého tlaku. Metodou VPS je možné nanášet povlaky o extrémně vysoké hustotě, přilnavosti a čistotě. [14]



Obr. 2.15a - Schéma zařízení pro plasmatický nástřik [14]



Obr. 2.15 b - Proces plasmatického nástřiku v praxi [14]

3. - Formulace cílů práce

Práce je zaměřena na studium struktury a vlastností lité polykrystalické niklové superslitiny Inconel 738LC na vzorcích s aplikovanou ochrannou AlSi vrstvou, vyrobenou plazmatickým nástřikem s následným tepelným zpracováním a na vzorcích bez ochranné vrstvy, po již provedených zkouškách v oblasti nízkocyklové únavy při teplotě 800 °C. Dalším cílem bude zhodnocení struktury a vlastností samotné vrstvy vyrobené žárovým nástřikem a dále po aplikovaném tepelném zpracování.

Dílčí cíle bakalářské práce jsou následující:

- vypracovat literární rešerši na dané téma,
- pozorovat strukturu základního materiálu,
- posoudit chování studovaného materiálu bez vrstvy a s aplikovanou AlSi vrstvou po cyklickém zatěžování na základě již provedených nízkocyklových únavových zkoušek při 800 °C,
- provést fraktografické hodnocení vybraných lomových ploch pomocí světelné a skenovací elektronové mikroskopie,
- pozorovat únavové trhliny na podélných osových řezech vybraných vzorků pomocí světelné a skenovací elektronové mikroskopie,
- studovat strukturu, tloušťku a vlastnosti AlSi vrstvy pomocí světelné mikroskopie, skenovací elektronové mikroskopie s energiově disperzní analýzou a dále pomocí měření mikrotvrdosti.

4. - Experimentální část

4.1 - Experimentální materiál a technika

V rámci bakalářské práce byl studován materiál Inconel 738LC (tab. 4.1) a vrstva AlSi, která byla aplikována na povrch základního materiálu plazmatickým nástřikem. Vrstva AlSi byla pozorována ve stavu po plazmatickém nástřiku (PS) a po tepelném zpracování (TZ) na vzorcích ve tvaru destiček (2 destičky) a ve stavu po tepelném zpracování na zkušebním tělese pro únavové zkoušky (LCF). Značení vzorků je uvedeno v tab. 4.2. Vrstvy byly pozorovány a analyzovány pomocí světelné a skenovací elektronové mikroskopie s energiově disperzní analýzou, byla hodnocena tloušťka vrstev pomocí obrazové analýzy a měřena mikrotvrdost. Dále byly studovány lomové plochy a únavové trhliny na zkušebních tělesech s plazmaticky nanesenou a tepelně zpracovanou AlSi vrstvou a zkušebních tělesech bez vrstvy po zkouškách nízkocyklové únavy při 800 °C. Značení zkušebních těles a výsledné parametry určené ze zkoušek nízkocyklové únavy jsou uvedeny v tab. 4.3. Lomové plochy a únavové trhliny byly pozorovány pomocí světelné a skenovací elektronové mikroskopie.

4.1.1 - Experimentální materiál

Pro tuto bakalářskou práci byl vybrán experimentální materiál Inconel 738 LC. Inconel 738 LC je litá, polykrystalická, žáropevná niklová slitina se sníženým obsahem uhlíku (LC - low carbon). Snížením obsahu uhlíku dochází ke snížení tvorby karbidů, které by mohly působit negativně na únavové a creepové vlastnosti.

Mezi důležité fyzikální vlastnosti této slitiny patří měrná hmotnost, která je přibližně 8110 kg/m³ a tavní teplota, která se pohybuje v intervalu 1230 °C (solidus) až 1315 °C (likvidus). [1, 4] Vlastnosti této slitiny jsou deklarované pouze v tepelně zpracovaném stavu. Mechanické vlastnosti by při 20 °C neměly být menší než hodnoty stanovené výrobcem:

$R_m \geq 927 \text{ MPa}$, $R_{p0,2} \geq 772 \text{ MPa}$, $A_5 > 4\%$. [4]

Experimentální materiál byl dodán firmou PBS a.s. Velká Bíteš v rámci probíhajících projektů na pracovišti ÚMVI. V tabulce 4.1 je uvedeno chemické složení experimentálního materiálu, tavby Y43 (pozn. - označení výrobce). Materiál byl přetaven a odlit ve vakuu, metodou přesného lití (do vytavitelného modelu) do dvou typů forem; jednak do skořepiny tvaru terčíků, ze které byla vyrobena zkušební tělesa pro únavové zkoušky, a také do kvádrové formy ve tvaru budoucích destiček. Odlitek ve formě terčíku s předlitky je zobrazen na obr. 4.1a. Materiál byl následně tepelně zpracován dle předpisu výrobce (obr. 4.1b).

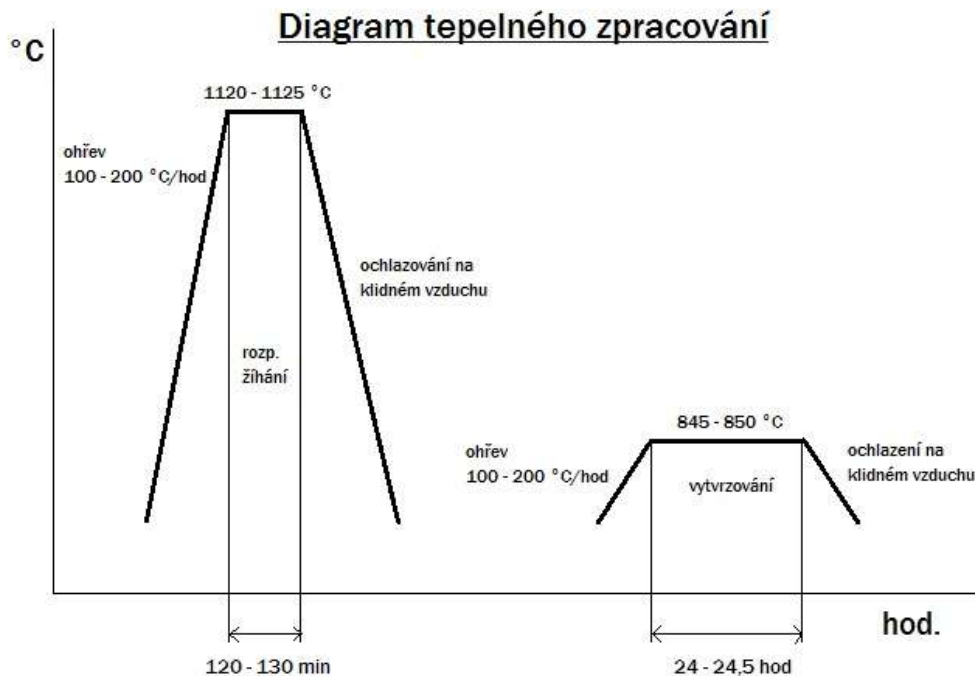
Tab. 4.1 - chemické složení - Inconel 738 LC

tavba Y43			
chem. prvek	hm. %	chem. prvek	hm. %
C	0,12	Nb	0,86
Mn	< 0,05	Ta	1,76
Si	0,07	Mo	1,74
Cr	16,20	W	2,80
Ti	3,40	Co	8,00
Al	3,41	Cu	< 0,05
Fe	0,21	P	0,007
B	0,01	S	0,005
Zr	0,05	Ni	zbytek

Tepelné zpracování se skládá z rozpouštěcího (homogenizačního) žíhání s následným vytvrzováním (precipitační žíhání) - obr. 4.1b. Tepelným zpracováním se zvyšuje žárovevnost slitiny Inconel 738 LC (oproti výchozímu stavu před tepelným zpracováním se zvyšuje podíl jemné disperze koherentních částic fáze γ'). Komplexní legování a tepelné zpracování zlepšuje vysokoteplotní vlastnosti slitiny, ale zvyšuje cenu. [1]



Obr. 4.1a - Terč s předlitky
ze slitiny Inconel 738 LC, tavba Y43



Obr. 4.1b - Diagram tepelného zpracování materiálu

Z každého předlitku z terčíku (obr. 4.1a) byly obráběním a následným broušením vyrobeny zkušební tělesa válcového tvaru s měrnou délkou 15 mm a průměrem 6 mm (obr. 4.2) určené pro zkoušky nízkocyklové únavy a z každého předlitku z kvádrové formy byly dále obrobena placaté destičky o rozměru 20 x 10 x 10 mm pro další analýzy vrstev.

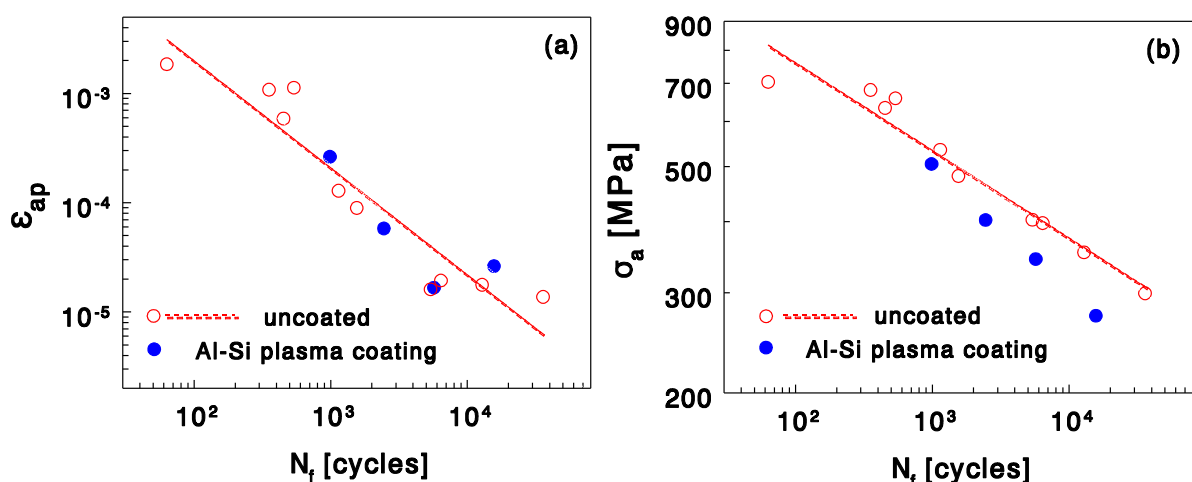


Obr. 4.2 - Válcová zkušební tyč pro zkoušky nízkocyklové únavy, bez vrstvy

Na destičky (2ks, tab. 4.2) a na vybraná zkušební tělesa pro nízkocyklovou únavu (6ks, tab. 4.3) byla plazmaticky nanese AlSi vrstva. Nanášení vrstvy bylo realizováno na zařízení Plasma Technik system SNECMA v SAV Bratislava. K samotnému nanesení vrstvy metodou APS byl použit typ hořáku PL-A a plazmový tok Ar – H₂. Výkon při nástřiku byl 35 kW. Hořáku byl vzdálen od součástky 120 mm a pohyboval se rychlostí (posuv) 1,08 m/min. Součástka se otáčela rychlostí 150 ot/min. Prášek byl podáván rychlostí 5,5 dílu/9stupně.

Zkušební tělesa pro únavové zkoušky a destičky s plazmatickým nástřikem (kromě 1 destičky) byly následně tepelně zpracovány na ÚMVI. Tepelné zpracování proběhlo v ochranné Ar atmosféře při 950 °C po dobu 5 hodin s ochlazením na klidném vzduchu. Zbytek zkušebních těles byl ponechán bez vrstvy.

Poté byly v rámci projektu provedeny zkoušky nízkocyklové únavy v režimu řízené deformace na pracovišti ÚFM AVČR v Brně. Nízkocyklové zkoušky vzorků s AlSi vrstvou i bez AlSi vrstvy byly provedeny na elektro-hydraulickém testovacím zařízení. Teplota vzduchu byla 800°C, parametr asymetrie cyklického zatěžování $R_\epsilon = -1$ a frekvence $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Výsledné charakteristiky byly zaznamenány pomocí extensometru. [20] Zkoušky nízkocyklové únavy probíhaly v tzv. tvrdém módu. Ze zjištěných hodnot N_f , σ_a a ϵ_{ap} (tab. 4.3) byly sestaveny křivky životnosti. Na obrázku 4.3a,b jsou znázorněny křivky životnosti vzorků bez vrstvy a vzorků s aplikovaným plazmatickým nástřikem AlSi po tepelném zpracování. Na obr. 4.3a (Manson-Coffinova křivka) je závislost amplitudy plastické deformace ϵ_{ap} zvolené v polovině životnosti na počtu cyklů do lomu N_f . Závislost napětí σ_a (v polovině životnosti) na počtu cyklů do lomu N_f je znázorněna na obrázku 4.3b (Basquinova křivka).



a) Manson-Coffinova křivka životnosti

b) Basquinova křivka životnosti

Obr. 4.3 a, b - Křivky životnosti
pro IN 738 LC ve výchozím stavu
a po tepelném zpracování
(uncoated - výchozí stav,
Al-Si plasma coating - s plazmovým nástřikem AlSi)

Přehled vzorků studovaných v bakalářské práci je uveden tabulkách 4.2 a 4.3

Tab. 4.2 - Přehled vzorků pro zkoumání vlastností vrstev

vzorek	popis
PS VS destička	destička s vrstvou AlSi po plazmatickém nástřiku - výchozí stav
PS TZ destička	destička s vrstvou AlSi po plazmatickém nástřiku a po tepelném zpracování
PS TZ LCF	zkušební těleso pro únavové zkoušky s vrstvou AlSi po plazmatickém nástřiku a tepelném zpracování

Tab. 4.3 - Značení vybraných zkušebních těles a výsledné parametry ze zkoušek nízkocyklové únavy

vzorek	vrstva	N_f [-]	σ_a [MPa]	ϵ_{ap} [%]
Y43-PS1	AlSi	5689	344	$1,669 \times 10^{-3}$
Y43-PS2	AlSi	15668	273	$2,629 \times 10^{-3}$
Y43-PS3	AlSi	1	-	-
Y43-PS4	AlSi	2447	403	$5,817 \times 10^{-3}$
Y43-PS5	AlSi	986	503	$2,638 \times 10^{-2}$
Y43-Y14	bez	537	659	$1,133 \times 10^{-1}$
Y43-Y7	bez	35886	299	$1,572 \times 10^{-3}$

4.1.2 - Experimentální práce

Metalografická příprava vzorků

Vzorky (tab. 4.2) byly bezdeformačně rozřezány tenkým kotoučem na pile ACCUTOM fy Struers tak, aby nedošlo k porušení vrstvy na povrchu. Následovala standardní příprava vzorků, tj. lisování vzorků do termosetu Isofast a Clarofast za tepla na přístroji Labopress-2, značení, broušení a leštění. Zalisované vzorky byly konvenčním způsobem broušeny a leštěny tzv. mokrou cestou na přístroji Pedemin-2. Broušení probíhalo na brusných papírech s odstupňovanou zrnitostí 280, 400 a 500 (po 3 minutách). Následovalo mechanické leštění pomocí diamantové pasty se zrnitostí 3 a 1 μm (po 3 minutách) při chlazení suspenzí RED. Finální úpravou bylo chemicko-mechanické leštění pomocí roztoku OP-S. V tomto stavu byla pozorována struktura vrstev, únavové trhliny, měřena tloušťka vrstev a mikrotvrdość. Pro účel zjištění velikosti zrn základního materiálu a pro jeho pozorování, byly vybrané vzorky naleptány leptadlem Marble tak, aby došlo ke zvýraznění jednotlivých zrn.

Hodnocení struktury vrstvy a základního materiálu

Struktura základního materiálu a vrstev (tab. 4.2) byla pozorována pomocí světelné mikroskopie (SM) na mikroskopu Olympus PMG-3. Pozorování bylo provedeno ve světlém poli a pomocí barevného kontrastu, metodou diferenciálního interferenčního kontrastu. Snímky byly digitalizovány pomocí kamery. Dále pomocí stereolupy fy Olympus, typ: SZ-61 byla nafocena a následně lineární metodou vyhodnocena velikost zrn základního materiálu u vybraných vzorků. Kromě toho byla pozorována struktura vybraných vrstev pomocí skenovací elektronové mikroskopie (SEM) a analyzována pomocí energiově disperzní analýzy (EDS).

Měření tloušťky vrstev

Tloušťka vrstev byla hodnocena pomocí světelného mikroskopu Olympus PMG-3. Měření probíhalo pomocí softwaru obrazové analýzy Stream Motion, fy Olympus. Tloušťka vrstev se hodnotila na vzorcích uvedených v tab. 4.2. Na každém vzorku byla vybrána tři zorná pole, ve kterých se tloušťka vrstvy měřila. Samotná metoda měření spočívá v zadání horní a dolní hranice vrstvy, rozdělení určité délky vrstvy na díly (v našem případě 60 dílů). Program poté změřil v každém bodě tloušťku. Výsledky byly statisticky zpracovány.

Měření mikrotvrdosti

Pro měření mikrotvrdosti vrstev vybraných vzorků (tab. 4.2) byla použita metoda dle Vickerse s použitím indentoru dle Knoop (HK) při zatížení 0,025 kp (kgf). Na vybraných vzorcích byla měřena mikrotvrdość vrstvy téměř vždy ve třech řadách, na jednom vzorku byla však měřena tvrdost v určitých bodech. Vzdálenost jednotlivých měření byla min. 2,5 násobku úhlopříčky indentoru. Měření bylo provedeno na přístroji LECO-400M-PC2. Přístroj pracuje na principu obrazové analýzy a je řízen počítačem. Zjištěné výsledky byly statisticky zpracovány.

Pozorování lomových ploch po zkouškách nízkocyklové únavy

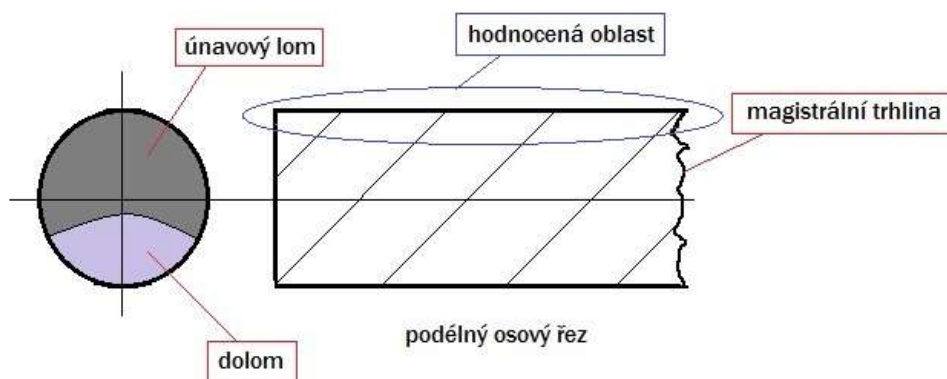
Lomové plochy byly příčně bezdeformačně rozřezány tenkým kotoučem na pile ACCUTOM. Po provedení řezů byly vzorky na přístroji ECOSON ultrasonicky očištěny (nečistoty z přípravy a manipulace) v acetonu při teplotě 60 °C po dobu 16 minut.

Lomové lochy byly dále pozorovány pomocí světelné a skenovací elektronové mikroskopie, v režimu sekundárních i zpětně rozptýlených elektronů.

Hodnocení proběhlo u vzorků uvedených v tab. 4.3. Pozorována byla iniciační místa, jejich umístění v lomové ploše, vady základního materiálu a únavová část lomu i dolom.

Pozorování a hodnocení trhlin po zkouškách nízkocyklové únavy

Pozorování trhlin proběhlo v únavové části podélných osových řezů (obr. 4.4) na výbrusech vzorků Y43-PS3 a Y43-PS4 (tab. 4.3). Hodnotil se počet trhlin, jejich délka a hustota. Pozorováním trhlin pomocí SEM byl pozorován průběh trhlin, jejich tvar a umístění ve vrstvě či na rozhraní vrstva/základní materiál. Zjištěné výsledky byly statisticky zpracovány.



Obr. 4.4 - Oblast hodnocení únavových trhlin

4.2 - Výsledky

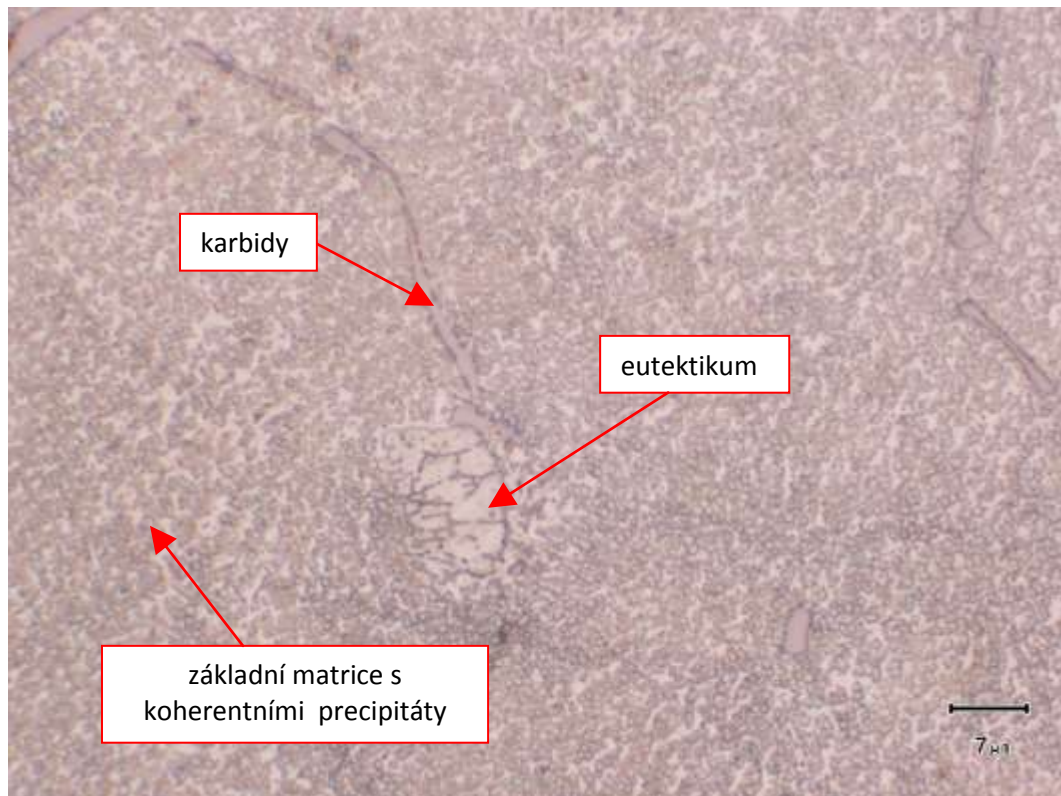
4.2.1 - Hodnocení mikrostruktury základního materiálu

Pomocí světelné mikroskopie byla pozorována struktura základního materiálu vzorků uvedených v tab. 4.2. Pozorováním byla zjištěna litá dendritická struktura (obr. 4.5). Lineární metodou byla stanovena průměrná velikost zrna 2,2 μm .

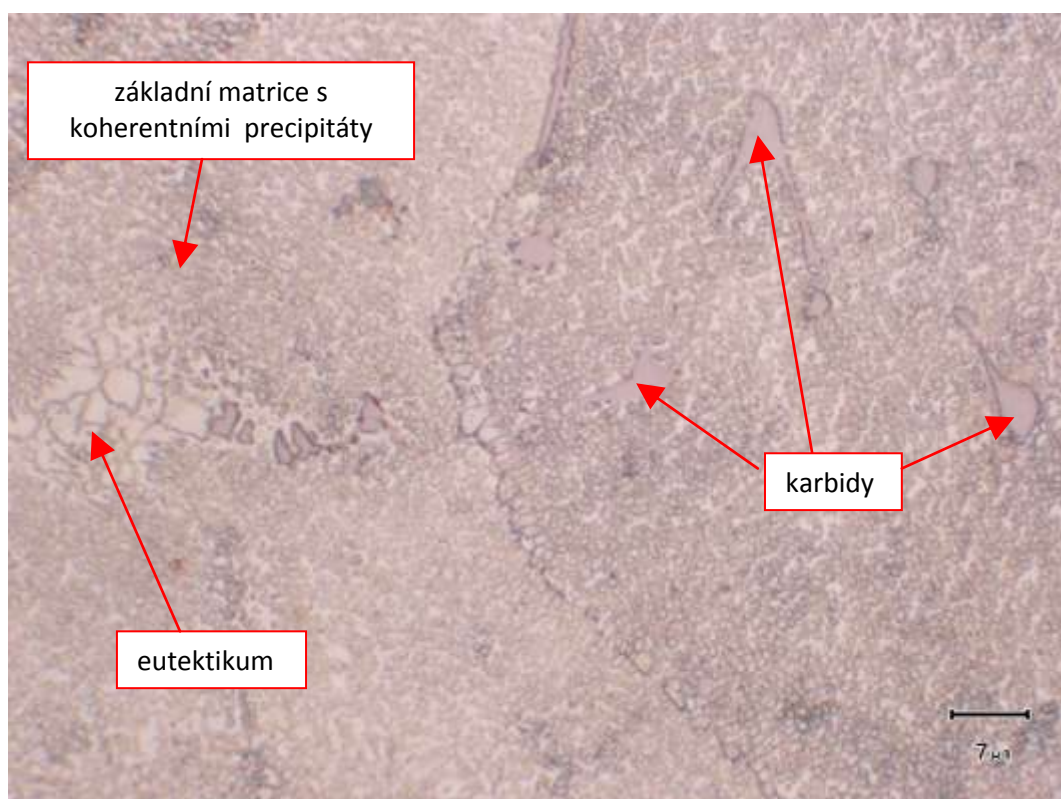


Obr. 4.5 - Typická struktura základního materiálu, vzorek PS TZ LCF (SM)

Mikrostruktura základního materiálu slitiny Inconel 738 LC se skládá ze základní matrice γ (světlejší místa), koherentních precipitátů γ' (tmavší místa), karbidů a eutektika (obr. 4.6 a, b).



Obr. 4.6a - Detail mikrostruktury základního materiálu slitiny, vzorek PS TZ LCF (SM)



Obr. 4.6b - Detail mikrostruktury základního materiálu slitiny, vzorek PS TZ LCF (SM)

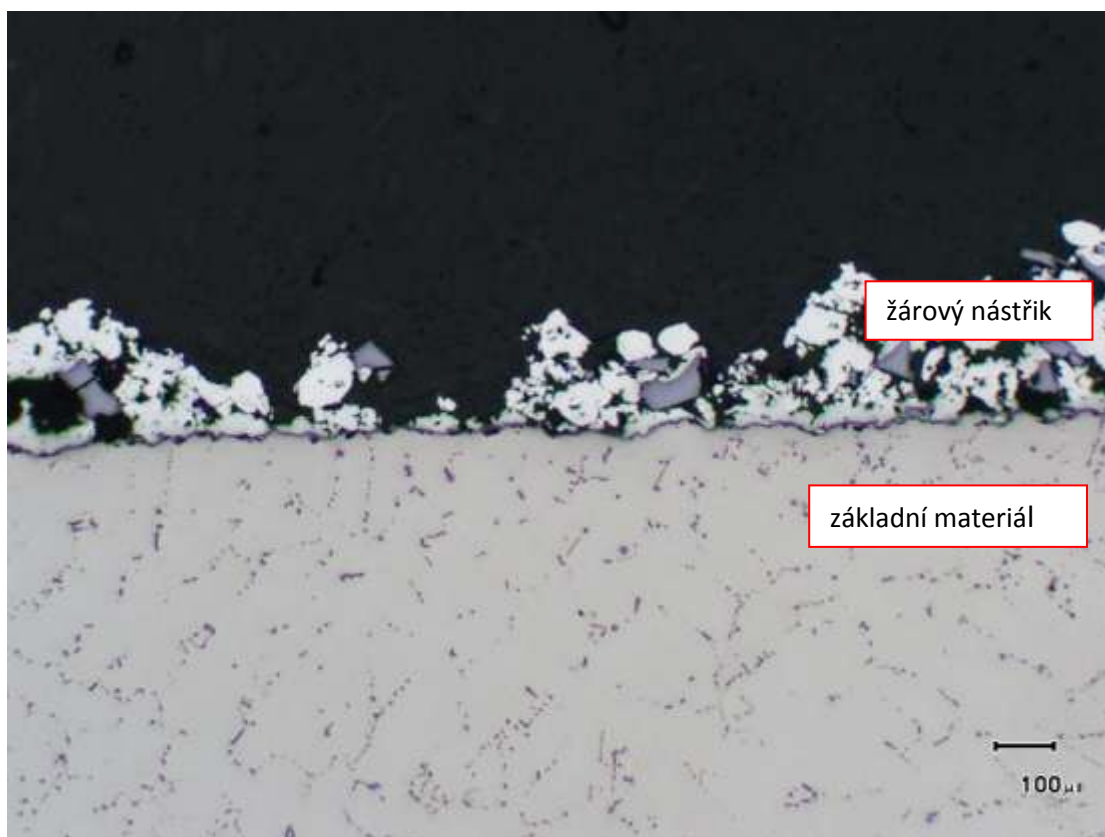
4.2.2 - Hodnocení mikrostruktury vrstvy AlSi

Mikrostruktura vrstvy AlSi se hodnotila u vzorků uvedených v tab. 4.2 pomocí světelné mikroskopie. Vzorek s vrstvou ve výchozím stavu byl rovněž pozorován pomocí elektronové skenovací mikroskopie.

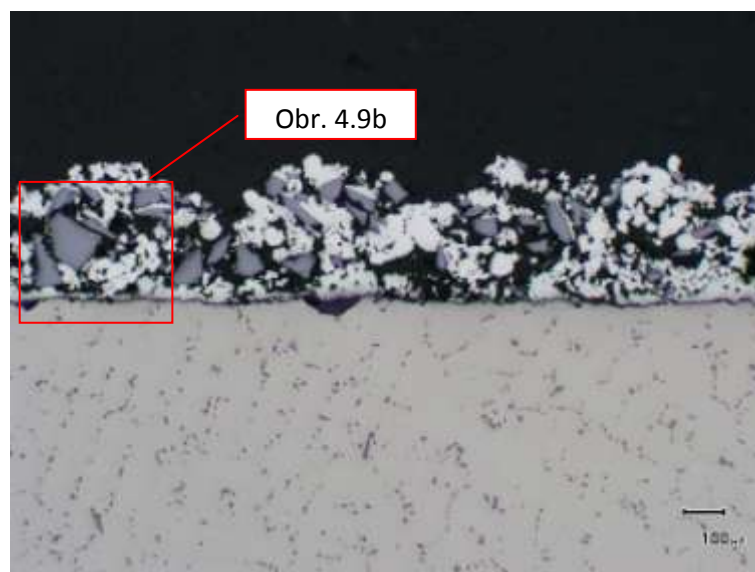
Na vzorku PS VZ destička (obr. 4.7 - vzorek po žárovém nástřiku APS, bez tepelného zpracování), byla zjištěna vysoká poréznost žárového nástřiku a vysoká nerovnoměrnost jeho tloušťky. Složení vrstvy bylo ověřeno analýzou chemického složení EDS (tab. 4.4, obr. 4.8a,b). Analýza potvrdila složení vrstvy z prvků Al a Si. Dále byla zjištěna přítomnost oxidů na povrchu základního materiálu.

Na obr. 4.9 jsou rozlišitelné Al částice, které byly dostatečně nataveny a vytvořily tzv. splaty, ale i nenatavené, které zůstaly v původním tvaru kuličky (původního prášku). Dále můžeme pozorovat nenatavené Si částice. Nejtmavší místa na obrázku jsou póry.

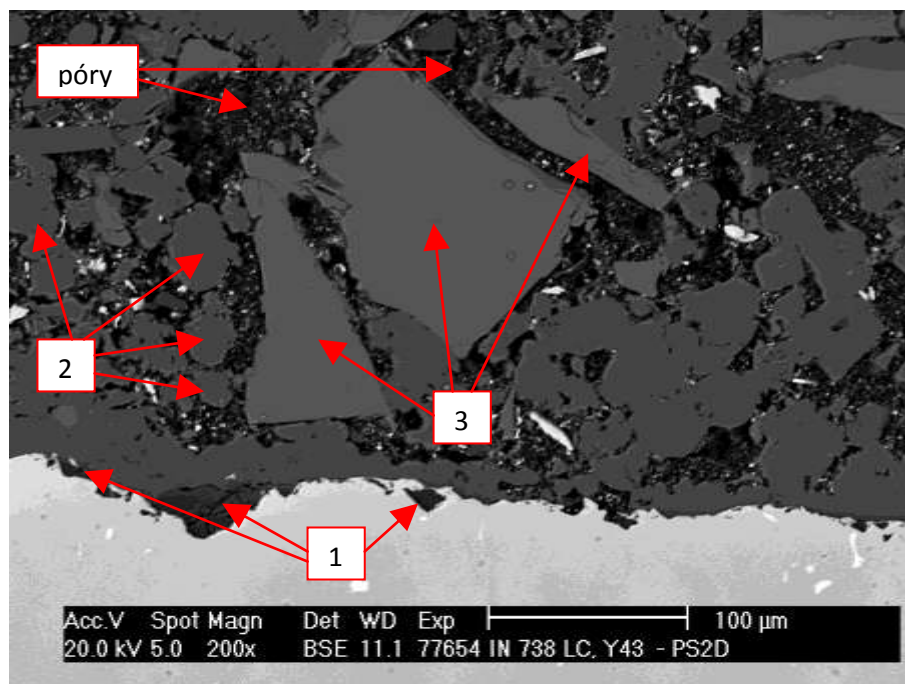
Tepelným zpracováním se z žárového nástřiku vytvořila difuzní bariéra (obr. 4.10a,b, vzorek PS TZ destička). Difuzní bariéra není, oproti původnímu žárovému nástřiku porézní. Póry se v některých místech vyskytují jen na povrchu. Zvýšila se také rovnoměrnost tloušťky vrstvy. Vrstva je tvořena matricí, která blíže k povrchu obsahuje drobné částice globulárního a jehlicovitého tvaru. Blíže k základnímu materiálu je matrice bez částic. Stejná struktura vrstvy byla pozorována na vzorku PS TZ LCF (obr. 4.11). Povrch vrstvy byl však v tomto případě rovnoměrný a bez pórů. Povrch vzorků pro zkoušky nízkocyklové únavy byl zbaven povrchových nerovnoměrností broušením a byl pozorován v tomto stavu.



Obr. 4.7 - PS VS destička (SM)



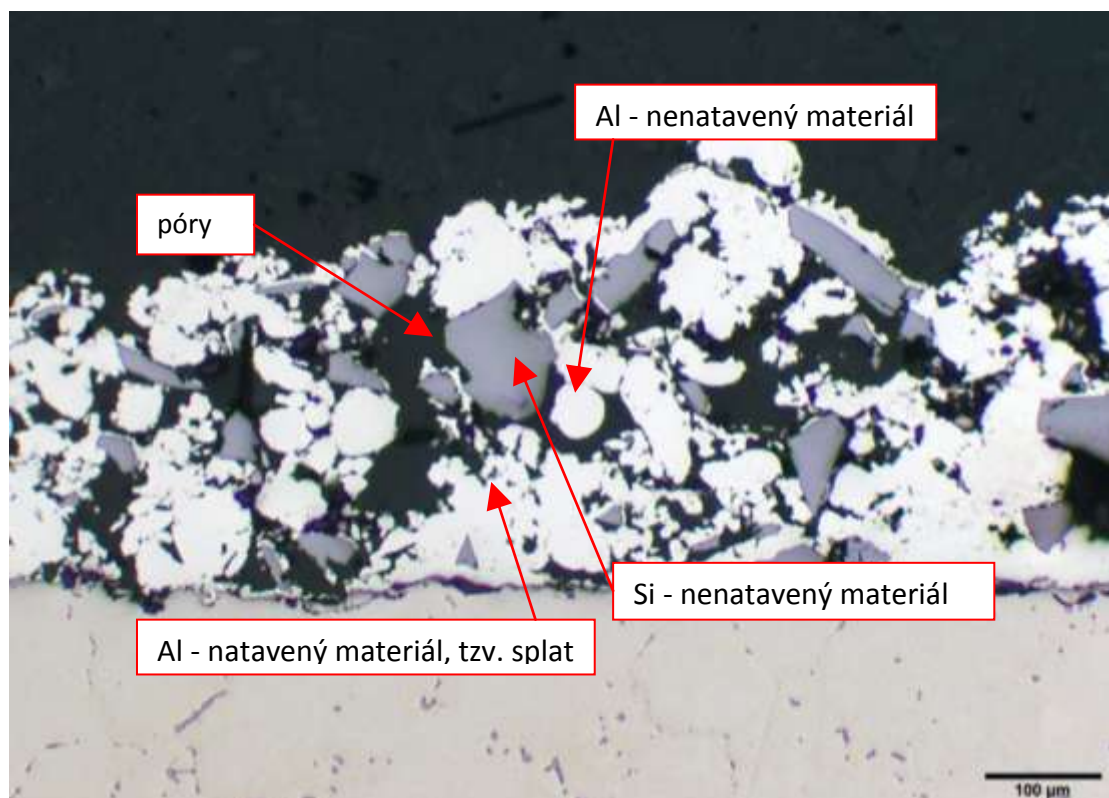
Obr. 4.8a - Vrstva vzorku PS VS destička (SM)



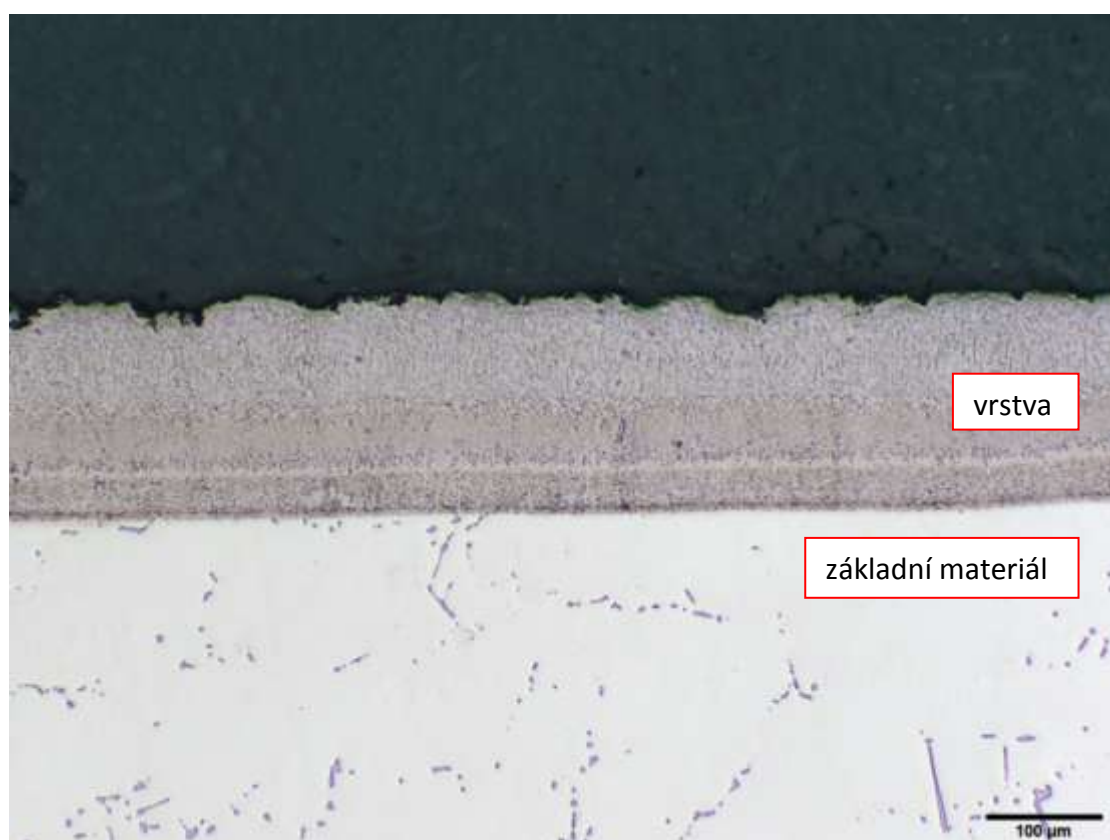
Obr. 4.8b - Detail vrstvy vzorku PS VS destička (SEM)
 pozice 1 - oxidy na povrchu základního materiálu
 pozice 2 - Al částice, pozice 3 - Si částice

Tab. 4.4 - Chemická analýza vrstvy vzorku PS VS destička [v hm. %]

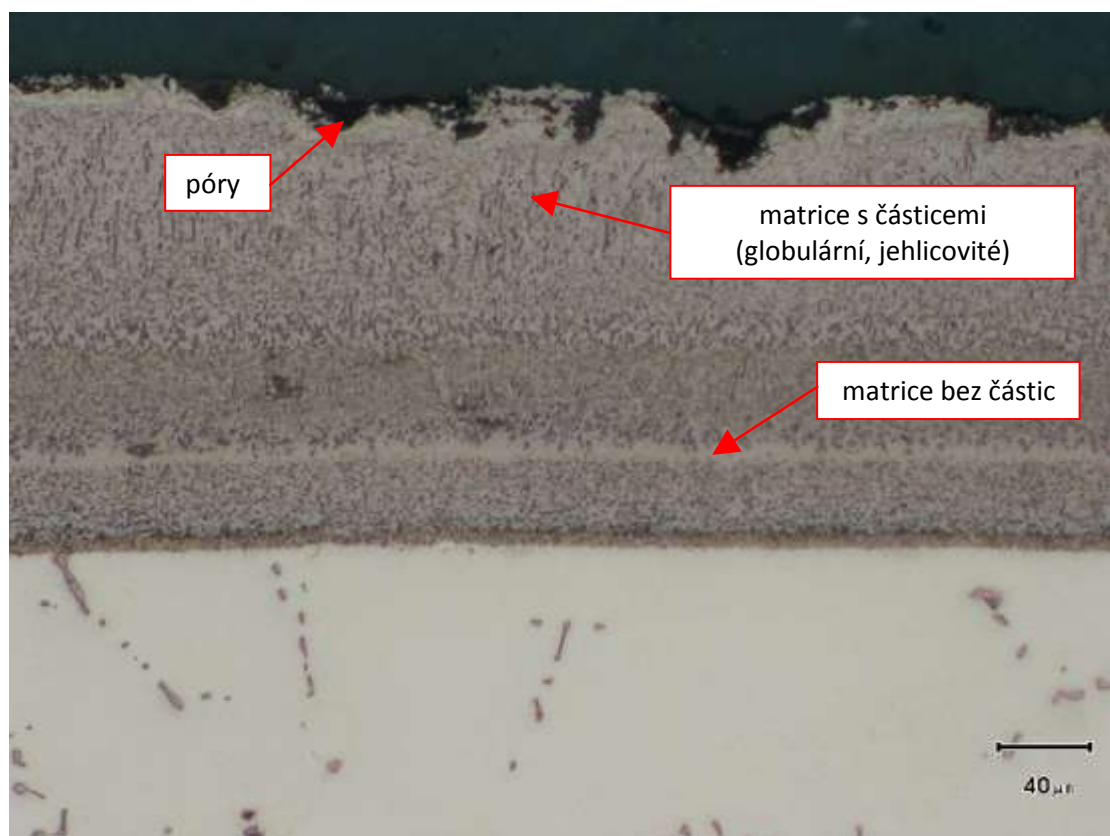
místo	O	Al	Si
1	44,15	55,85	
2		100	
3			100



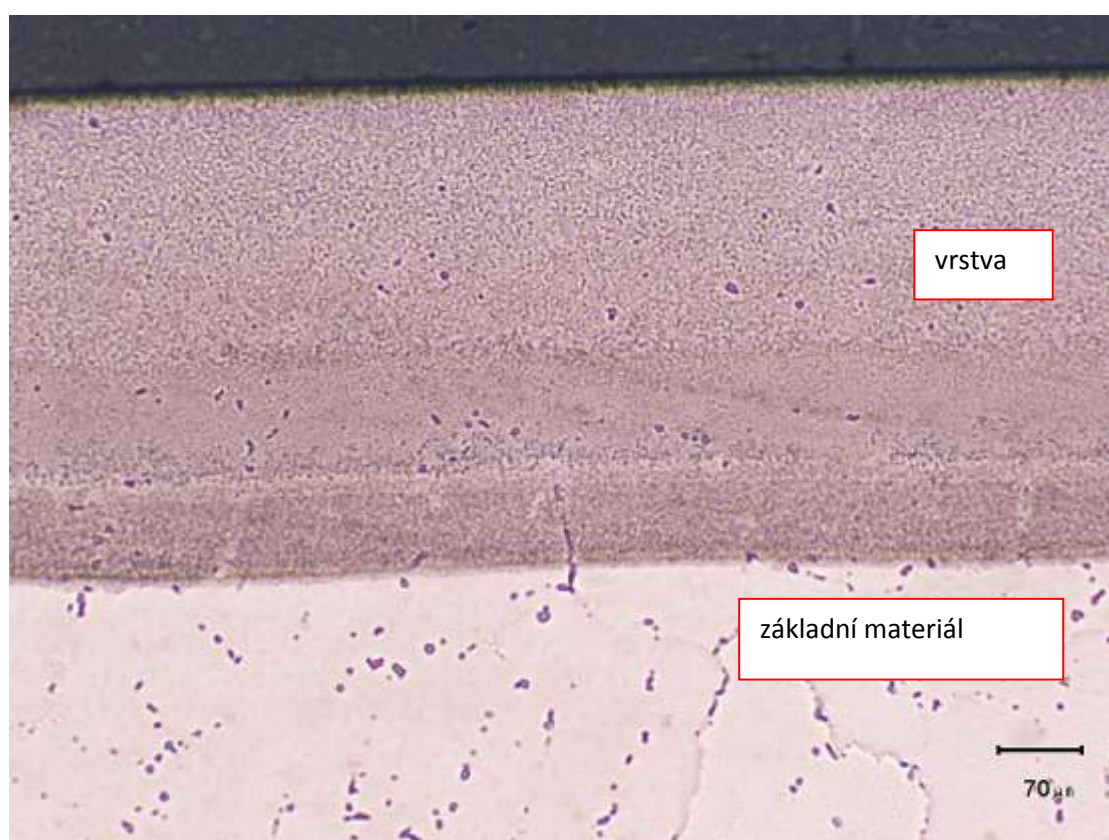
Obr. 4.9 - PS VS destička – detail (SM)



Obr. 4.10a - vzorek PS TZ destička (SM)



Obr. 4.10b - PS TZ destička – detail (SM)



Obr. 4.11 - vzorek PS TZ LCF (SM)

4.2.3 - Hodnocení tloušťky vrstev

Tloušťky vrstev byly měřeny na vzorcích PS VS destička, PS TZ destička a PS TZ LCF. Samotná metoda měření spočívá v zadání horní a dolní hranice vrstvy, rozdělení určité délky vrstvy na díly (v našem případě 60 dílů). Program poté změřil v každém bodě tloušťku. Výsledky měření jsou zpracovány v tab. 4.5.

Tab. 4.5 - Tloušťky vrstev

označení vzorku zkušební těleso	celkový povlak			
	min. hodnota [μm]	max. hodnota [μm]	prům. hodnota [μm]	sm. odchylka [-]
PS VS destička	30,50	408,05	212,62	82,00
PS TZ destička	148,94	217,94	198,34	11,57
PS TZ LCF	351,52	410,63	381,28	17,13

Na základě naměřených hodnot v tab. 4.5 bylo zjištěno, že průměrná tloušťka vrstvy vzorku PS VS destička je 212,62 μm se směrodatnou odchylkou 82,00. U tepelně zpracovaných vzorků je směrodatná odchylka 11,57, resp. 17,13 a průměrná tloušťka vrstvy 198,34 μm, resp. 381,28 μm. Toto zjištění ukazuje na velkou členitost povrchu vrstvy u prvního vzorku a na zrovnoměnění její tloušťky tepelným zpracováním.

Také byl hodnocen vliv tepelného zpracování na tloušťku vrstvy po nástřiku APS mezi vzorky PS VS destička a PS TZ destička. Z výsledků uvedených v tab. 4.5 vyplývá, že tepelné zpracování mělo za následek snížení průměrné tloušťky vrstvy přibližně o 14 μm, a došlo k jejímu značnému zrovnoměnění.

Dále byly porovnány tloušťky vrstvy ve vztahu k tvaru povrchu. Byly vybrány vzorky po tepelném zpracování PS TZ destička a PS TZ LCF. Povrch prvního vzorku byl rovný (destička) a povrch druhého vzorku byl válcový. Hodnoty v tabulce ukazují, že tvar povrchu má prokazatelný vliv na konečnou tloušťku vrstvy. Přitom vrstvy byly vyrobeny za stejných podmínek. Rozdíl byl ještě markantnější, neboť pozorovaný vzorek PS TZ LCF byl hodnocen až ve stavu po broušení, tj. tloušťka původní vrstvy byla větší.

4.2.4 - Hodnocení mikrotvrdosti

Na vybraných vzorcích (PS TZ destička a PS TZ LCF) byla měřena mikrotvrdost vrstvy metodou dle Knoopu při zatížení 0,025 kgf ve třech řadách, postupně od povrchu přes vrstvu do základního materiálu. Byla také hodnocena mikrotvrdost samotného základního materiálu. U vzorku PS VS destička nebylo možné měřit tvrdost žárového nástřiku v řadách (obr. 4.12), tak jako u ostatních dvou vzorků, z důvodu vysoké pórovitosti. V tab. 4.6 jsou uvedeny průměrné hodnoty tvrdosti z bodového měření Al a Si částic a tvrdost základního materiálu. Naměřené hodnoty pro vzorky PS TZ destička a PS TZ LCF jsou zpracovány v grafech na obr. 4.13a,b a jejich průměrné hodnoty v tab. 4.7.

Měřením bylo zjištěno, že tvrdost základního materiálu se tepelným zpracováním nepatrně snížila. K poklesu tvrdosti došlo u obou vzorků, které byly tepelně zpracovány.

Výsledky měření mikrotvrdosti u vzorků po tepelném zpracování odpovídají pozorované heterogenní struktuře vrstvy, s bohatšími i ochuzenějšími oblastmi o drobné částice. Ve vzdálenostech odpovídajícím přechodu mezi vrstvou a základním materiálem klesly hodnoty mikrotvrdosti na odpovídající tvrdosti základního materiálu. Průměrná

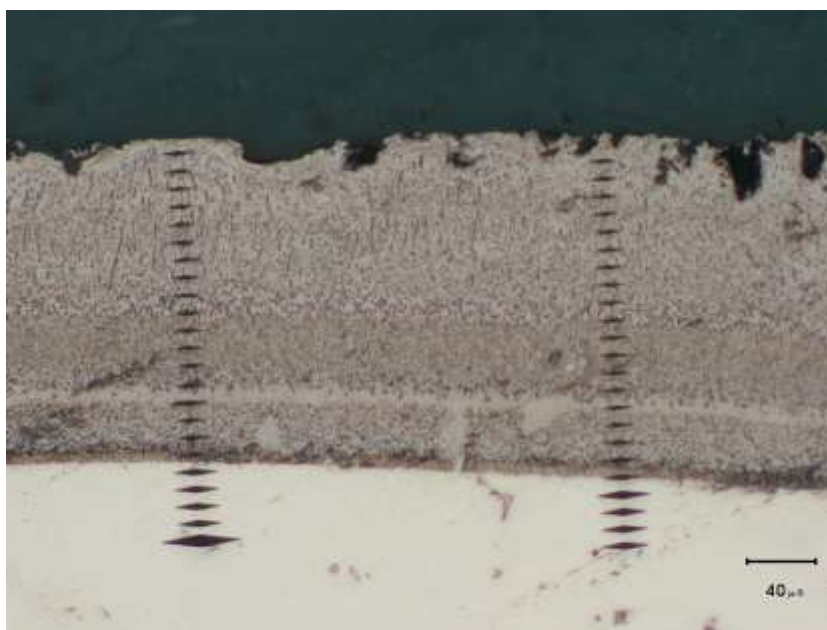
mikrotvrдость vrstvy AlSi je u vzorků PS TZ destička a PS TZ LCF stejná, v rámci směrodatné odchylky.

Tab. 4.6 - průměrné naměřené hodnoty tvrdosti u vzorku PS VS destička

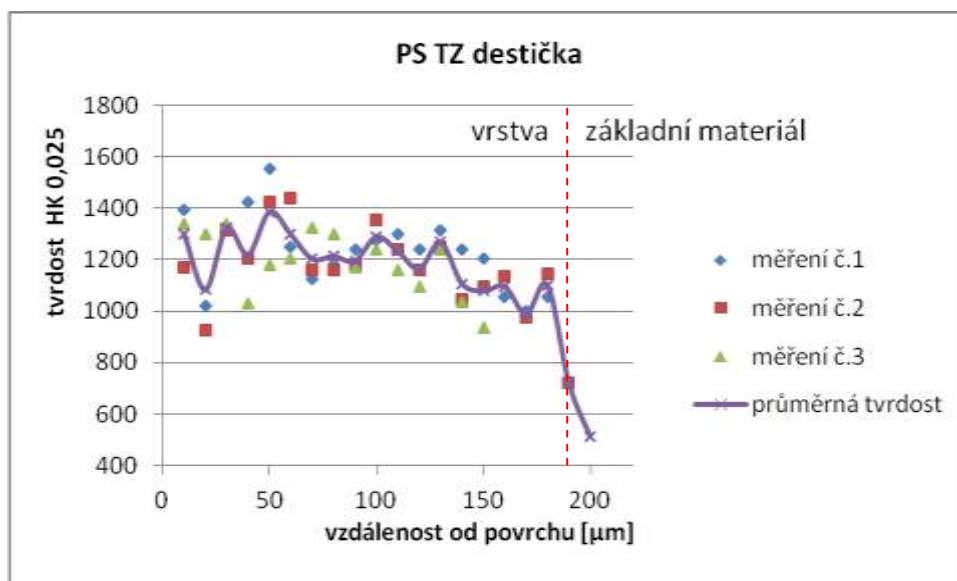
vzorek	tvrdost HK 0,025					
	Al (světlejší místa)		Si (tmavší místa)		základní mat.	
	průměr	sm. och.	průměr	sm. och.	průměr	sm. och.
PS VS destička	41	2	1371	250	542	5

Tab. 4.7 - průměrné naměřené hodnoty tvrdosti u vzorků PS TZ destička a PS TZ LCF

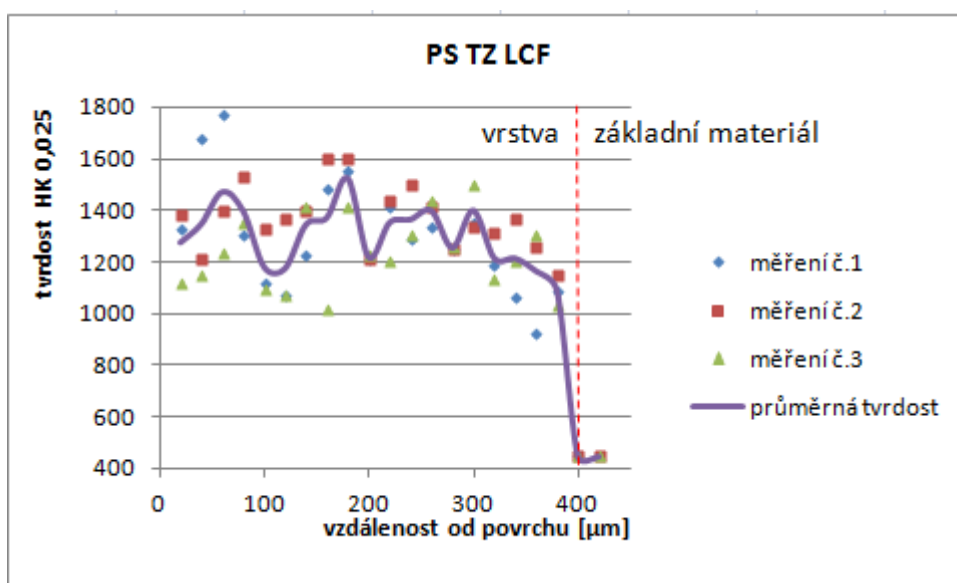
vzorek	tvrdost HK 0,025			
	vrstva AlSi		základní mat	
	průměr	sm. och.	průměr	sm. och.
PS TZ destička	1196	150	513	20
PS TZ LCF	1301	173	459	9



Obr. 4.12 - Měření tvrdosti u vzorků s vrstvou po tepelném zpracování (SM)



Obr. 4.13a - Graf závislosti mikrotvrdosti na vzdálenosti od povrchu (vzorek PS TZ destička)



Obr. 4.13b - Graf závislosti mikrotvrdosti na vzdálenosti od povrchu (vzorek PS TZ LCF)

4.2.5 – Pozorování lomových ploch

Pomocí stereolupy a SEM byl u pěti vzorků s AlSi vrstvou a u dvou vzorků bez AlSi vrstvy (viz tab. 4.3) hodnocen stav únavové plochy. Všechny plochy byly zoxidované, někdy i silně zoxidované a to jak vzorky s AlSi vrstvou, tak i vzorky bez vrstvy. Z tohoto důvodu nebylo možné pozorovat striace, vrstva oxidů je zcela překryla.

Při pozorování lomových ploch vzorků s AlSi vrstvou a vzorků bez AlSi vrstvy nebyl pozorován mezi těmito vzorky žádný rozdíl, kromě samotné existence vrstvy. Iniciační místa

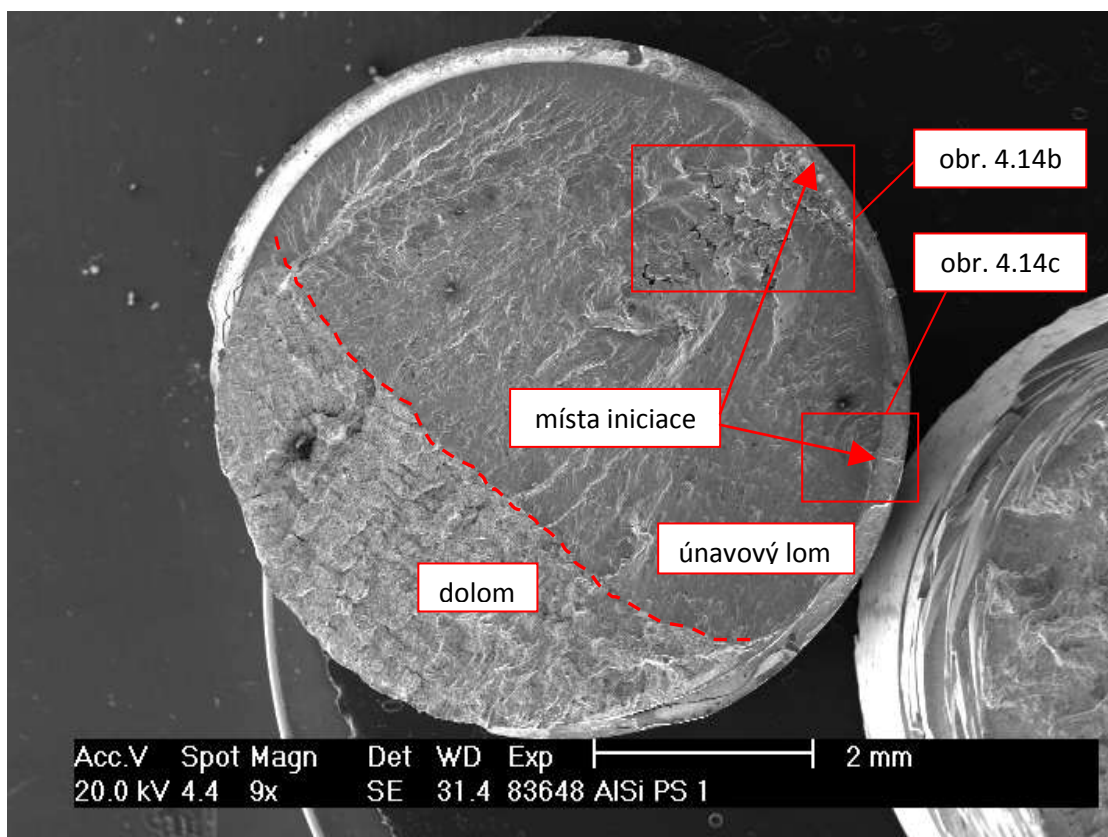
na lomových plochách byla zjištěna především v místech na povrchu, v případě vzorků s vrstvou ve vrstvě, v případě vzorků bez vrstvy přímo na povrchu v blízkosti větších karbidů apod. Podle výsledků z měření tvrdosti vyplývá, že je vrstva velmi tvrdá a pravděpodobně křehká. To vyplývá i z pozorování lomových ploch. Při zatěžování na začátku únavové životnosti dojde pravděpodobně k porušení vrstvy a k následnému šíření únavové trhliny. Počet iniciačních míst byl závislý na amplitudě plastické deformace. Na vzorcích, které byly zatěžovány větší amplitudou deformace, byl pozorován větší počet iniciačních míst a tím byl lom členitější.

V pozorovaném materiálu se nacházelo poměrně dost slévárenských defektů, které byly taktéž pozorovány na lomových plochách. Slévárenské defekty, snižující únavovou životnost a obecně přispívající k rozptylu únavových parametrů, se vyskytovaly v blízkosti povrchu, kde mohly urychlit samotnou iniciaci únavových trhlin.

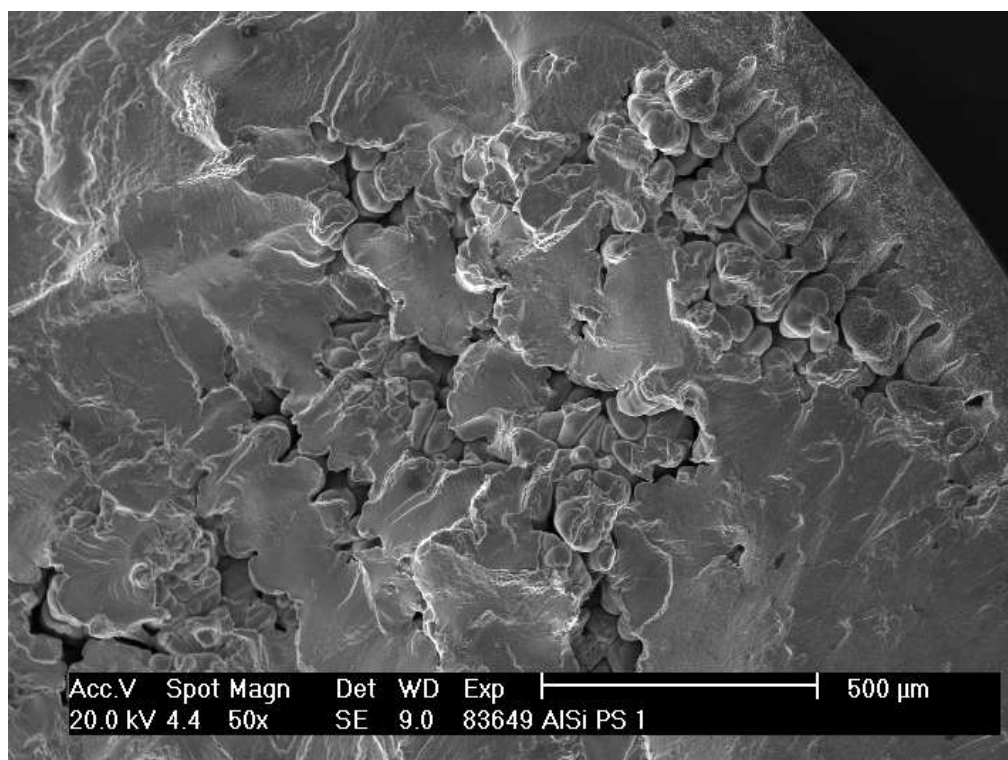
Na lomových plochách byly rovněž pozorovány karbidy, které se vyskytují na lomové ploše ve shlucích. Ve statickém dolomu se karbidy vyskytovaly ve větším množství.

Vzorek Y43 - PS1

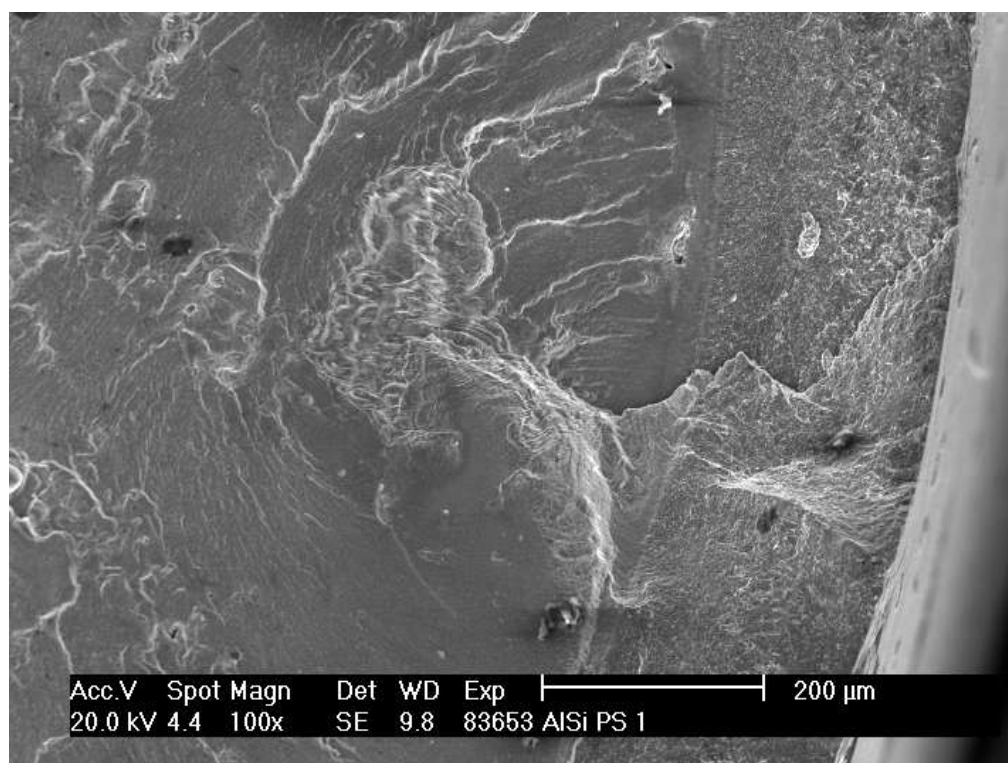
Vzorek Y43 - PS1 měl životnost 5689 cyklů do lomu při amplitudě napětí v polovině životnosti 344 MPa. Přibližně 2/3 lomové plochy zabírá únavový lom (obr. 4.14a) a 1/3 dolom. V únavové části lomu byla zjištěna ředina (obr. 4.14b) v blízkosti povrchu základního materiálu. Ředina byla určena jako předpokládané iniciační místo. Další místo iniciace je na povrchu (obr. 4.14c). Na lomové ploše byla pozorována tedy dvě místa iniciace a její povrch je jemný (málo členitý).



Obr. 4.14a - Lomová plocha na vzorku Y43 - PS1 (SEM)



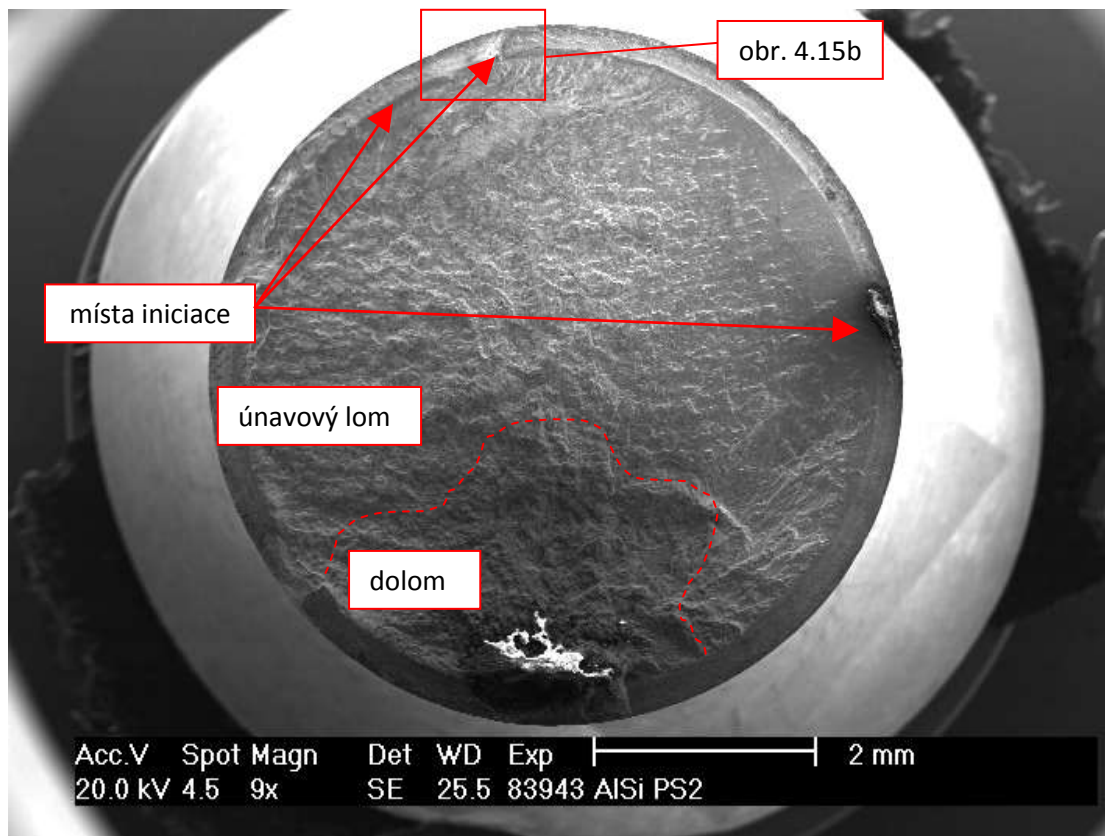
Obr. 4.14b - Detail řediny
v únavové části lomu vzorku Y43 - PS1, místo iniciace (SEM)



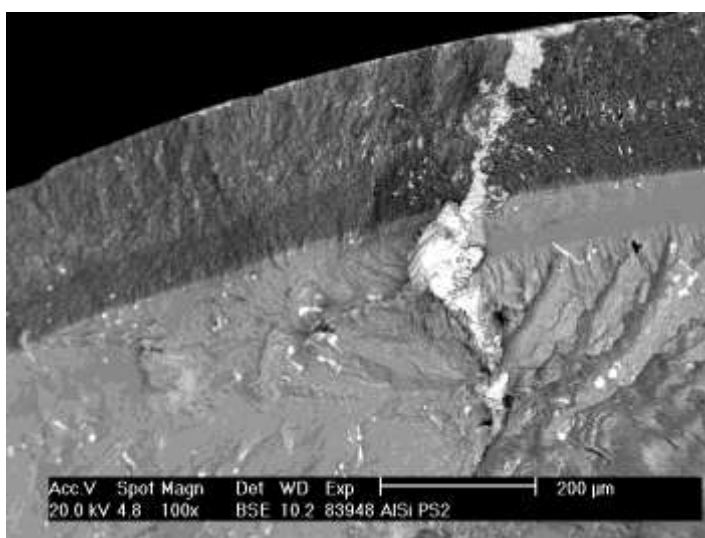
Obr. 4.14c - Další místo iniciace (SEM)

Vzorek Y43 - PS2

Vzorek Y43 - PS2 měl životnost 15668 cyklů do lomu při amplitudě napětí v polovině životnosti 273 MPa. Únavový lom zabírá přibližně 3/4 lomové plochy, je jemný (málo členitý), zbytek je dolom (obr. 4.15a). Byly pozorovány tři iniciační místa. V povrchové oblasti základního materiálu byly zjištěny vady (obr. 4.15b).



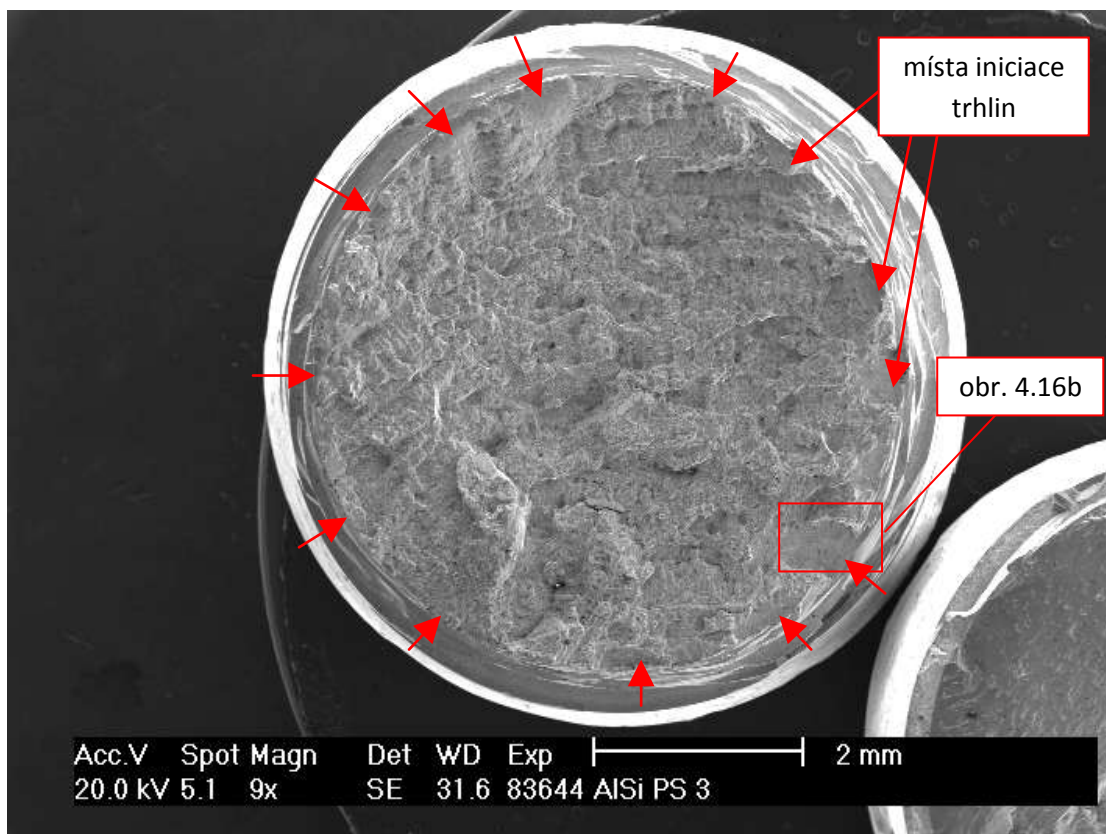
Obr. 4.15a - Lomová plocha na vzorku Y43 - PS2 (SEM)



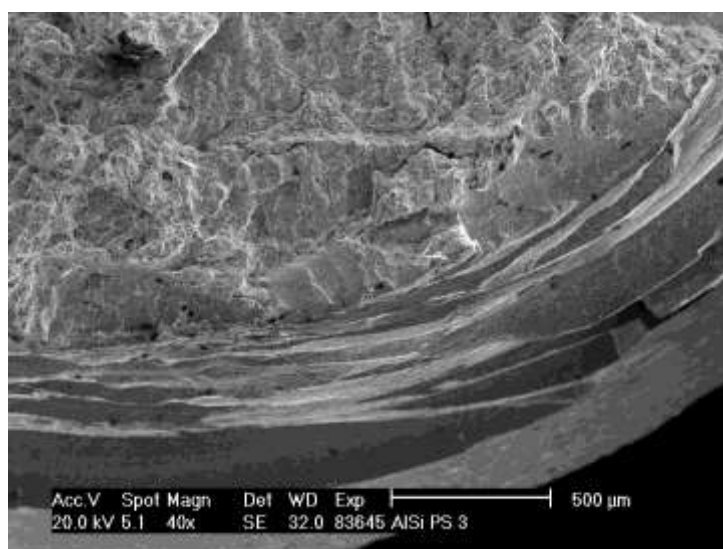
Obr. 4.15b - Detail místa iniciace (SEM)

Vzorek Y43 - PS3

K lomu u vzorku Y43 - PS1 došlo při prvním cyklu, nelze tedy mluvit o únavě a ani nelze dělit lomovou plochu na únavovou část lomu a dolom. (obr. 4.16a). Na celé lomové ploše bylo pozorováno velké množství slévárenských vad, které oslabily základní materiál. Při zatěžování došlo ke křehkému popraskání vrstvy (obr. 4.16b) a následně k porušení nesoudržného materiálu.



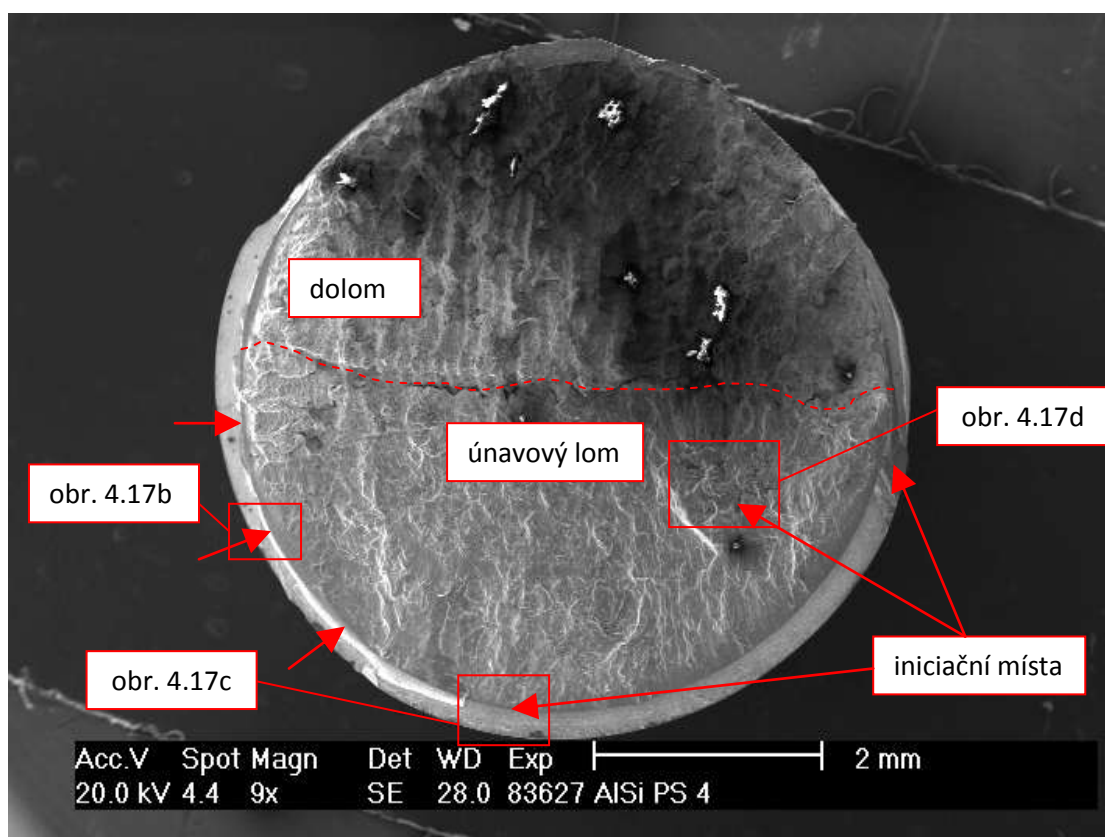
Obr. 4.16a - Lomová plocha na vzorku Y43 - PS3 (SEM)



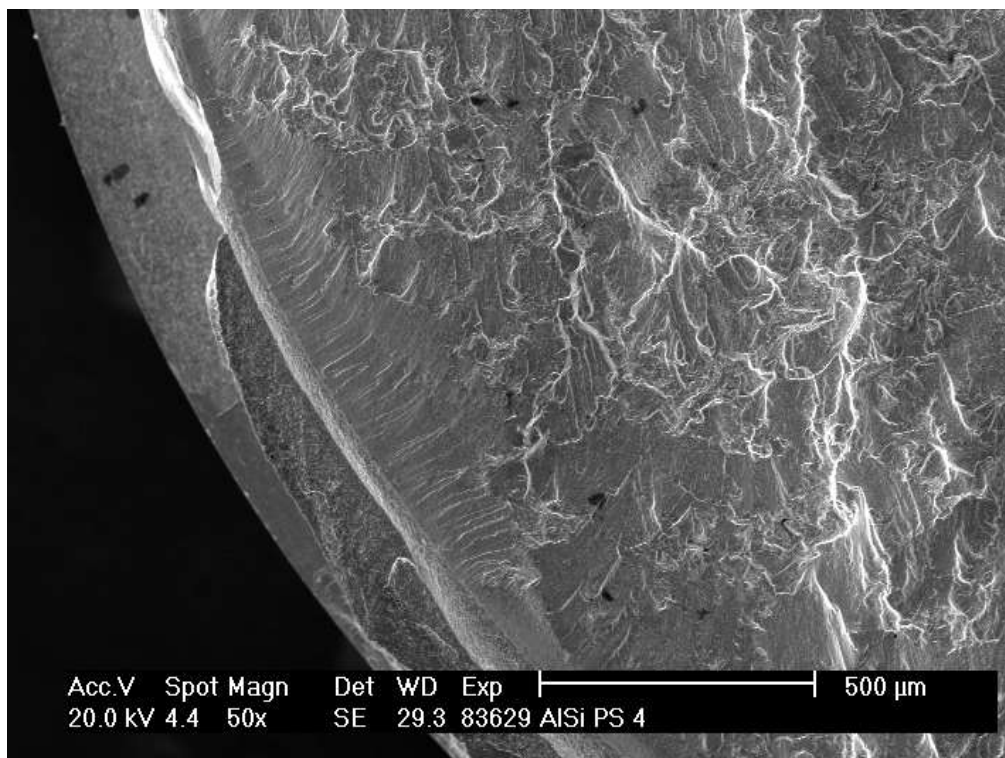
Obr. 4.16b - Detail porušené vrstvy (SEM)

Vzorek Y43 - PS4

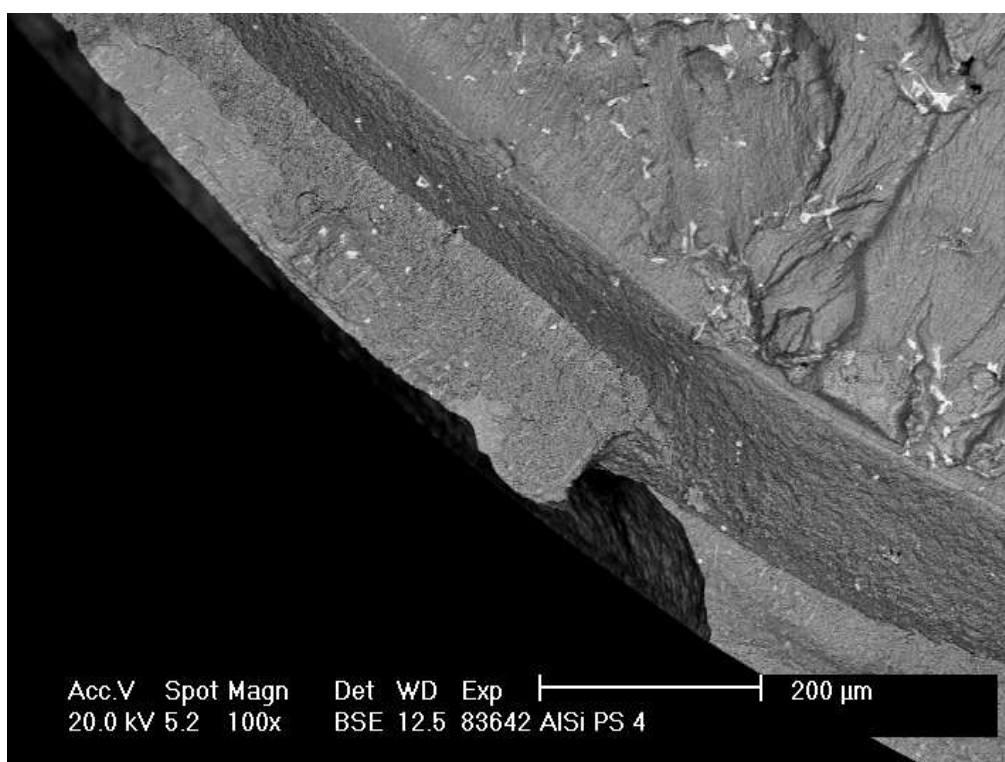
Vzorek Y43 - PS4 měl životnost 2447 cyklů do lomu při amplitudě napětí v polovině životnosti 403 MPa. Únavová část lomu zabírá přibližně polovinu lomové plochy. Její reliéf je v porovnání s předešlými vzorky (PS1 a PS2) členitý. Bylo rovněž pozorováno větší množství iniciačních míst v povrchové vrstvě (obr. 4.17a-c). Druhá polovina je statický dolom (obr. 4.17a). V únavové části lomu byla zjištěna ředina (obr. 4.17d). Na obr. 4.17c,e jsou zobrazeny karbidy typické pro Inconel 738 LC. Karbidy se ve slitině vyskytují buď samostatně, nebo jeden typ karbidu může obepínat jiný. Na obr. 4.17f jsou pravděpodobně vidět striace, které jsou překryty vrstvou oxidů a vznikly při teplotě 800°C.



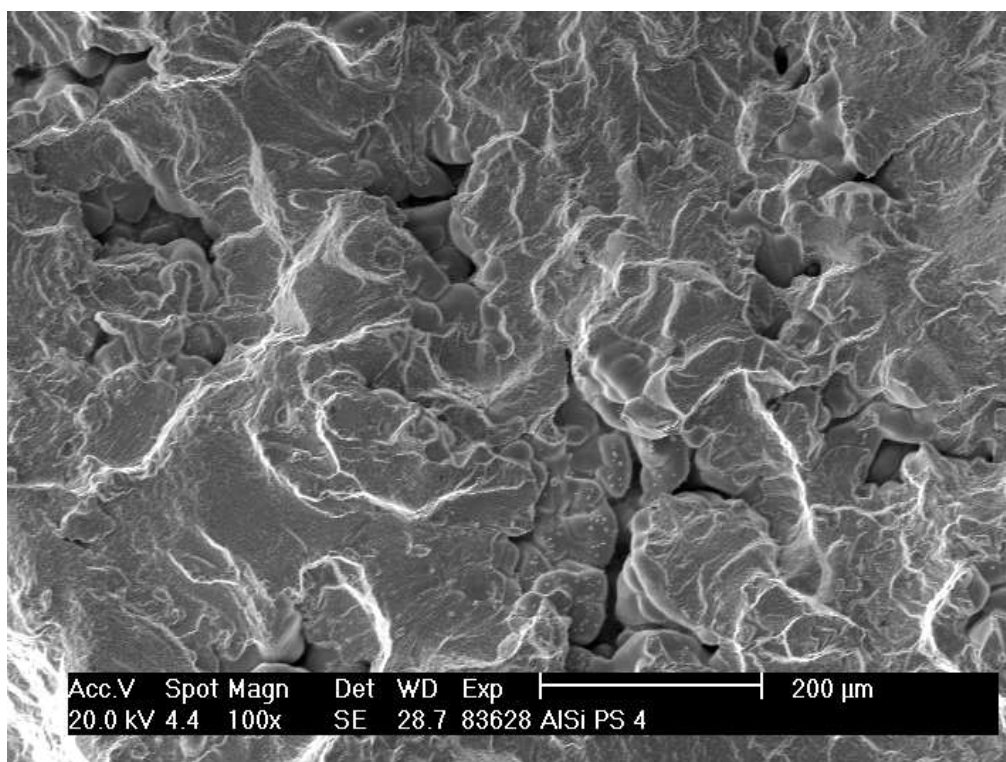
Obr. 4.17a - Lomová plocha na vzorku Y43 - PS4 (SEM)



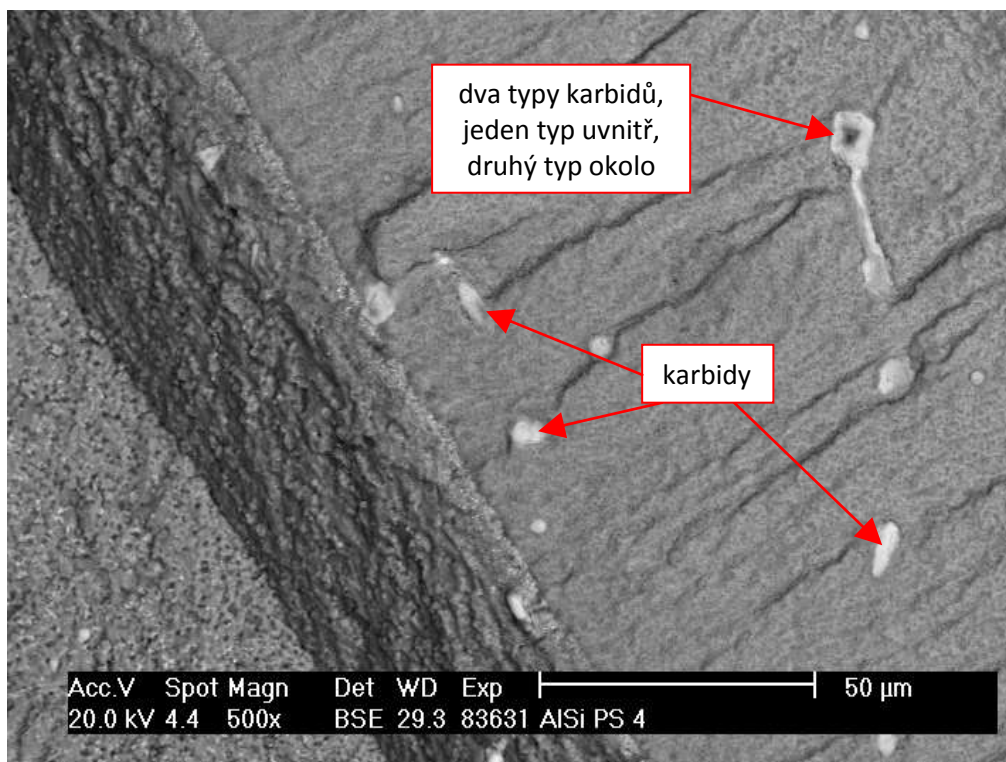
Obr. 4.17b - Detail místa iniciace (SEM)



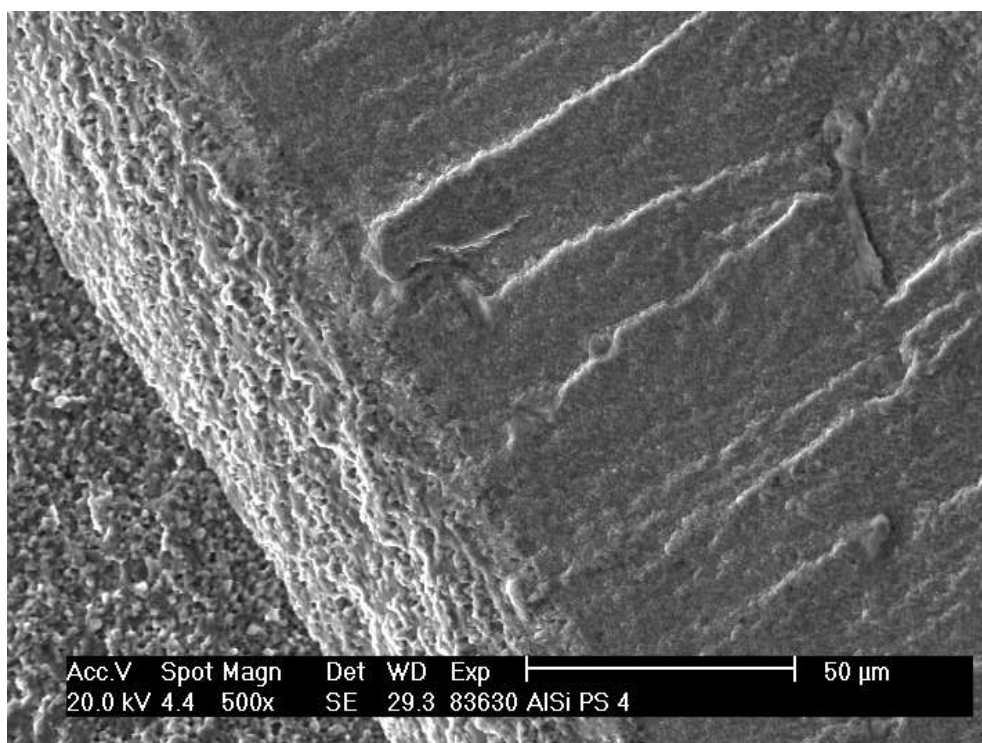
Obr. 4.17c - Detail místa iniciace (SEM)



Obr. 4.17d - Detail řediny v únavové části lomu (SEM)



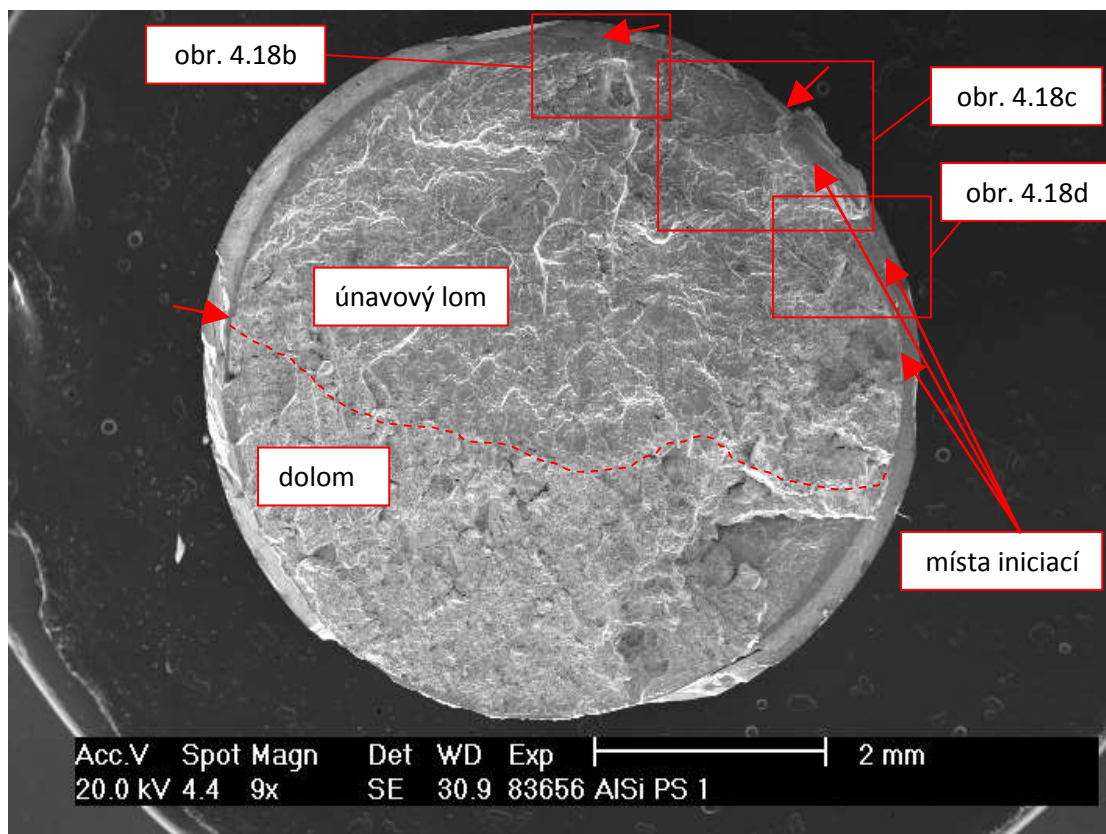
Obr. 4.17e - typické karbidy pro INCONEL 738 LC (SEM)



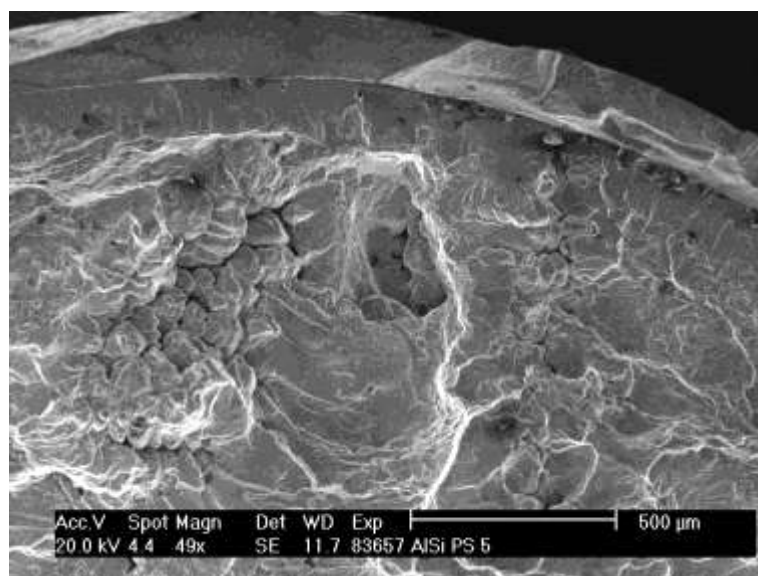
Obr. 4.17f - Vrstva oxidů (vytvořená při 800°C)
zcela překrývá striace (SEM)

Vzorek Y43 - PS5

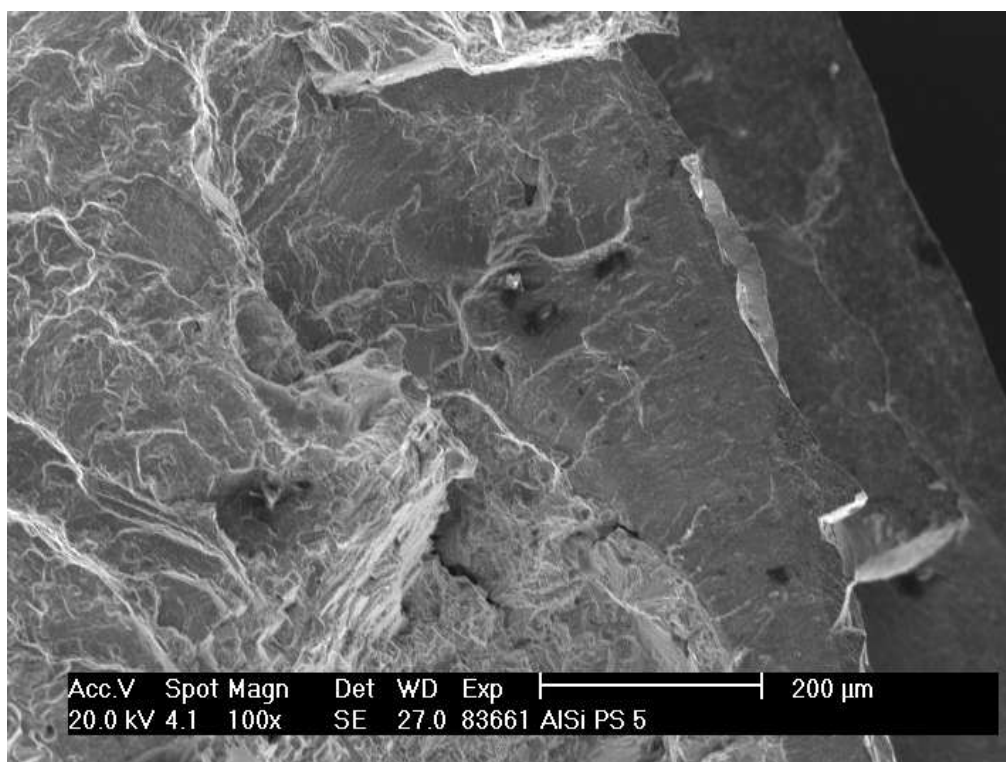
Vzorek Y43 - PS5 měl životnost 986 cyklů do lomu při amplitudě napětí v polovině životnosti 503 MPa. V únavové části lomu (obr. 4.18a) byly pozorovány řediny. Vrstva na povrchu byla členitě popraskaná (obr. 4.18b,c). Na obr. 4.18d jsou zvýrazněny (bílé) karbidy v základním materiálu a částice ve vrstvě díky režimu BSE. Vysoký počet iniciačních míst způsobil vznik reliéfní lomové plochy.



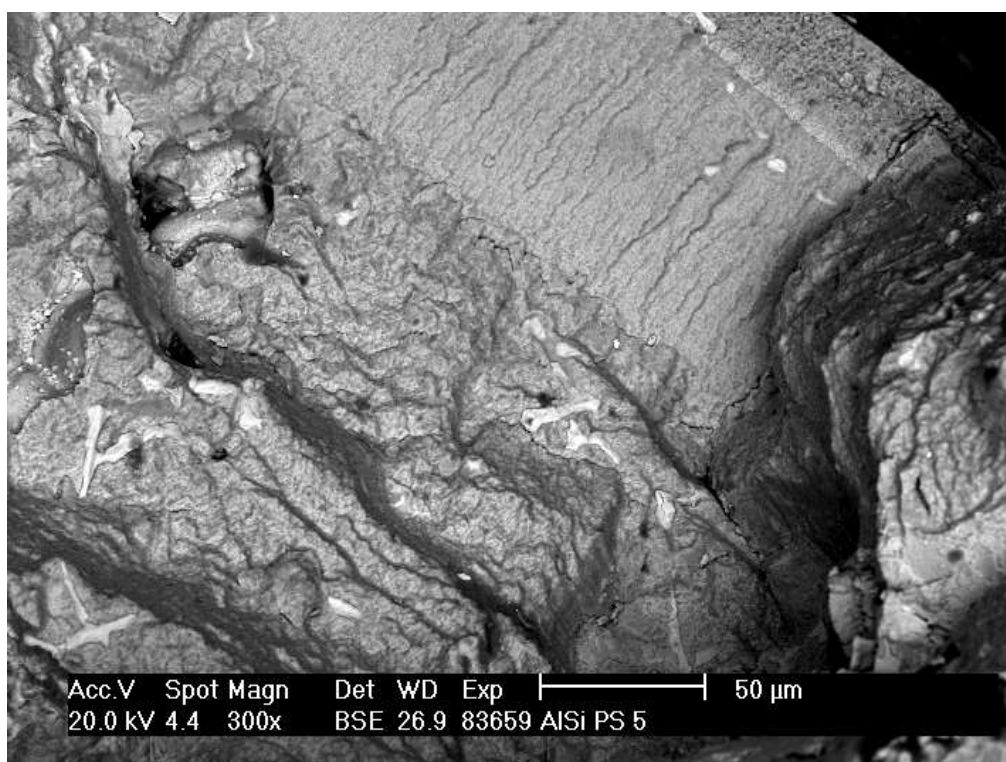
Obr. 4.18a - Lomová plocha na vzorku Y43 - PS5 (SEM)



Obr. 4.18b - Detail řediny (SEM)



Obr. 4.18c - Detail řediny (SEM)

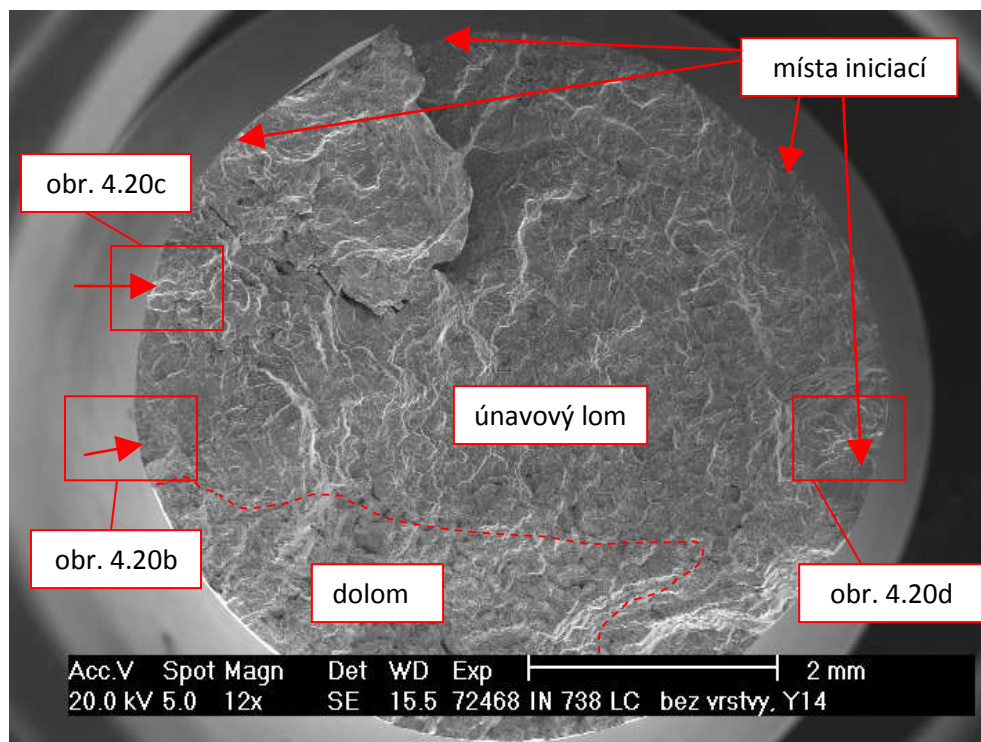


Obr. 4.18d - Detail místa iniciace (SEM)

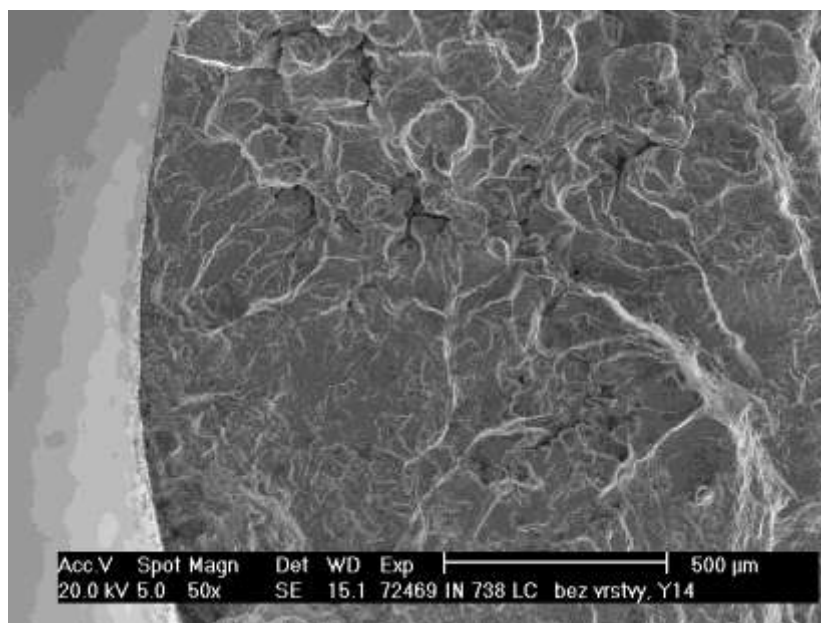
Vzorky Y43-Y14 a Y43-Y7 (vzorky bez aplikované AlSi vrstvy)

Únavové zkoušky byly provedeny i na dvou vzorcích bez aplikované AlSi vrstvy. První vzorek Y43-14 je na obr. 4.19a. Detaily míst iniciací jsou na obrázcích 4.19b-d. Druhý vzorek Y43-Y7 je na obr. 4.20a a detaily míst iniciací na obr. 4.20b a na obr. 4.20c.

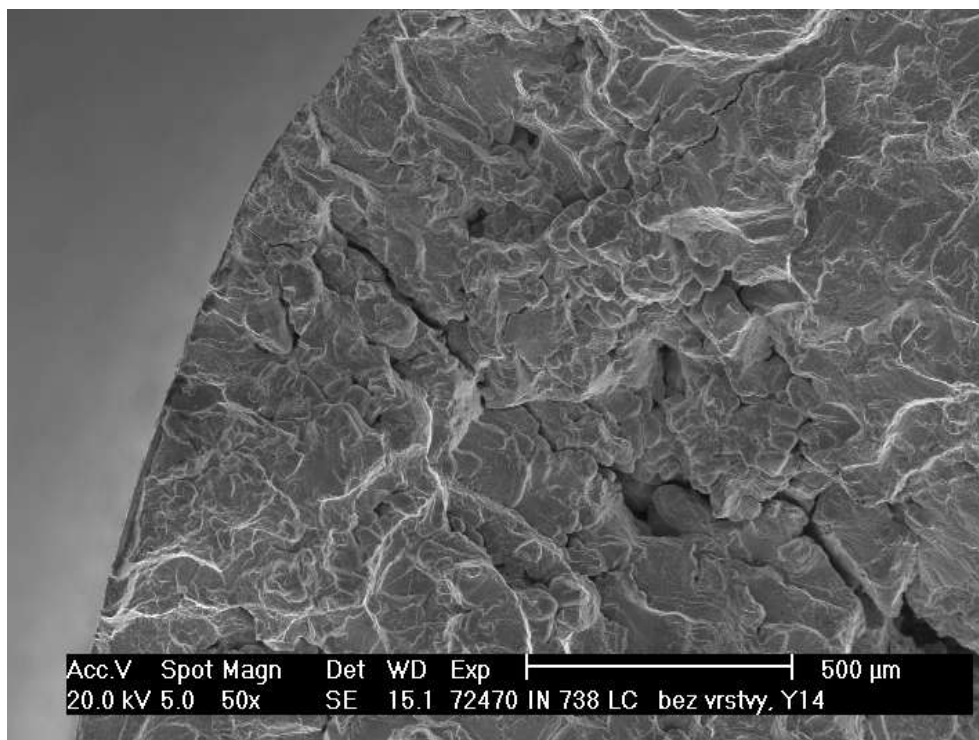
U obou vzorků bez aplikované AlSi byly pozorovány řediny v blízkosti či na samotném povrchu. Vzorek Y43-Y14 má vyšší počet iniciačních míst a členitější lomovou plochu. Vzorek Y43-Y7 má menší počet iniciačních míst a jeho lomová plocha je jemnější.



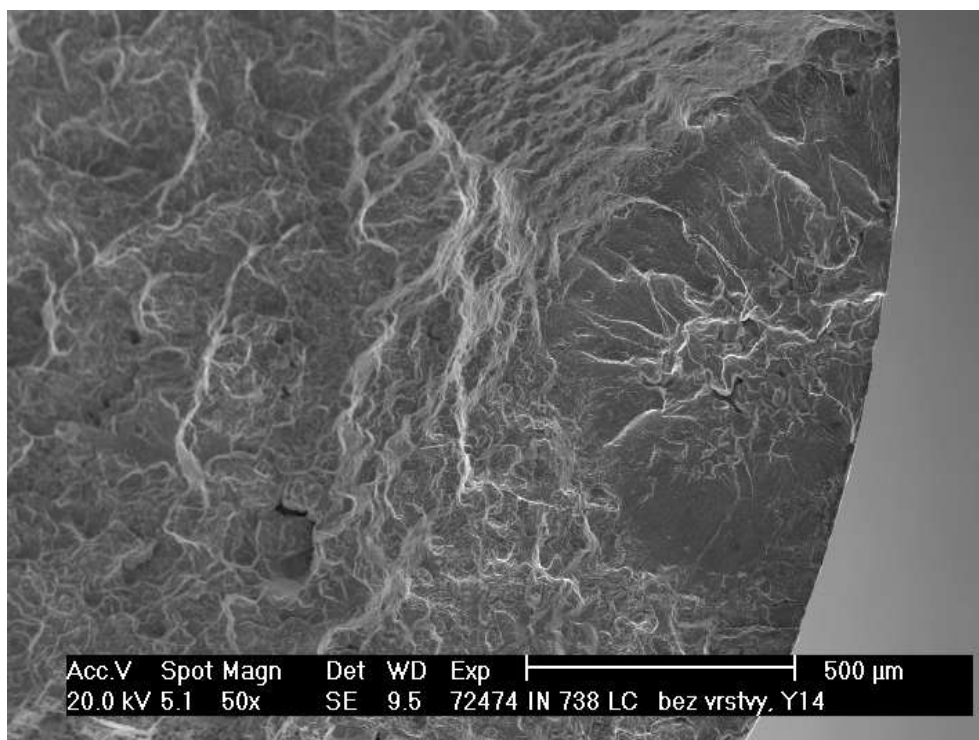
Obr. 4.19a - Lomová plocha vzorku Y14 (bez AlSi vrstvy) (SEM)



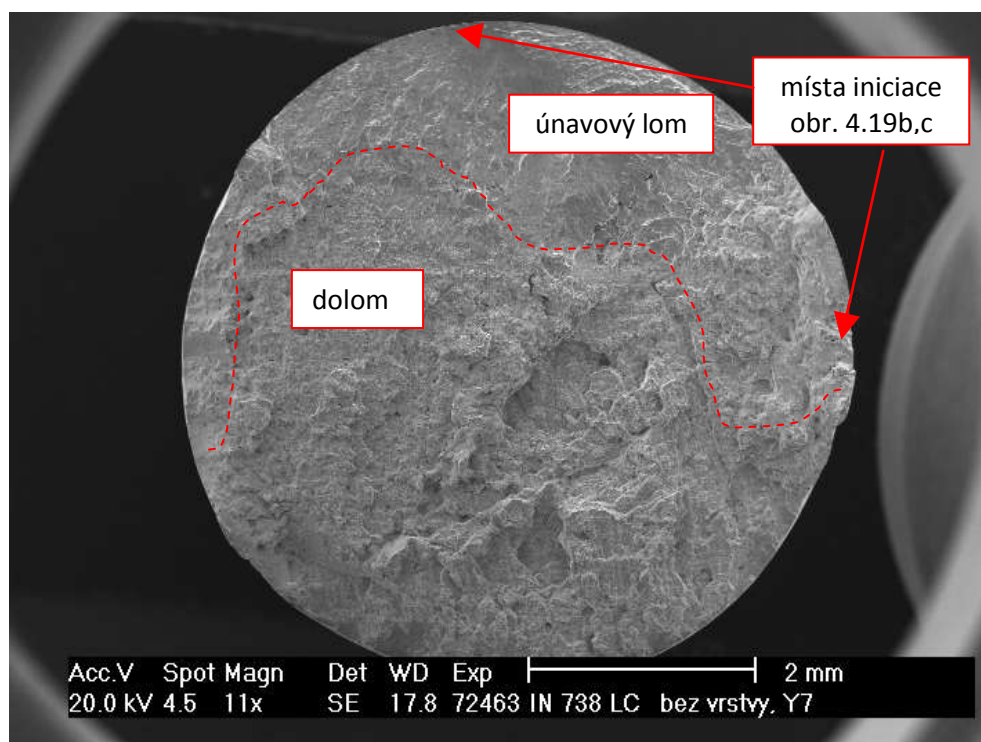
Obr. 4.19b - Detail místa iniciace (ředina) (SEM)



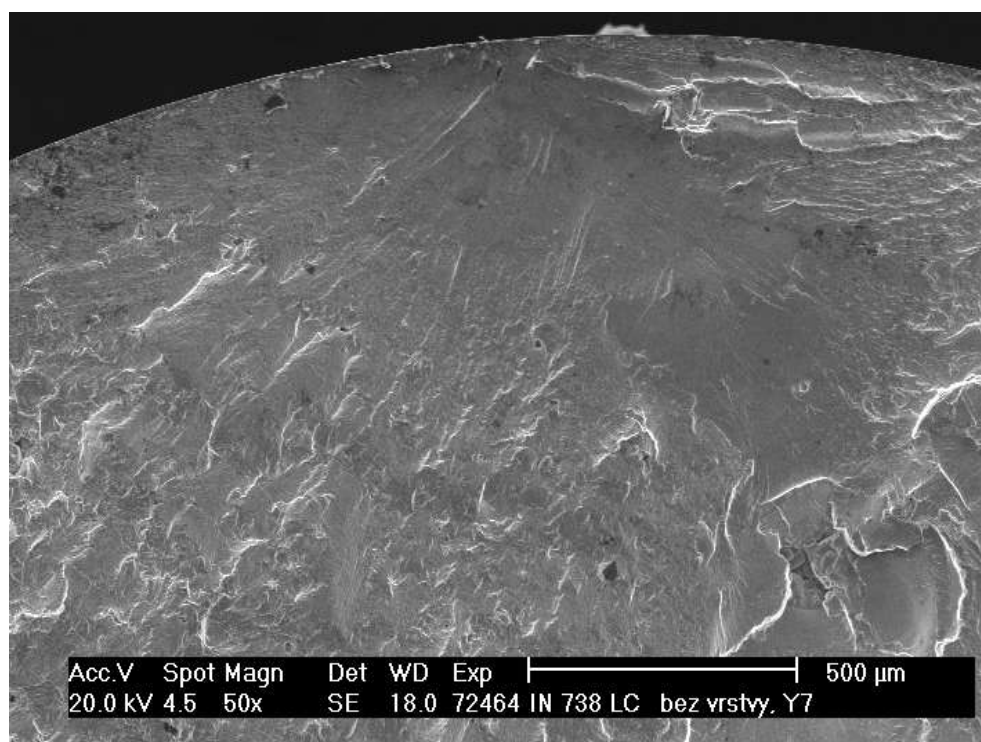
Obr. 4.19c - Detail místa iniciace (ředina) (SEM)



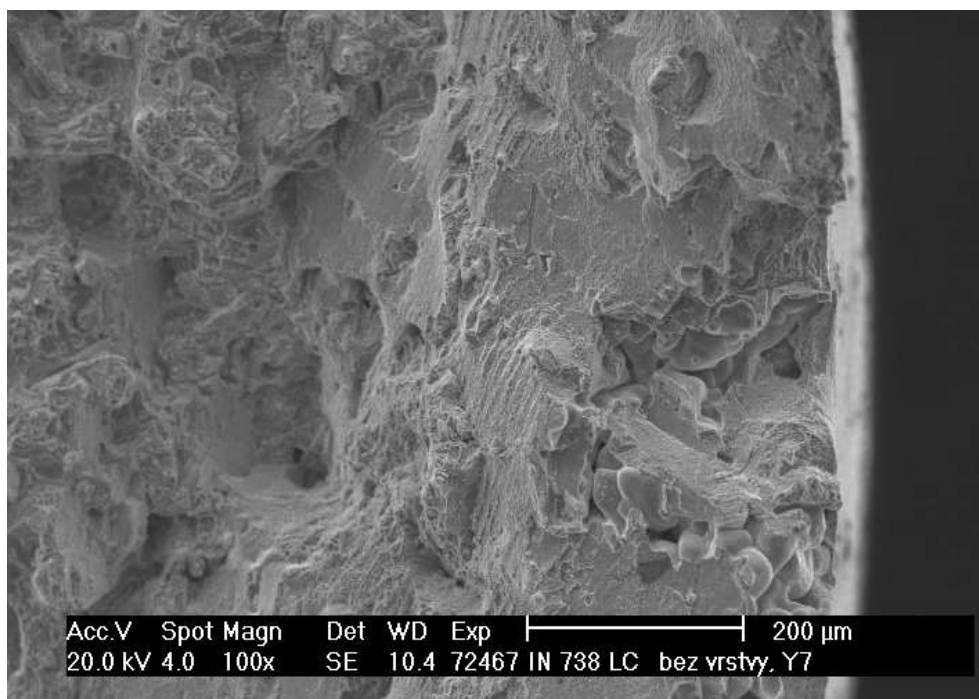
Obr. 4.19d - Detail místa iniciace (ředina) (SEM)



Obr. 4.20a - Lomová plocha vzorku Y7 (bez AlSi vrstvy) (SEM)



Obr. 4.20b - Detail místa iniciace (SEM)



Obr. 4.20c - Detail místa iniciace (SEM)

4.2.6 - Pozorování trhlin a jejich kvantifikace

Pozorování trhlin proběhlo v únavové části podélných osových řezů (viz. obr. 4.4) na výbrusech vzorků Y43-PS3 (obr. 4.21) a Y43-PS4 (obr. 4.22). Hodnotil se počet trhlin, jejich délka a hustota.

Při přípravě výbrusů (při řezání) došlo u vzorků Y43-PS1, Y43-PS2 a Y43-PS5 k odloupení vrstvy a z tohoto důvodu nebyly, z hlediska kvantifikace trhlin, hodnoceny.

Pozorováním trhlin pomocí SM a SEM byl pozorován průběh trhlin, jejich tvar a chování na rozhraní vrstva/základní materiál. Na pozorovaných vzorcích byly únavové trhliny velmi četné a vždy se šířily kolmo k povrchu.

Na základě pozorování vrstev vzorků Y43-PS3 a Y43-PS4 lze konstatovat, že pravděpodobně dochází ke křehkému popraskání vrstvy již v počátku únavové životnosti. Trhliny se dále šíří při únavovém zatěžování. Tuto domněnku podporuje i zjištění (viz. kap. 4.2.4 - Hodnocení tvrdosti), že vrstvy mají vysokou tvrdost a také že u vzorku Y43-PS3 došlo k výraznému popraskání vrstev již po 1 cyklu.

Na obrázku 4.21a-c (vzorek Y43-PS3) byly zjištěny trhliny, které končí na hranici vrstva/základní materiál a dále do základního materiálu už nepostupují. Na obrázku 4.22 (vzorek Y43-PS4) některé trhliny přes toto rozhraní pokračují a končí v základním materiálu.

Z tab. 4.8 vyplývá, že u vzorku Y43-PS3, v měřené oblasti 19,38 mm od lomu, bylo zjištěno 134 trhlin, jejichž průměrná délka byla 397 μm . Na vzorku Y43-PS4 byla měřená vzdálenost od lomu téměř poloviční, průměrná délka trhlin se zvýšila, ale počet byl výrazně nižší. Na vzdálenosti 11,73 mm bylo zjištěno 24 trhlin s průměrnou délkou 467 mm.

Z grafu na obr. 4.23a vyplývá, že u obou vzorků nemá vzdálenost trhlin od lomu výraznější vliv na jejich délku. Porovnání četnosti a délky trhlin je uvedeno v grafu na obr. 4.23b.

Tab. 4.8 - Kvantifikace trhlin

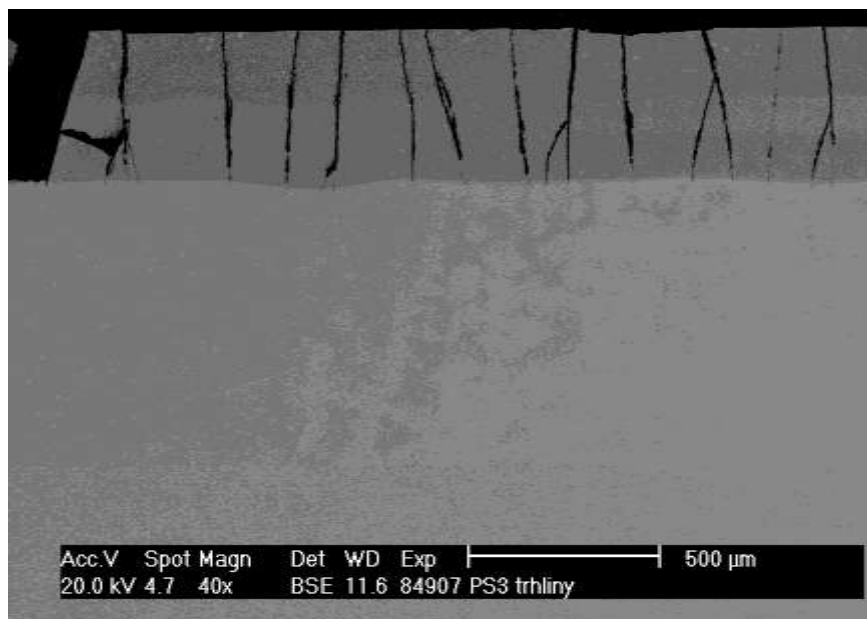
vzorek	počet trhlin	průměrná délka trhliny [μm]	max. vzdálenost od lomu [mm]	hustota trhlin/mm
Y43-PS3	134	397	19,38	0,14
Y43-PS4	24	467	11,73	0,49



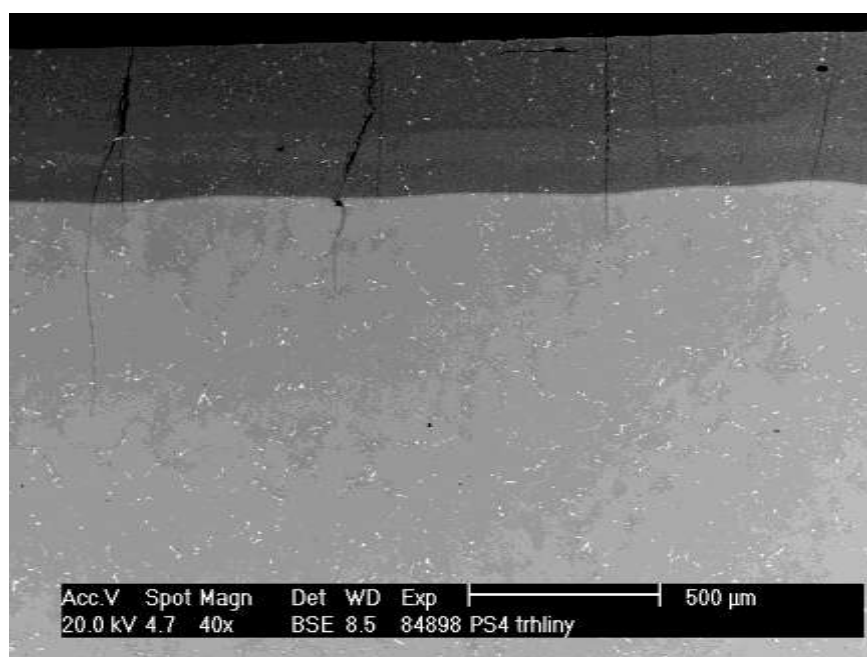
Obr. 4.21a trhliny ve vrstvě vzorku Y43-PS3,
trhliny končí na hranici vrstva/základní materiál (SM)



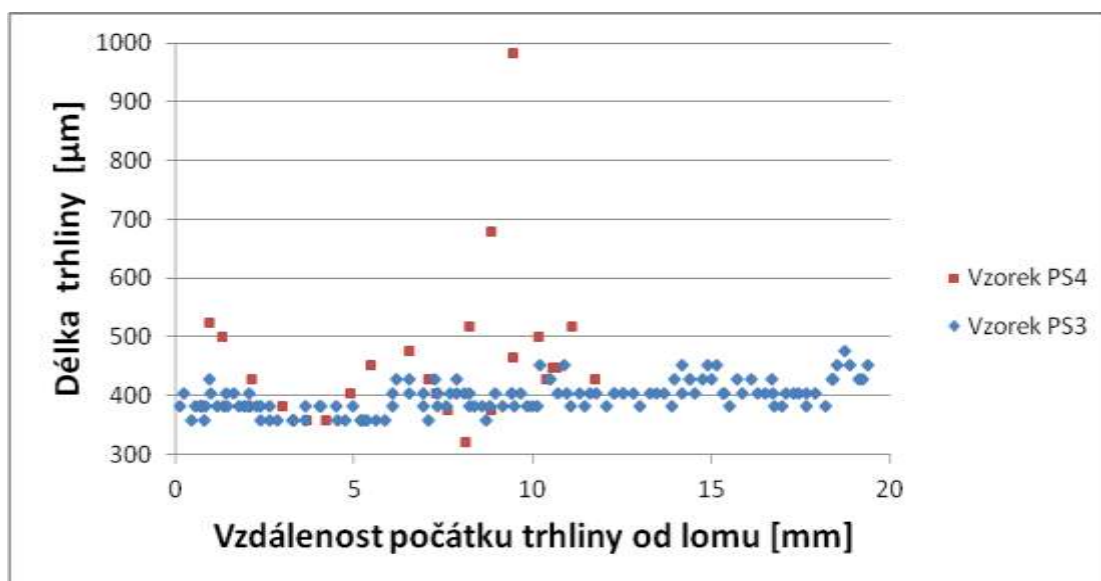
Obr. 4.21b trhlina ve vrstvě vzorku Y43-PS3,
trhliny končí na hranici vrstva/základní materiál (SM)



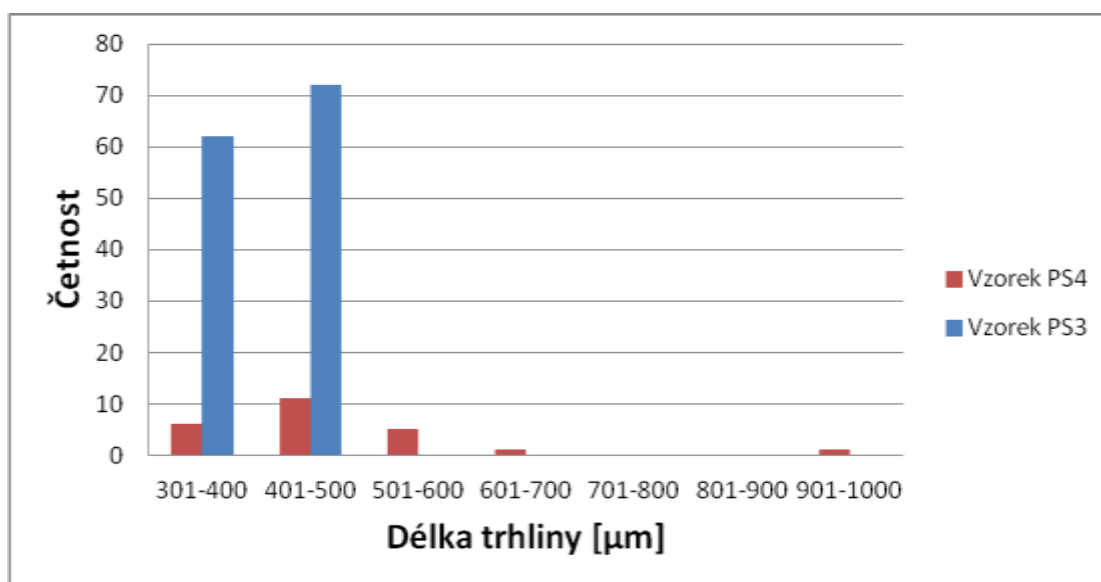
Obr. 4.21c - trhliny ve vrstvě vzorku Y43-PS3,
trhliny končí na hranici vrstva/základní materiál (SEM)



Obr. 4.22 - trhliny ve vrstvě vzorku Y43-PS4,
některé trhliny končí na hranici vrstva/základní materiál,
některé pokračují až do základního materiálu



Obr. 4.23a - Graf závislosti délky trhlín na jejich vzdálenosti od lomu



Obr. 4.23b - Graf závislosti četnosti trhlín na jejich délce

5. - Diskuze výsledků

Z výsledků únavových zkoušek v oblasti nízkocyklové únavy, provedených na vzorcích z niklové slitiny Inconel 738 LC vyplývá, že ochranná AlSi vrstva, nanesená metodou žárového nástřiku s následným tepelným zpracováním má negativní vliv na únavovou životnost.

Studie [21,22], které se taktéž zabývaly problematikou nanášení ochranných vrstev na niklové slitiny, potvrdily závěry uvedené v této práci.

Ochranná vrstva je po tepelném zpracování nehomogenní, velmi tvrdá a křehká. V závislosti na vzdálenosti od povrchu i po celém povrchu je vrstva nehomogenní. To dokladuje vysoký rozptyl naměřených hodnot tvrdosti. Tyto oblasti budou mít pravděpodobně různé chemické složení a tím i různé koeficienty roztažnosti. Podle literatury [21] způsobují rozdílné koeficienty roztažnosti odlišné chování jednotlivých oblastí při vysokých teplotách a spolu s tvrdostí a křehkostí mají hlavní podíl na iniciaci trhlin a jejich šíření při zatížení za vysokých teplot a mechanickém namáhání. Experimenty byla potvrzena zjištění uvedená ve studiích [21,22], že k iniciaci trhlin v ochranné vrstvě dochází pravděpodobně v počátcích únavové životnosti a dále, že únavová životnost se nanášením ochranné vrstvy snižuje.

Iniciace trhlin je závislá na amplitudě plastické deformace. Čím je amplituda plastické deformace větší, tím větší je počet iniciačních míst. K iniciacím zpravidla docházelo na povrchu vrstvy, která křehce popraskala a dále se kolmo od povrchu šířila únavová trhlina.

Další místa iniciací byla zjištěna v oblasti povrchu a těsně pod povrchem základního materiálu, v místech slévárenských vad. Na vzorcích zkoumaných v této práci bylo pozorováno velké množství slévárenských vad. Ty podpořily iniciaci trhlin a jejich rychlejší šíření materiálem, což mělo za následek zkrácení životnosti.

Na strukturu, kvalitu, rovnoměrnost a vlastnosti ochranné vrstvy má vliv tepelné zpracování. Po tepelném zpracování se původní velmi nerovnoměrný a porézní plazmatický nástřik změnil na rovnoměrnou vrstvu, u které byly pozorovány póry pouze v přímé blízkosti povrchu. Při nanášení na rovný povrch se vytvoří vrstva o menší tloušťce, než při nanášení na povrch válcovitý. Podle studie [21], však přílišná tloušťka vrstvy není žádoucí. Důvodem je vytváření jednotlivých subvrstev mechanismem interdifúze - hliník se šíří do základního materiálu a nikl, wolfram a chrom směrem do ochranné vrstvy. Interdifúze vede ke zhoršení mechanických vlastností na rozhraní vrstva/základní materiál a usnadňuje oddělování vrstev.

Přesto, i když má vrstva negativní účinky na únavovou životnost, tak má také užitečné a ochranné vlastnosti. Účinně chrání základní materiál před oxidací, korozí a vysokými teplotami a tím prodlužuje jeho celkovou životnost. [22]

6. - Závěry

Základní materiál Inconel 738LC má litou dendritickou strukturu. Mikrostruktura je složena ze základní matrice γ , koherentních precipitátů γ' , komplexních karbidů a eutektika ($\gamma + \gamma'$). Tepelným zpracováním se mikrotvrdost základního materiálu snížila.

AlSi vrstva nanesená žárovým plazmatickým nástřikem na vzorky (ve výchozím stavu), byla před tepelným zpracováním porézní, s velmi nerovnoměrnou tloušťkou a byla tvořena splaty i nenatavenými částicemi Al, Si.

Tepelným zpracováním se tato vrstva proměnila v typickou difúzní bariéru. V porovnání s výchozím stavem se tepelným zpracováním průměrná tloušťka vrstvy vzorku sice snížila o 14 μm , došlo však k jejímu značnému zrovnoměnění a póry se přemístily směrem k povrchu. Dále bylo prokázáno, že tvar povrchu tělesa, na který se vrstva nanáší, má výrazný vliv její tloušťku. Tepelné zpracování mělo výrazný vliv i na mikrotvrdost. Jedná se o velmi tvrdou a pravděpodobně křehkou vrstvu. Vysoký rozptyl naměřených hodnot vypovídá, že je vrstva silně heterogenní.

Z výsledků únavových zkoušek v oblasti nízkocyklové únavy vyplývá, že ochranná AlSi vrstva, nanesená metodou žárového nástřiku s následným tepelným zpracováním má negativní vliv na únavovou životnost.

Při pozorování lomových ploch vzorků s AlSi vrstvou a vzorků bez AlSi vrstvy nebyl pozorován mezi těmito vzorky výrazný rozdíl, kromě samotných iniciací. Iniciační místa byla pozorována, především, v místech na povrchu, v případě vzorků s vrstvou ve vrstvě. Při zatěžování na začátku únavové životnosti dojde pravděpodobně k porušení vrstvy a k následnému šíření únavové trhliny. Počet iniciačních míst byl závislý na amplitudě plastické deformace. Na vzorcích, které byly zatěžovány větší amplitudou deformace, byl pozorován větší počet iniciačních míst a tím byl lom členitější. V pozorovaném materiálu se nacházelo poměrně dost slévárenských defektů. Vyskytovaly se v blízkosti povrchu, kde mohly urychlit samotnou iniciaci únavových trhlin. Na lomových plochách byly rovněž pozorovány karbidy, které se vyskytují na lomové ploše ve shlucích. Ve statickém dolomu se karbidy vyskytovaly ve větším množství.

Na pozorovaných vzorcích byly únavové trhliny velmi četné a vždy se šířily kolmo k povrchu. Pravděpodobně dochází ke křehkému popraskání vrstvy již v počátku únavové životnosti. Trhliny se dále šíří při únavovém zatěžování.

Závěry uvedené v této práci byly v souladu s uvedenými studiemi [21,22].

7. - Literatura

- [1] POSPÍŠILOVÁ, S., Vliv alitosilitace na strukturu a vlastnosti litých niklových superslitin. Disertační práce na ÚMVI při FSI VUT v Brně. 2007. 113 s.
- [2] REED C. R., The Superalloys, Fundamentals and Applications. Cambridge University Press, New York. 2008. 372 s. ISBN 978-0-521-07011-9
- [3] PTÁČEK, L., a kol., Nauka o materiálu II.; Akademické nakladatelství CERM, s.r.o. Brno. 2002. 350 s. ISBN 80-7204-130-4
- [4] DARECKÝ, J., Superzliatiny niklu a ich obrábanie. EDIS, Žilinská univerzita v Žilině. 2001. ISBN 80-7100-785-4.
- [5] JULIŠ, M., Nízkocyklová únava vybraných niklových superslitin za vysokých teplot. Disertační práce na ÚMVI, FSI VUT v Brně. Brno, 2008. 107 s.
- [6] DURAND-CHARRE, M., The Microstructure of Superalloys. Gordon & Breach Publishers, Amsterdam. 1997. 121 s.
- [7] PANTĚLEJEV, L., Gigacyklová únava kovových materiálů, studijní opora dostupná z: <http://ime.fme.vutbr.cz/files/Studijni%20opory/gu/Specifika%20unavy.html>
- [8] LAUSCHMANN, H., Mezní stavy I: Únava materiálu. Praha: Nakladatelství ČVUT. 2007. ISBN 978-80-01-03671-6.
- [9] PANTĚLEJEV, L., Únava kovových materiálů, studijní opora dostupná z: <http://ime.fme.vutbr.cz/studijni%20opory.html>
- [10] VĚCHET, S., KRÁL P., Únava materiálu, studijní opora dostupná z: <http://www.jaja.kn.vutbr.cz/~janirek2/dok/materialy/7tUnava.doc>
- [11] FIALA, J., KRAUS, I., Povrchy a rozhraní. Nakladatelství ČVUT, Praha. 2009. 299 s. ISBN 978-80-01-04248-9
- [12] BOSE, T., High Temperature Coatings. Elsevier, Nizozemí. 2007. 299 s. ISBN 0-7506-8252-3.
- [13] TAMARIN, Y., Protective Coatings for Turbine Blades – Phase Composition and Structure of Coatings on Superalloys. ASM International, USA. 2002. 256 s. ISBN 0-87170-759-4.
- [14] HOUDKOVÁ, Š., a kol., Žárové nástřiky - moderní technologie povrchových úprav, dostupné z: <http://www.kmm.zcu.cz/CD/>

- [15] NĚMCOVÁ, A., Výzkum a vývoj technologie povrchových vrstev součástí valivých a kluzných ložisek. Diplomová práce na ÚMVI při FSI VUT v Brně. 2008. 71 s.
- [16] KLAČURKOVÁ, L., Struktura a vlastnosti slitin na bázi Al připravovaných netradičními postupy. Disertační práce na ÚMVI při FSI VUT v Brně. 1999. 162 s.
- [17] WANG, B., GONG, J., SUN, C., HUANG, R. F., WEN, L. S., The behaviour of MCrAlY coatings on Ni₃Al – base superalloy. Materials Science and Engineering A. 2003, roč. 357.
- [18] DONACHIE, M.J., DONACHIE, S.J., Superalloys - A technical guide, 2nd edition. ASM International. OHIO, USA. 2002. 439 s. ISBN 0-87170-749-7.
- [19] KRAUS, V., Povrchy a rozhraní. Západočeská univerzita, Plzeň. 2000. 174 s. ISBN 80-7082-668-1
- [20] OBRTLÍK, K., POSPÍŠILOVÁ, S., JULIŠ, M., ČELKO, L., PODRÁBSKÝ, T., Effect of plasma sprayed AlSi coating on low cycle fatigue properties of cast superalloy Inconel 738LC. In Metal, Tanger, Ostrava. 2012. (v tisku)
- [21] JINNENSTRAND, M., BRODIN, H., Crack initiation and propagation in air plasma sprayed thermal barrier coatings, testing and mathematical modelling of low cycle fatigue behaviour. Materials Science and Engineering A. 2003, roč. 379, č. 1-2, s. 45-57.
- [22] RAHMANI, Kh., Nategh, S., Isothermal LCF behavior in aluminide diffusion coated René 80 near the DBTT. Materials and Design. 2009, roč. 30, č. 4, s. 1183-1192.

8. - Použité zkratky a symboly

<u>symbol</u>	<u>význam</u>
Inconel 738 LC	niklová superslitina, obchodní název
a	parametr mřížky
η	nežádoucí fáze v niklových superslitinách
π	nežádoucí fáze v niklových superslitinách
δ	nežádoucí fáze v niklových superslitinách
ε	nežádoucí fáze v niklových superslitinách
σ	nežádoucí fáze v niklových superslitinách
σ_m	střední hodnota napětí, [MPa]
σ_a	amplituda napětí, [MPa]
σ_c	mez únavy, [MPa]
σ_h	horní hodnota napětí, [MPa]
$\sigma_d, (\sigma_n)$	dolní hodnota (cyklického) napětí, [MPa]
f	frekvence cyklů
T	časový úsek cyklu
N	počet cyklů
N_f	počet cyklů do lomu
N_c	počet cyklů nad kterým již nedochází k únavovému porušení
N_x	konečný počet cyklů, životnost
R, P	parametry asymetrie
γ	tuhý roztok
γ'	hlavní vytvrzující fáze
ε_a	celková deformace
ε_{ap}	plastická deformace
ε_{ae}	elastická deformace
TBC	tepelné bariéry (thermal barrier coating)
EB PVD	metoda nanášení povlaku (electron beam physical vapor deposition)
D-GUN	metoda nanášení povlaku (Detonation Gun)
HVOF	metoda nanášení povlaku (Hight Velocity Oxygen Fuel)
APS	metoda nanášení povlaku (Air Plasma Spraying)
VPS	metoda nanášení povlaku (Vacuum Plasma Spraying)
LCF	únavové zkoušky
R_m	mez pevnosti
$R_{p\ 0,2}$	smluvní mez pevnosti
R_ε	parametr asymetrie cyklického zatěžovací
RED	chladicí suspenze
kp (kgf)	kilopond, jednotka zatížení při měření mikrotvrdosti
SM	světelná mikroskopie
SEM	skenovací elektronová mikroskopie