

# Modifikace plazmou nanášených NiCrAlY povlaků

Veronika Řičánková<sup>1</sup>

Ladislav Čelko<sup>2</sup>

Lenka Klakurkova<sup>3</sup>

Jiří Švejcar<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Ústav materiálových věd a inženýrství, Fakulta strojního inženýrství VUT v Brně; yrican00@stud.fme.vutbr.cz

<sup>2</sup> Ústav materiálových věd a inženýrství, Fakulta strojního inženýrství VUT v Brně; celko@fme.vutbr.cz

<sup>3</sup> Ústav materiálových věd a inženýrství, Fakulta strojního inženýrství VUT v Brně; klakurkova@fme.vutbr.cz

<sup>4</sup> Ústav materiálových věd a inženýrství, Fakulta strojního inženýrství VUT v Brně; svejcar@fme.vutbr.cz

Grant: FSI-J-11-40/1371

Název grantu: Zvýšení odolnosti povlaků MCrAlY vůči vysokoteplotní oxidaci

Oborové zaměření: Korozie a povrchové úpravy materiálů

© GRANT Journal, MAGNANIMITAS Assn.

**Abstrakt** Příspěvek se zabývá problematikou modifikace plazmatem nanášených povlaků typu NiCrAlY s ohledem na zvýšení jejich odolnosti vůči oxidaci. Na povrch povlaku NiCrAlY, připravovaného technologií APS (air plasma spraying) na niklovou superslitinu Inconel 713 LC, byl nalisován hliníkový plát. Takto připravené vzorky byly dále žháný v rozsahu teplot 650 – 1000°C po dobu 2 hodin v argonové atmosféře. Vlivem sycení povlaků NiCrAlY hliníkem během žhání, dochází k redukci oxidů a porozity v mikrostruktuře povlaku. Mikrostruktura modifikovaných NiCrAlY povlaků byla detailně hodnocena s využitím přístupů konvenční metalografie.

**Klíčová slova** Povlaky NiCrAlY, přetavování, tepelné zpracování, nástřik plazmatem

## 1. ÚVOD

Pro výrobu komponent sestav leteckých turbín jsou v současné průmyslové praxi využívány řady rozličných materiálů. V provozních podmínkách jsou tyto součásti namáhány různými časově, teplotně a napěťově proměnnými cykly. Ve vysokoteplotní části leteckých turbín, kde za těchto podmínek dochází ke krátkodobému nárůstu teploty až do 1550 °C, se v současnosti nejvíce využívá komplexních funkčně gradientních povlaků a pokročilých monokrystalických slitin na bázi niklu, tzv. Ni-superslitin. V civilním letectví jsou, pro ochranu povrchu superslitin na bázi niklu, nejvíce využívány kombinace povlaků typu  $ZrO_2+Y_2O_3$  a MCrAlY (M = Ni nebo Co, Fe, případně jejich kombinace) [1,2].

Povlaky typu MCrAlY lze použít na součástech z niklových superslitin buď jako samostatné samonosné povlaky nebo jako povlaky vazebné v případě komplexních funkčně gradientních povlakových systémů označovaných také jako tepelné bariéry (Thermal Barrier Coatings (TBCs)). Samonosné povlaky typu MCrAlY jsou vytvářeny nanášením výchozího, nejčastěji práškového, materiálu o daném chemickém složení na povrch substrátu. U povlaků typu NiCrAlX, tvoří Ni nosnou matici, Cr

zajišťuje dostatečnou odolnost proti korozi za vysokých teplot, Al řídí celkový průběh oxidace povlaku, a X představuje prvky Y, Si, Hf nebo Ta, které jsou do povlaků přidávány z důvodu optimalizace mechanických vlastností povlaku a zvýšení adheze vrstvy tepelně indukovaného oxidu (TGO - Thermally Grown Oxide) na bázi  $Al_2O_3$  a  $Cr_2O_3$  vznikajícího v průběhu jejich tepelné expozice. Tato souvislá ochranná oxidická vrstva v důsledku izolace Ni-superslitiny od korozního prostředí významně snižuje rychlost oxidace z ní vyrobených součástí. Společně s její tvorbou však dochází k lokálnímu ochuzení oblasti k ní přiléhající o Al a/nebo Cr [3]. Mezi nejdůležitější parametry ovlivňující vlastnosti těchto povlaků patří jejich výsledná mikrostruktura, porozita, hustota, celková tloušťka, drsnost povrchu, morfologie, orientace a velikost zrn. Tyto parametry pak mohou být ovlivňovány zejména vhodným chemickým složením a zvolenou technologií depozice.

V rámci této studie byly pozorovány změny v mikrostruktuře modifikovaného komerčně dostupného povlaku NiCrAlY připraveného pomocí technologie APS. Modifikace spočívala v sycení plazmou nanášených NiCrAlY povlaků hliníkem za jeho současného přetavování s ohledem na eliminaci nežádoucího podílu oxidických vměstků v mikrostruktuře povlaku pocházejícího z použité technologie jejich depozice. Cílem práce bylo podrobné studium vzájemných interakcí jednotlivých prvků a předpokládaných fázových transformací probíhajících v průběhu přípravy povlaků tohoto typu v průběžné ochranné argonové atmosféře v rozsahu teplot 650 - 1000°C po dobu 2 hodin. Dále pak byly pozorovány mikrostrukturní změny v průběhu modifikace původního povlaku způsobené objemovou difuzí reaktivních prvků.

## 2. EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL A POUŽITÁ TECHNIKA

Jako substrát byla použita komerčně dostupná polykrystalická niklová superslitina Inconel 713LC dodána společností PBS, a.s. Velká Bíteš, Česká republika. Její chemické složení je uvedeno v tabulce 1. Vzorek v podobě kvádrů o rozměrech 50 x 30 x 5 mm byl před depozicí povlaku broušen brusnými papíry až do zrnitosti #600 a následně odmaštěn pomocí acetonu. Na povrch vzorku byl

technologí APS nanesen komerčně dostupný prášek NiCrAlY. Průměrná velikost částic použitého prášku byla 15 – 38  $\mu\text{m}$  (GTV GmbH, Německo). Průměrná tloušťka připravených povlaků byla 125  $\mu\text{m}$ . Chemické složení použitého prášku je uvedeno v tabulce 2.

Tab. 1: Chemické složení substrátu – Inconel 713LC [at. %]

Prvek	C	Al	Nb	Ti	Cr	Mo	Ni
Inconel 713LC	0,23	12,07	1,19	0,92	12,74	2,65	základ

Tab. 2: Chemické složení použitého prášku [at. %]

Prvek	Al	Cr	Ni	Y
NiCrAlY	19,04	21,74	základ	0,58

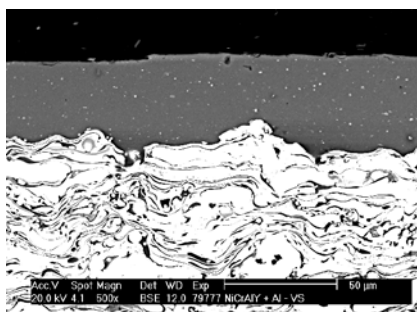
Na povrch takto vytvořeného povlaku byl nalisován hliníkový plát o tloušťce 3mm a čistotě 99,999% Al. Pro plátování byl použit hydraulický lis CBJ 500-6 a zátěž 10,5 tun. Takto připravený vzorek byl dále dělen do podoby vzorků o rozměrech 8 x 9 x 5 mm pomocí diamantové rezačky ACCUTOM.

Vzorky byly žháný po dobu 2 hodin v trubkové peci Heraeus za teplot 650, 850 a 1000°C v průtokové argonové atmosféře, ve které byly také po krátké izotermické prodlevě dochlazeny na pokojovou teplotu. Mikrostruktura povlaků byla pozorována pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu Philips XL30 v režimu zpětně rozptýlených elektornů (BSE). Chemické složení zkoumaných vzorků bylo stanoveno pomocí lokální energiově disperzní chemické mikroanalýzy EDS na spektrometru EDAX, který je součástí vybavení rastrovacího elektronového mikroskopu Philips XL30. Tvrdost modifikovaných povlaků byla měřena na mikrotvrdoměru Leco LM 247 AT.

### 3. VÍSEDKY A DISKUSE

#### 3.1 Výchozí mikrostruktura

Na obr. 1 je výchozí mikrostruktura povlaku NiCrAlY po nanesení nástřiku plazmatu a po nalisování hliníkového plátu. Výchozí mikrostruktura povlaku NiCrAlY je charakteristická pro zvolenou technologii depozice. Je tvořena především zploštěnými přetavenými částicemi prášku, malým množstvím nerostavených částic, porozitou a oxidy mezi na rozhraních zploštělých částic (splatů). Na povrchu povlaku NiCrAlY lze pozorovat homogenní mikrostrukturu nalisovaného hliníku.



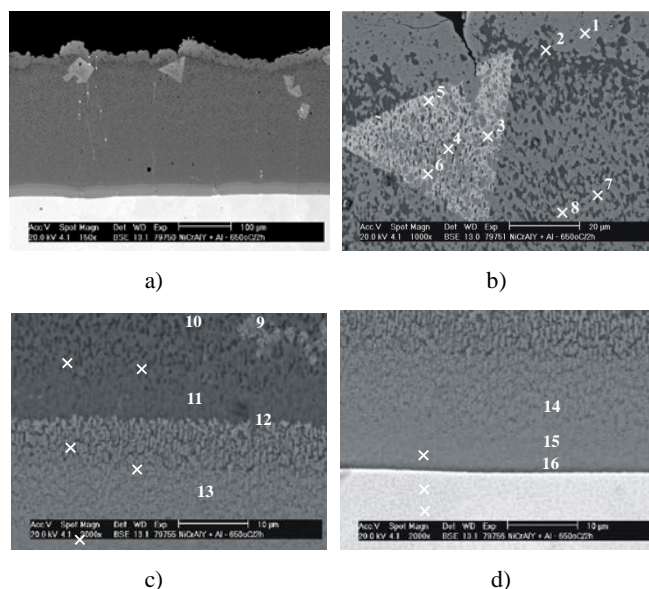
Obr. 1 Příčný řez povlakem NiCrAlY s nalisovaným plátem hliníku – výchozí stav (REM)

Plazmatem připravené povlaky typu NiCrAlY jsou ve výchozím stavu obecně tvořeny dvoufázovou strukturou, tuhým roztokem  $\gamma$ -(Ni) a intermetalickou fází  $\beta$ -NiAl. Dále byl zaznamenán i výskyt minoritních fází, a to intermetalika  $\gamma$ '-Ni<sub>3</sub>Al a oxidu na bázích

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> a Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Nalisovaný plát hliníku je tvořen pouze tuhým roztokem v krystalografické modifikaci FCC mřížky. Na rozhraní mezi NiCrAlY a Al povlakem nebyly pozorovány nespojitosti a ani prokazatelná vzájemná difúzní interakční mezivrstva.

#### 3.2 Mikrostruktura povlaku po žhání

Mikrostruktura povlaku NiCrAlY po krátkodobém přetavování u vzorků s Al plátem na teplotě 650°C je uvedena na obr. 2. V porovnání s výše popsaným výchozím stavem byly zaznamenány podstatné rozdíly. V důsledku sycení plazmou naneseného povlaku hliníkem po tepelném zpracování lze zaznamenat eliminaci porozity jako nejvýznamnější změnu v mikrostruktuře modifikovaného povlaku. V průběhu žhání dochází prokazatelně k redukci porozity, která se přesouvá do povrchové oblasti povlaku, kde se vyskytuje v podobě dutin či oxidů. V průběhu tepelného zpracování postupně dochází k odloupení této části povlaku. Mechanismus oddělování vrchní části povlaku obsahujícího porozitu a značné množství oxidů v průběhu tepelné expozice povlaků byl běžně pozorován v literatuře [4,5].



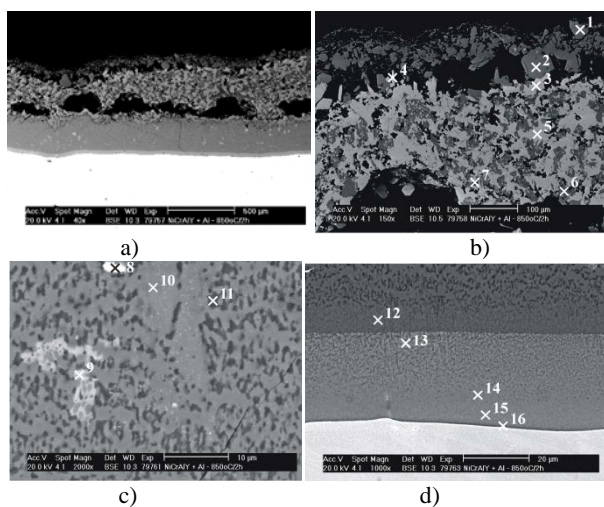
Obr. 2 Příčný řez modifikovaným povlakem NiCrAlY po žhání – 650°C / 2 h, Ar (REM), (b) detail povrchové oblasti, (c) detail přechodové mezivrstvy (d) detail rozhraní modifikovaného povlaku a základního materiálu

Další pozorovanou změnou v mikrostruktuře povlaku byla tendence yttria shlukovat se a tvořit rozměrné trojúhelníkové (světlé) částice, o velikosti cca 50  $\mu\text{m}$ , rozptýlené nerovnoměrně ve vrchní části povlaku, viz. obr. 2(a).

Na základě provedených bodových EDS analýz, viz tabulka 3, a znalosti stechiometrie jednotlivých fází lze uvnitř vrstvy předpokládat výskyt následujících fází: v podpovrchové části povlaku, obr. 2(b), jsou to intermetalické fáze Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> (místa 1,3,4,8), Al<sub>3</sub>(Ni,Y) (místo 5) a tuhý roztok Al (místa 2,6,7). Výskyt těchto fází lze rovněž předpokládat i ve střední části povlaku. Přechodové mezivrstvy modifikovaného povlaku a substrátu (obr. 2(c)), je poté tvořena fází Al<sub>3</sub>Ni (místa 9,11) a tuhým roztokem Al (místo 10) obsahující velmi jemnou disperzi intermetalické fáze Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> (místa 12,13). Na rozhraní modifikovaného povlaku a substrátu (obr. 2(d)) lze předpokládat směs intermetalické fáze Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> s tuhým roztokem Al (místa 14,15) a fází AlNi (místo 16). Což odpovídá tendenci průběhu fázového složení směrem od povrchu vrstvy (fáze bohaté na Al) k rozhraní s Ni superslitinou (kde se vyskytují fáze chudší na Al).

Tab. 3: Místa provedených EDS analýz korespondující s obr. 2 [at.%]

místo	[at.%]			
	Al	Y	Cr	Ni
1	76,6			23,4
2	85,6		9,4	5,0
3	78,2			21,8
4	77,1			22,9
5	76,7	7,5		15,8
6	82,4		5,8	11,8
7	84,5		7,5	8,0
8	78,6			21,4
9	79,2		3,3	17,5
10	79,5		4,1	16,4
11	77,7		3,0	19,3
12	69,2	1,2	4,0	25,6
13	69,1			30,9
14	69,6			30,4
15	64,8		5,0	30,2
16	58,1	1,9	5,5	34,5



Obr. 3 Příčný řez modifikovaným povlakem NiCrAlY po žhání – 850°C / 2 h, Ar (REM), (b) detail povrchové oblasti vrstvy, (c) detail vnitřní oblasti (d) detail přechodové mezivrstvy, rozhraní modifikovaného povlaku a základního materiálu.

Mikrostruktura povlaku NiCrAlY u vzorků s Al plátem po krátkodobé tepelné expozici na teplotě 850°C je možné sledovat na obr. 3. V porovnání s mikrostrukturou povlaku po žhání na teplotě 650°C lze zaznamenat podstatný rozdíl ve vrchní části povlaku, u něhož zde na rozdíl od žhání při 650°C ještě nedošlo k oddělení části s vysokým podílem porozity (obr. 3(b)). Z EDS analýz, viz tabulka 4, a znalosti stechiometrie jednotlivých fází lze předpokládat, že nejtavnější místa v mikrostruktuře povlaku, obsahují vysokou koncentraci kyslíku a stechiometricky odpovídají oxidu  $Al_2O_3$  (místo 7). Dále je možné uvnitř této části povlaku pozorovat výskyt fází bohatých na Al jako  $Al_7Cr$  (místa 1,2,6) a  $Al_3Ni$  (místa 3,4,5). Mikrostruktura a tloušťka povlaku z míst neobsahujících

porozitu, v porovnání s mikrostrukturou povlaku po žhání při 650°C, nevykazuje významnější rozdíly v chemickém složení. Zatímco modifikovaný povlak žháný na teplotě 650°C měl v příčném průřezu tloušťku 236  $\mu m$ , tloušťka povlaku žháného na teplotě 850°C neobsahující porozitu byla 256  $\mu m$ . V prostřední části povlaku, s ohledem na EDS analýzy a stechiometrii fází, lze tedy předpokládat intermetalickou fázi  $Al_3Ni$  (místa 9,10,12), tuhý roztok na bázi Al (místo 11) a karbidy na bázi Nb (místo 8). Na rozhraní mezi modifikovaným povlakem a substrátem lze, v souladu s teplotou žhání 650°C, pozorovat jemnou disperzi předpokládané intermetalické fáze  $Al_3Ni_2$  v tuhém roztoku Al (místa 13,14,15) a AlNi (místo 16). Na rozdíl od tepelného zpracování na teplotě 650°C, by po oddělení povrchu povlaku s vysokým podílem porozity obsahovala zbylá část povrchu povlaku (na rozhraní s okolním prostředím) četné nečistosti a množství oxidů, což bylo v případě degradace povlaků či vrstev určených pro vysokoteplotní aplikace považováno za nežádoucí [6,7].

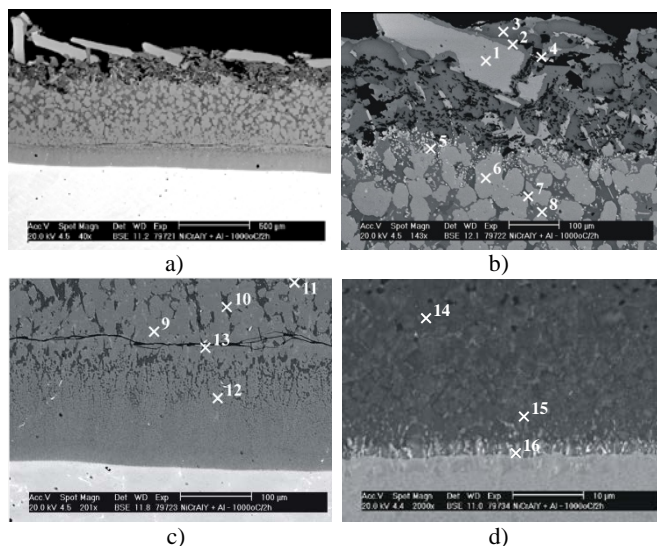
Tab. 4: Místa provedených EDS analýz korespondující s obr. 3 [at.%]

místo	[at.%]							
	O	Al	Mo	Y	Nb	Ti	Cr	Ni
1		85,8					12,3	1,9
2		85,8					12,2	2,0
3		76,7						23,3
4		76,1					0,6	23,3
5		76,3						23,7
6		85,4					12,2	2,4
7	42,0	51,0					2,5	4,5
8		23,5			61,8	9,2		5,5
9		74,3	2,1	5,8			2,1	15,7
10		77,1					0,9	22,0
11		82,2	1,6				6,0	10,2
12		76,7	0,5				1,7	21,1
13		67,1	1,4				4,4	27,1
14		65,4	1,2		0,7		4,8	27,9
15		64,5	1,2			0,4	4,9	29,0
16		59,7	1,4				6,4	32,5

Po přípravě modifikovaného NiCrAlY povlaku na teplotě 1000°C, viz obr. 4, byly rovněž pozorovány výrazné změny v jeho mikrostruktuře ve srovnání s nižšími teplotami jeho přípravy, tj. 650 a 800°C. Ve středové a povrchové oblasti povlaku dochází ke vzniku a výraznému růstu jednoho typu majoritní fáze a vzniku trhlin na rozhraní střední části povlaku a části povlaku přiléhajícímu k rozhraní mezi povlakem a substrátem. Celková tloušťka povlaku oproti nižším teplotám tepelného zpracování výrazně narůstá až na cca 745  $\mu m$ .

Z provedených bodových EDS analýz, viz tabulka 5, a znalosti stechiometrie jednotlivých fází lze uvnitř povlaku předpokládat výskyt těchto fází: intermetalické fáze  $Al_3Ni_2$  (místa 1,6,9,14),  $Al_3Ni$  (místa 2,8),  $Al_3(Ni,Cr)$  (místa 3,7,10) a  $Al_3(Ni,Y)_2$  (místo 4), tuhý roztok Al (místo 11) a karbidy na bázi Nb, nebo Nb a Ti (místa 5,12,13). Ke vzniku trhlin na rozhraní povlaku dochází v důsledku velkého vnitřního prnutí vytvořené křehké intermetalické fáze  $Al_3Ni_2$  [8]. Ve směru od povrchu povlaku k rozhraní s Ni superslitinou lze, obdobně jako v případě modifikovaného povlaku připraveného žháním na teplotě 650°C, pozorovat zřetelnou

tendenci ve změně chemického složení umožňujícího tvorbu intermetalických fází od fází bohatých na Al až k fázím s nižší koncentrací Al. Právě v důsledku aplikace vysoké teploty při tepelném zpracování převažují v tomto modifikovaném povlaku fáze s vyšší koncentrací Ni.



Obr. 4 Příčný řez modifikovaným povlakem NiCrAlY po žhání – 1000°C/2 h, Ar (REM), (b) detail povrchové oblasti, (c) detail přechodové mezivrstvy (d) detail rozhraní modifikovaného povlaku a základního materiálu

Tab. 5: Místa provedených EDS analýz korespondující s obr. 4 [at.%]

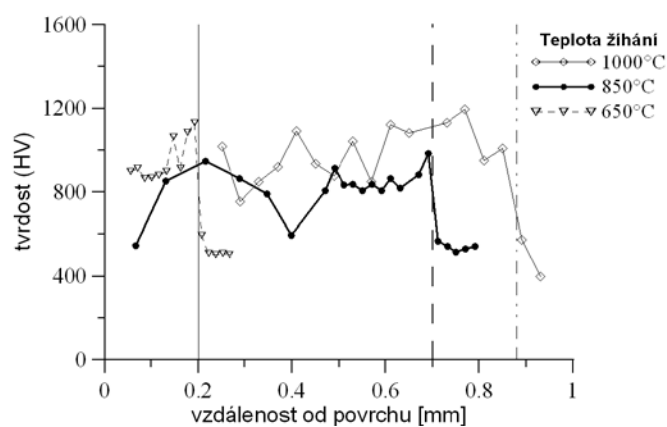
místo	[at.%]							
	O	Al	Mo	Y	Nb	Ti	Cr	Ni
1		62,0						38,0
2		74,6						25,4
3		73,3	1,7				15,9	9,1
4		65,2		5,9				28,9
5	24,5				61,5			14,0
6		62,8						37,2
7		76,5	2,0				13,0	8,5
8		75,5						24,5
9		62,7						37,3
10		75,7	1,8				14,2	8,3
11		84,3	9,0				6,7	
12		9,0			67,7	12,9	3,7	6,7
13		10,6			65,1	14,7		9,6
14		58,7					4,5	36,8
15		56,1	4,3				10,4	29,2
16		28,2	5,3			2,0	20,4	44,1

Výsledky tohoto pozorování však zcela nekorrespondují na rozhraní povlaku se substrátem, kde lze zaznamenat podobné chemické složení jako v případech aplikace nižších žhacích teplot. Z analýz

chemického složení lze rovněž v této oblasti předpokládat vznik intermetalické fáze  $Al_3(Ni, Cr)_2$  a tuhého roztoku Al (místo 15) a intermetalická fáze AlNi (místo 16). V důsledku vysoké teploty dochází také k difuzi prvků jako Mo, Nb a Ti ze substrátu do celého objemu modifikovaného povlaku, kde pravděpodobně nahrazují uzlové atomy Ni v přítomných intermetalických fázích, substitučně zpevňují tuhý roztok Al nebo se podílejí na tvorbě komplexních karbidů.

### 3.3 Tvrdost modifikovaných povlaků NiCrAlY

Z naměřených hodnot tvrdosti modifikovaných povlaků v závislosti na vzdálenosti od volného povrchu vyplývá, že po žhání v rozsahu teplot 650 – 1000°C nedochází k zásadní změně jejich tvrdosti. Avšak v rámci jednotlivých modifikovaných povlaků lze zaznamenat podstatné rozdíly v hodnotách naměřené tvrdosti, viz obr. 5.



Obr. 5: Tvrdost přetavovaných povlaků NiCrAlY v závislosti na vzdálenosti od povrchu

Obecně lze konstatovat, že na všech teplotách aplikovaného tepelného zpracování nejprve tvrdost směrem od volného povrchu postupně narůstá až k rozhraní se substrátem (na obr. 5 označeno vertikálními liniemi), kde poté tvrdost prudce poklesá až na tvrdost udávanou pro použitou Ni superslitinu po tepelné expozici [2]. Zatímco v případě modifikovaného povlaku připraveného na teplotě 650°C lze pozorovat postupný nárůst tvrdosti v závislosti na vzdálenosti od volného povrchu až k rozhraní se substrátem, tak u povlaku tepelně zpracovaného na teplotě 850°C je patrný výrazný pokles tvrdosti ve vzdálenosti 0,4 mm způsobený v důsledku přítomnosti značného množství pórů, oxidů a intermetalické fáze  $Al_7Cr$ . Po těchto změnách však podobně jako v případě povlaku připraveného na teplotě 650°C následuje postupný nárůst tvrdosti bez výraznějších změn tvrdosti až k rozhraní se substrátem. K nejvýraznějšímu nárůstu tvrdosti v závislosti na vzdálenosti od povrchu dochází, v důsledku vysokého podílu křehké intermetalické fáze  $Al_3Ni_2$ , u modifikovaných povlaků připravovaných na teplotě 1000°C. To způsobuje i výrazný lokální nárůst tvrdosti ve vzdálenostech 0,25, 0,4 a 0,55 mm od volného povrchu.

## 4. ZÁVĚR

Sycení NiCrAlY povlaků hliníkem za jejich současného přetavování v širokém rozmezí teplot umožňuje eliminaci nežádoucího podílu oxidických vměstků a pórů přítomných ve výchozí mikrostrukturu plazmatem nanášených povlaků. Nejméně příznivé změny v mikrostrukturu výsledného modifikovaného povlaku bylo možné pozorovat po žhání na teplotě 1000°C, kde v důsledku vzniku a nárůstu podílu velmi křehké intermetalické fáze  $Al_3Ni_2$  na rozhraní

povlaku se substrátem dochází ke vzniku nežádoucích trhlin. Zatímco modifikované povlaky po tepelném zpracování na teplotě 850°C vykazovaly na rozhraní povrchu povlaku s okolním prostředím značný podíl pórů a oxidů, po tepelném zpracování na teplotě 650°C nebyly tyto nečistoty pozorovány. Vzhledem k výsledné mikrostruktuře modifikovaných povlaků, jejich chemickému a předpokládanému fázové složení se ukázalo, že tepelné zpracování na teplotě vyšší než 650°C není žádoucí.

Z měření tvrdosti lze zaznamenat, že po žihání v širokém rozsahu teplot nedochází k podstatnému rozdílu v tvrdostech modifikovaných povlaků v souvislosti s výškou aplikované teploty tepelného zpracování. Avšak z hlediska jednotlivých povlaků lze pozorovat výrazné rozdíly tvrdosti v závislosti na vzdálenosti směrem od volného povrchu modifikovaného povlaku k substrátu. Tyto změny tvrdosti jsou způsobeny v důsledku přítomnosti rozdílného množství pórů, oxidů či intermetalických fází. Nejvýraznější pokles tvrdosti byl u studovaných modifikovaných povlaků zaznamenán na rozhraní povlaku se substrátem.

Zanedbáme-li komplikace spojené s rozměrovými změnami, fázovými transformacemi a stabilitou intermetalických fází v průběhu vysokoteplotní expozice v běžných atmosférách, které budou následujícím předmětem studia, nabízí tato modifikace v konečném důsledku u komerčně dostupných povlaků typu NiCrAlY ekonomicky přijatelnou možnost k podstatnému zvýšení oxidační odolnosti povlaků využívaných pro vysokoteplotní aplikace.

## 5. PODĚKOVÁNÍ

Tato práce byla realizována za podpory projektu specifického výzkumu Fakulty strojního inženýrství, Vysokého učení

technického v Brně č. FSI-J-11-40/1371 a projektu ministerstva průmyslu a obchodu FR-TI1/099.

## Zdroje

1. MILNE, J.; GILER, R. *Nickel-chromium alloys for electric resistance heating*. Technical series No. 10041. Toronto: Nickel Development Institute, 1990.
2. DONACHIE, M.; DONACHIE, S. *Superalloys: a technical guide*. 2nd ed. Ohio: ASM International, 2002. 439 p. ISBN 0-87170-749-7.
3. TAMARIN, Y. *Protective coating for turbine blades*. 1st ed. Ohio: ASM International, 2002. 247p. ISBN 0-87170-759-4.
4. HELSNAWI, A.; HEFEI, L. Isothermal oxidation behaviour of EB-PVD MCrAlY bond coat. *Vacuum*. March 2007, vol. 81, no. 8, pp. 947-952.
5. BRANDL, W. The oxidation behaviour of sprayed MCrAlY coatings. *Surface and Coating Technology*. December 1996, vol. 86-87, no. 1, pp. 41-47.
6. WANG, Q.M.; TANG, Y.J. Thermal shock cycling behavior of NiCoCrAlYSiB coatings on Ni-base superalloys: I. Accelerated oxidation attack. *Materials Science and Engineering: A*. October 2005, vol. 406, no. 1-2, pp. 337-349.
7. LI, W.Z.; YAO, Y. Damage behavior of the NiCrAlY coating systems with or without barrier layer during three-point bending. *Materials Science and Engineering: A*. June 2009, vol. 512, no. 1-2, pp. 117-125.
8. HUANG, W.; CHANG, Y.A. A thermodynamic analysis of the Ni-Al system. *Intermetallic*. 1998, vol. 6, no. 6, pp. 487-498.