



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA CHEMICKÁ

FACULTY OF CHEMISTRY

ÚSTAV CHEMIE MATERIÁLŮ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE

**STRUKTURNÍ ANALÝZA ŽÁROVĚ STŘÍKANÝCH
FE₄₈CR₂₈NI₁₆MO_{4,5}SI_{1,5}C_{1,75} POVLAKŮ NA
HOŘČÍKOVÉ SLITINĚ AZ91**

STRUCTURAL ANALYSIS OF FE₄₈CR₂₈NI₁₆MO_{4,5}SI_{1,5}C_{1,75} THERMALLY-SPRAYED
COATINGS ON AZ91 MAGNESIUM ALLOY

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Eliška Kobzinková

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Martin Buchtík, Ph.D.

BRNO 2022

Zadání bakalářské práce

Číslo práce: FCH-BAK1704/2021 Akademický rok: 2021/22
Ústav: Ústav chemie materiálů
Studentka: **Eliška Kobzinková**
Studijní program: Chemie a technologie materiálů
Studijní obor: bez specializace
Vedoucí práce: **Ing. Martin Buchtík, Ph.D.**

Název bakalářské práce:

Strukturální analýza žárově stříkaných Fe₄₈Cr₂₈Ni₁₆Mo_{4,5}Si_{1,5}C_{1,75} povlaků na hořčíkové slitině AZ91

Zadání bakalářské práce:

Cílem bakalářské práce bude strukturální a mikrostrukturální analýza žárově stříkaných Fe₄₈Cr₂₈Ni₁₆Mo_{4,5}Si_{1,5}C_{1,75} povlaků na lité hořčíkové slitině AZ91. Předložená bakalářská práce bude zahrnovat základní teoretické poznatky žárově stříkaných povlaků a materiálů na bázi Fe–Cr–Ni a Mg slitin se zaměřením na slitinu AZ91. Na základě získaných teoretických poznatků bude provedeno mikrostrukturální hodnocení Fe₄₈Cr₂₈Ni₁₆Mo_{4,5}Si_{1,5}C_{1,75} povlaků a Mg slitiny AZ91 s povlakem.

Termín odevzdání bakalářské práce: 27.5.2022:

Bakalářská práce se odevzdává v děkanem stanoveném počtu exemplářů na sekretariát ústavu. Toto zadání je součástí bakalářské práce.

Eliška Kobzinková
studentka

Ing. Martin Buchtík, Ph.D.
vedoucí práce

doc. Ing. František Šoukal, Ph.D.
vedoucí ústavu

V Brně dne 1.2.2022

prof. Ing. Michal Veselý, CSc.
děkan

ABSTRAKT

Bakalářská práce se zabývá analýzou žárově stříkaných Fe₄₈Cr₂₈Ni₁₆Mo_{4,5}Si_{1,5}C_{1,75} povlaků na hořčíkové slitině AZ91 a hodnocením jejich strukturních a mechanických vlastností. Teoretická část se zabývá hořčíkovými slitinami se zaměřením na slitinu AZ91, metodami žárových nástřiků, konkrétně na metodu vysokorychlostního nástřiku s využitím kyslíku (HVOF) a materiály na bázi Fe a Fe-Cr-Ni. Teoretická část je zakončena rešerší současného výzkumu v oblasti povlaků na bázi Fe nanášených metodou HVOF. Experimentální část je věnována strukturní analýze hořčíkové slitiny AZ91 a žárově stříkanému povlaku na bázi Fe naneseného na této slitině. Mikrostruktura byla analyzována pomocí světelné mikroskopie (LM) a rastrovací elektronové mikroskopie (SEM). Prvková a fázová analýza byla provedena s využitím energiově disperzní spektroskopie (EDS) a rentgenové difrakce (XRD). Tvrdost povlaku a slitiny byla měřena metodou dle Vickerse. Aplikací žárového nástřiku byla zvýšena povrchová tvrdost z 87 ± 10 HV_{0,3} (AZ91) na hodnotu 536 ± 94 HV_{0,3}.

ABSTRACT

The bachelor thesis deals with the analysis of thermally sprayed Fe₄₈Cr₂₈Ni₁₆Mo_{4,5}Si_{1,5}C_{1,75} coatings on AZ91 magnesium alloy and evaluation of their structural and mechanical properties. The theoretical part deals with magnesium alloys, focusing on AZ91 alloy, thermal spray methods, specifically the High Velocity Oxygen Fuel method of depositing (HVOF), and Fe and Fe-Cr-Ni based materials. The theoretical part concludes with a review of current research in the field of Fe-based coatings deposited by the HVOF method. The experimental part is devoted to the structural analysis of AZ91 magnesium alloy and the Fe-based thermally sprayed coating deposited on this alloy. The microstructure was analyzed by light microscopy (LM) and scanning electron microscopy (SEM). Elemental and phase analysis was performed using energy dispersive spectroscopy (EDS) and X-ray diffraction (XRD). The hardness of the coating and alloy was measured by the Vickers method. The application of thermally sprayed coating increased the surface hardness from 87 ± 10 HV_{0.3} (AZ91) to 536 ± 94 HV_{0.3}.

KLÍČOVÁ SLOVA

Hořčíková slitina AZ91, žárové stříkání, Fe₄₈Cr₂₈Ni₁₆Mo_{4,5}Si_{1,5}C_{1,75} povlak, HVOF.

KEY WORDS

Magnesium alloy AZ91, thermal spraying, Fe₄₈Cr₂₈Ni₁₆Mo_{4,5}Si_{1,5}C_{1,75} coating, HVOF.

KOBZINKOVÁ, Eliška. *Strukturní analýza žárově stříkaných Fe48Cr28Ni16Mo4,5Si1,5C1,75 povlaků na hořčikové slitině AZ91*. Brno, 2022. Dostupné také z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/139318>. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta chemická, Ústav chemie materiálů. Vedoucí práce Martin Buchtík.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci vypracovala samostatně a že všechny použité literární zdroje jsem správně a úplně citovala. Bakalářská práce je z hlediska obsahu majetkem Fakulty chemické VUT v Brně a může být využita ke komerčním účelům jen se souhlasem vedoucího bakalářské práce a děkana FCH VUT.

.....
Podpis studenta

PODĚKOVÁNÍ

Tímto bych chtěla poděkovat vedoucímu bakalářské práce Ing. Martinu Buchtíkovi, PhD. za odborné vedení práce, cenné rady, pomoc při zpracování této práce a vstřícnost při konzultacích. Také bych chtěla poděkovat své rodině za podporu při mém studiu.

OBSAH

1	ÚVOD	7
2	TEORETICKÁ ČÁST	8
2.1	Hořčíkové slitiny	8
2.1.1	Slitiny na bázi Mg-Al, Mg-Al-Zn	8
2.1.2	AZ91.....	9
2.2	Předběžné úpravy povrchů	11
2.2.1	Tryskání.....	11
2.3	Žárové stříkání	12
2.3.1	Vysokorychlostní nástřik plamenem	13
2.4	Materiály na bázi Fe	16
2.5	Současný výzkum	19
3	CÍLE PRÁCE.....	23
4	EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	24
4.1	Použité chemikálie.....	24
4.2	Použité přístroje.....	24
4.3	Charakterizace použité hořčíkové slitiny AZ91	25
4.3.1	Analýza slitiny AZ91	25
4.3.2	Tryskání hořčíkových slitin.....	25
4.4	Charakterizace prášku použitého pro žárový nástřik.....	25
4.5	Žárové stříkání povlaku	27
4.5.1	Analýza povlakovaných vzorků AZ91.....	28
4.6	Měření tvrdosti	28
5	VÝSLEDKY A DISKUZE.....	29
5.1	Mikrostruktura AZ91.....	29
5.2	Morfologie povrchu tryskané slitiny AZ91	29
5.3	Mikrostruktura AZ91 s povlakem	30

5.4	Tvrđost povlaku a slitiny	36
6	ZÁVĚR	39
7	POUŽITÁ LITERATURA	41
8	ZKRATKY	46

1 ÚVOD

Hořčíkové slitiny patří mezi perspektivní kovové materiály a jsou vyhledávané zejména kvůli svým vlastnostem, jakými jsou nízká hustota a vysoká měrná pevnost. Tyto slitiny nacházejí uplatnění především v automobilovém a leteckém průmyslu. Průmyslové uplatnění mají zejména hořčíkové slitiny na bázi Mg-Al, Mg-Al-Zn a Mg-Zr. Tyto slitiny bývají vyráběny gravitačním litím nebo tlakovým litím [1-8].

Hlavními nevýhodami hořčíkových slitin jsou nízká korozní odolnost, nízká otěruvzdornost a odolnost proti opotřebení [5]. Tyto vlastnosti mohou být zlepšeny například aplikací vhodného povlaku na povrch slitiny [9]. Jedním z možných způsobů je depozice povlaku pomocí žárového stříkání. Mezi nejprogresivnější metody žárového stříkání patří HVOF. Touto metodou je možné aplikovat povlaky na bázi kovů nebo kovokeramiky s vysokou přilnavostí k základnímu materiálu [10-12]. Nanesení žárově stříkaných povlaků umožňuje širší použití hořčíkových slitin v průmyslových aplikacích, kde jsou díly vystaveny otěru.

Před samotnou aplikací povlaku je nutné povrch slitiny vhodně předupravit, aby došlo k očištění povrchu od nečistot a případné koroze. Zároveň dochází ke zdrsnění povrchu základního materiálu. Zvýšená drsnost na rozhraní povlak/základní materiál má pozitivní vliv na přilnavost následně deponovaného povlaku. Nejčastěji používanou předúpravou pro hořčíkové slitiny je tryskání [8-9].

Aplikace žárových nástřiků mohou tak výrazně rozšířit pole působnosti hořčíkových slitin, a to hlavně v oblasti automobilového průmyslu, letectví či textilního průmyslu. Zlepšením povrchových vlastností hořčíkových dílů může dojít k částečnému nahrazení některých komponent v průmyslu.

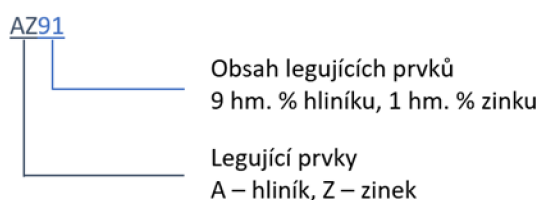
2 TEORETICKÁ ČÁST

2.1 Hořčíkové slitiny

Hořčíkové slitiny jsou vyhledávané, díky svým jedinečným vlastnostem. Nejčastěji se s nimi setkáme v odvětvích jako je automobilový průmysl nebo letectví. Ceněnými vlastnostmi jsou nízká hustota, vysoké hodnoty měrné pevnosti, svařitelnost, dobrá obrobitelnost, slévatelnost a dobrá recyklovatelnost [1-4].

Hořčík má o 33% nižší hustotu než hliník a o 77% nižší než železo. Díky tomu jsou hořčíkové slitiny nejlehčí z průmyslově používaných slitin. Na druhou stranu tyto slitiny se vyznačují špatnou korozní odolností, nízkou tvrdostí, vysokou reaktivitou, nízkou odolností proti abrazi, opotřebení a erozi, špatnou tvářitelností a roztažností (s rostoucí teplotou se zlepšuje) [5]. Hořčíkové slitiny se převážně zpracovávají odléváním.

Nejrozšířenějším značením hořčíkových slitin je mezinárodní značení dle ASTM (B94). V České republice se používá i norma ČSN EN 1754 (421482). Dle ASTM značení níže (obrázek 1), první dvě písmena v názvu označují majoritní zastoupení hlavních legujících prvků, číslo pak jeho hmotnostní obsah ve slitině. Mezi hlavní legující prvky patří hliník, zinek, mangan, křemík, prvky vzácných zemin a jiné. Nejčastěji používané slitiny jsou na bázi Mg-Al-Zn [1-2].

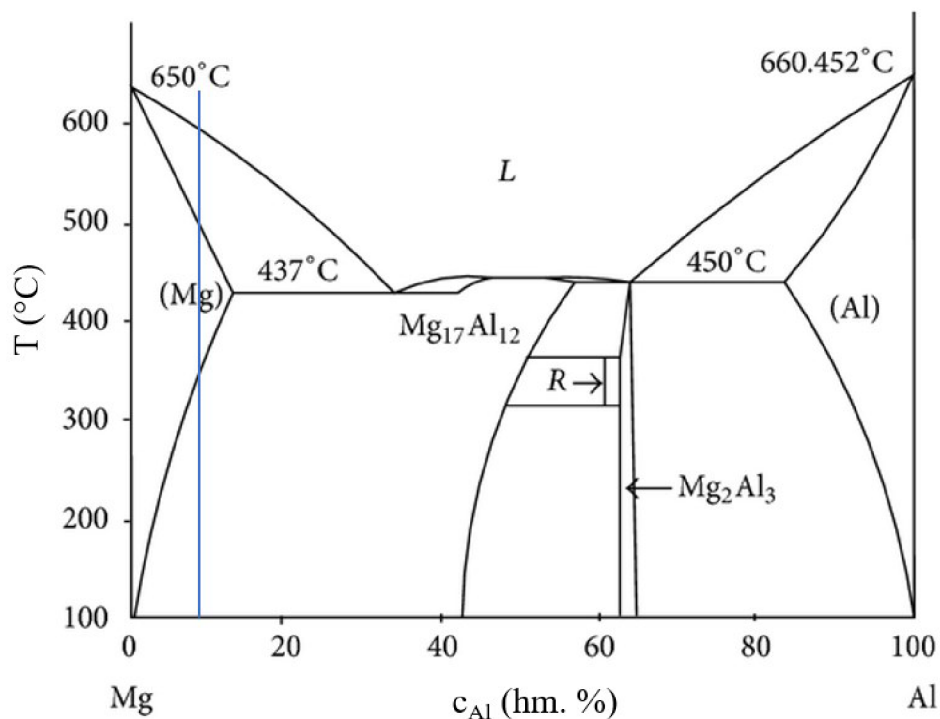


Obrázek 1: Příklad značení hořčíkové slitiny

2.1.1 Slitiny na bázi Mg-Al, Mg-Al-Zn

Maximální rozpustnost Al v Mg je 12,7 hm. % při eutektické teplotě 437 °C, ale s klesající teplotou rozpustnost klesá až na 1 % při pokojové teplotě [1,4,6]. Obvykle se obsah Al pohybuje mezi 1–9 hm.%. Slitiny s obsahem nad 6 hm. % je možné tepelně zpracovávat. Hliník má vliv na zlepšení pevnosti. Optimální poměr pevnosti a tažnosti je při obsahu hliníku okolo 6 hm. % [1]. Udávaná rozpustnost zinku je mezi 0,5 a 3 hm. %. Přínos zinku je ve zlepšení pevnosti a korozní odolnosti slitiny, na druhou stranu zvyšuje tendenci k tvorbě mikropórů [6]. Slitiny z této skupiny mohou být lité jako AZ81, AZ63 nebo kované jako AZ80. Nejpoužívanější slitinou v automobilním průmyslu je AZ91, v letectví se využívá AZ31 [5].

Jak je patrné na binárním diagramu Mg-Al (obrázek 2), ochlazováním taveniny (složením odpovídající slitině AZ91) dochází k tvorbě α fáze (substituční tuhý roztok Al v Mg) a od eutektické teploty 437 °C ke vzniku β fáze ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$). Intermetalická β fáze je velmi křehká a slitiny s velkým obsahem eutektika mají jen omezené praktické využití [6]. Při ochlazování pod eutektickou teplotu dochází ke snížení rozpustnosti Al v Mg a z přesyceného roztoku se vylučuje β -fáze ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$). Vyloučená β fáze může být spojitá nebo nespojitá, u slitin s obsahem Al větším než 8 % začíná precipitace na hranicích zrn a má tvar lamel [7]. V případě, že je jako další legující prvek přítomen Zn jako je tomu u Mg-Al-Zn slitin, dochází k částečné substituci hliníku zinkem za vzniku $\text{Mg}_{17}(\text{Al}, \text{Zn})_{12}$.



Obrázek 2: Binární diagram Mg-Al, modrá čára – vyznačení obsahu Al v AZ91 [13]

2.1.2 AZ91

Jak je patrné v tabulce 1, jedná se o slitinu s obsahem 9 hm. % hliníku, 1 hm. % zinku často s 0,2 % manganu. Mangan je do taveniny přidáván, aby zmírnil nežádoucí účinky železných a niklových nečistot. Jak se patrné v tabulce 2, hlavní výhodou AZ91 je její nízká hustota, a tudíž nízká hmotnost výsledného výrobku. Slitina je nejčastěji používaná pro tlakové lití [3].

Tabulka 1: Složení hořčkové slitiny AZ91D dle ASTM [14-15]

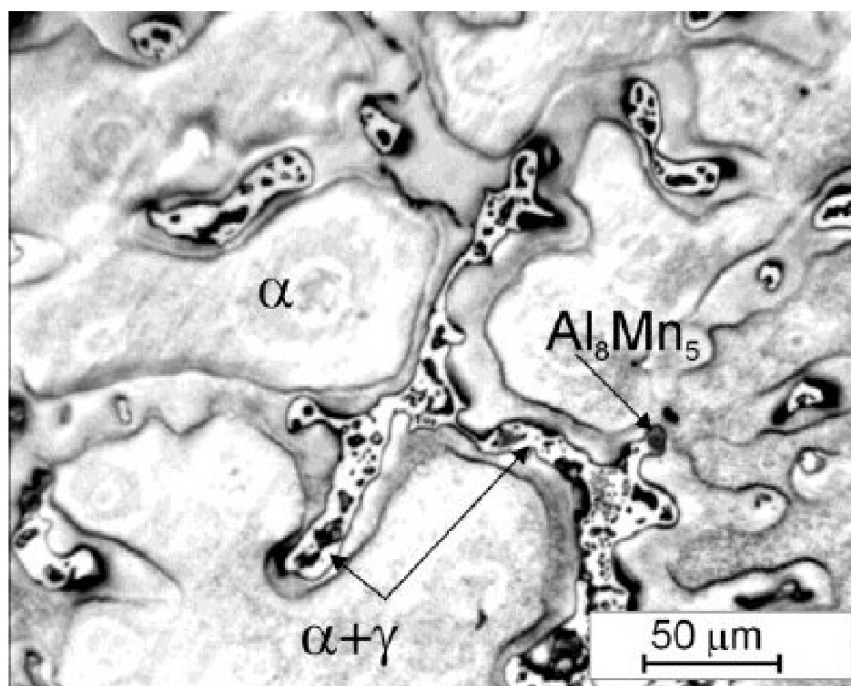
Obsah (hm. %)	Al	Zn	Mn	Cu	Si	Fe	Ni	Mg
AZ91	8,7–9,3	0,8–1,2	0,0–1,5	max. 0,05	max. 0,02	max. 0,02	max. 0,005	zbytek

Tato slitina se vyznačuje dobrou pevností při pokojové teplotě, dobrými slévarenskými vlastnostmi. Odolává korozi v atmosférických podmínkách i při vystavení slané vodě [8]. Slitinu AZ91 je možné zpracovávat pomocí rozpouštěcího žhání s následným vytvrzením za studena (T4) nebo vytvrzováním (T6), které zahrnuje homogenizační žhání, rychlé ochlazení a precipitační vytvrzování za tepla. Tyto procesy mohou vést k zvýšení pevnosti a houževnatosti [16].

Tabulka 2: Parametry hořčkové slitiny AZ91 [14-15]

Vlastnosti hořčkové slitiny AZ91D	
Teplota tání	470–595 °C
Hustota	1,81 g·cm ⁻³
Pevnost v tahu	230 MPa
Mez kluzu	150 MPa
Elastický modul	44,8 GPa
Smykový modul	17 GPa
Prodloužení	3 %
Tvrdość (dle Vickerse)	71 HV
Tepelná vodivost	72,7 W·m ⁻¹ ·K ⁻¹
Koeficient tepelné roztažnosti	26 μm·m ⁻¹ ·°C ⁻¹

Mikrostruktura slitiny AZ91 v litém stavu je značně heterogenní. Jak je patrné na obrázku 3, vedle tuhého roztoku rozpuštěných legujících prvků v Mg (α) se ve struktuře objevuje intermetalická β fáze ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) s proměnlivým obsahem Al a Zn, která je někdy v literatuře označována také jako γ fáze [17]. Díky nerovnovážnému tuhnutí se tato fáze vyskytuje ve dvou formách, a to ve formě eutektika převážně na hranicích zrna, nebo jako jemný destičkovitý, popř. jehličkovitý diskontinuální precipitát [18]. Dále je možné v mikrostruktuře pozorovat oblasti s vyšším obsahem Al, které se vyskytují převážně v okolí β fáze a eutektika, anebo se zvýšená koncentrace Al může vyskytovat například v intermetalické fázi Al_8Mn_5 .



Obrázek 3: Mikrostruktura AZ91, světelný mikroskop [13]

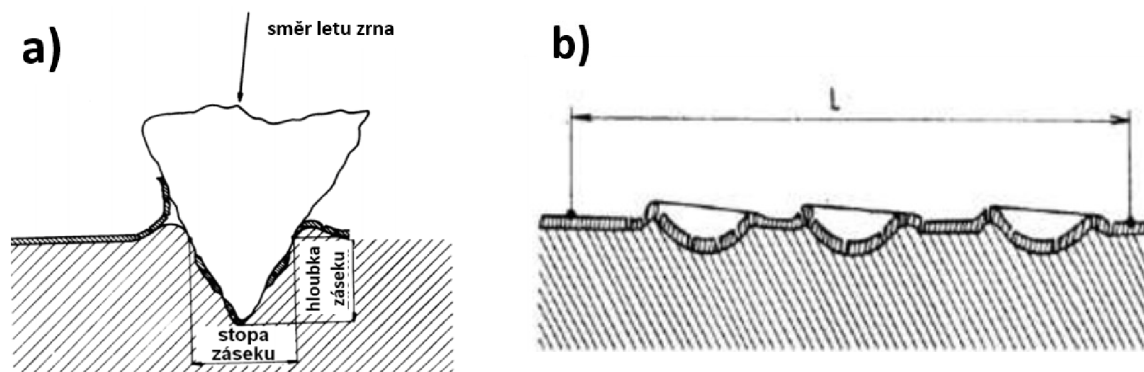
2.2 Předběžné úpravy povrchů

Předběžné úpravy povrchu jsou procesy, které se provádějí s cílem přípravy požadované kvality povrchu a zajištění požadované čistoty. Můžeme je rozdělit na chemické, mechanické a fyzikální. Chemickými případně elektrochemickými procesy dosahujeme především očištění povrchu a patří mezi ně moření, odrezování nebo dekapování. Nejrozšířenější mechanické metody předúpravy jsou broušení, leštění, kartáčování, omílání nebo tryskání. Mezi fyzikální metody úpravy patří odmašťování. Dalšími důvody pro použití předúprav mohou být v některých případech zlepšení mechanických vlastností, zajištění podmínek pro správnou přilnavost konečného povlaku nebo odolnosti proti korozi a opotřebení [9]. V případě hořčikové slitiny AZ91 je nutné před aplikací žárového nástřiku zajistit potřebnou drsnost povrchu substrátu a jeho očištění od korozních produktů. Nejvhodnější předúpravou povrchu je tryskání [8, 19].

2.2.1 Tryskání

Principem tryskání je očištění povrchu od nečistot, zvýšení drsnosti za současného ovlivnění mechanických vlastností materiálu u povrchu. Tryskací materiál (abrazivo) může být kulovitý nebo ostrohranný [20]. Z hlediska materiálu se jedná např. o litinovou nebo ocelovou drť, křemičitý písek, skleněné kuličky, korund, karbid křemíku apod. Při procesu tryskání dopadají na povrch substrátu vysokou rychlostí částice abraziva. Úběr materiálu při tomto procesu se může regulovat změnou tlaku, velikostí částic tryskací hmoty, úhlem a vzdáleností

nebo dobou trvání tryskání. Při dopadu částice na povrch se přibližně 90 % její kinetické energie přemění na teplo, další část energie se spotřebuje na plastickou deformaci, a zbylá část zůstává po odražení částici abraziva [9]. Při použití tvrdého ostrohranného abraziva dochází k vysekávání části materiálu z povrchu substrátu a tím k jeho zdrsnění, avšak částice mohou zůstat v povrchu zaseknuté. Na druhou stranu kulovité a tvrdé abrazivo nebude způsobovat úběr materiálu, nýbrž jeho otloukání, čištění a zpevnění a na povrchu substrátu bude zanechávat důlky [9, 20].

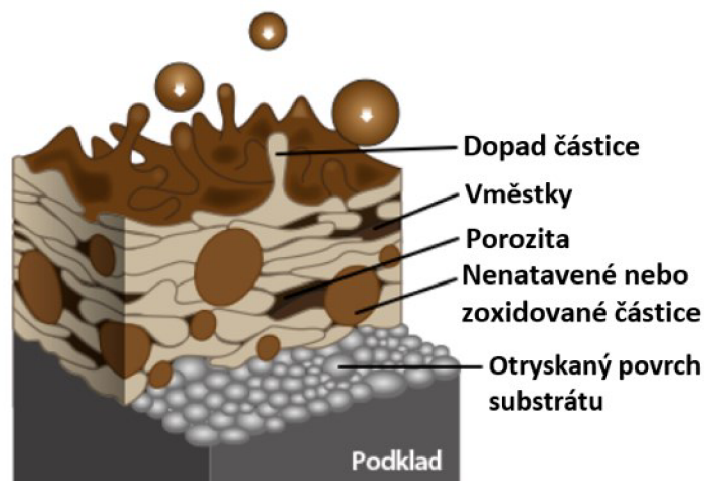


Obrázek 4: Nákres zaseklého abraziva a) ostrohranné abrazivo, b) kulovité abrazivo [21]

2.3 Žárové stříkání

Při žárovém stříkání dochází k nanášení povlaku na podkladový, nejčastěji kovový materiál. Povlak může být tvořen z kovových, kovokeramických nebo keramických materiálů. Nanášené částice mohou být v nataveném, částečně nataveném nebo nenataveném stavu. Materiál pro deponaci může být ve formě prášku, drátu, tyčinek nebo suspenze [10, 11].

Povlak se vytváří z jednotlivých částic dopadajících na substrát. Částice mohou být zcela nebo částečně roztavené případně nenatavené. Nenatavené částice se při dopadu na substrát odrážejí nebo se vážou pouze slabě. V každém případě spolu se zoxidovanými částicemi zhoršují mechanické vlastnosti povlaku a parametry nástřiku jsou optimalizovány tak, aby jejich výskyt eliminovaly, popř. snížily na minimum. Natavené částice dopadají na substrát, kde se deformují a vytvářejí charakteristické laminární struktury, tzv. splaty [11, 22]. Dále se ve struktuře povlaku mohou vyskytovat nenatavené nebo zoxidované částice, inkluze (vměstky) a póry, jako je patrné na obrázku 5. Vlastnosti výsledného povlaku jsou ovlivněny teplotou a rychlostí nástřiku, velikostí, rychlostí a materiálem deponovaných částic, druhem substrátu, pracovní vzdáleností aj. [10].



Obrázek 5: Dopad částice [23]

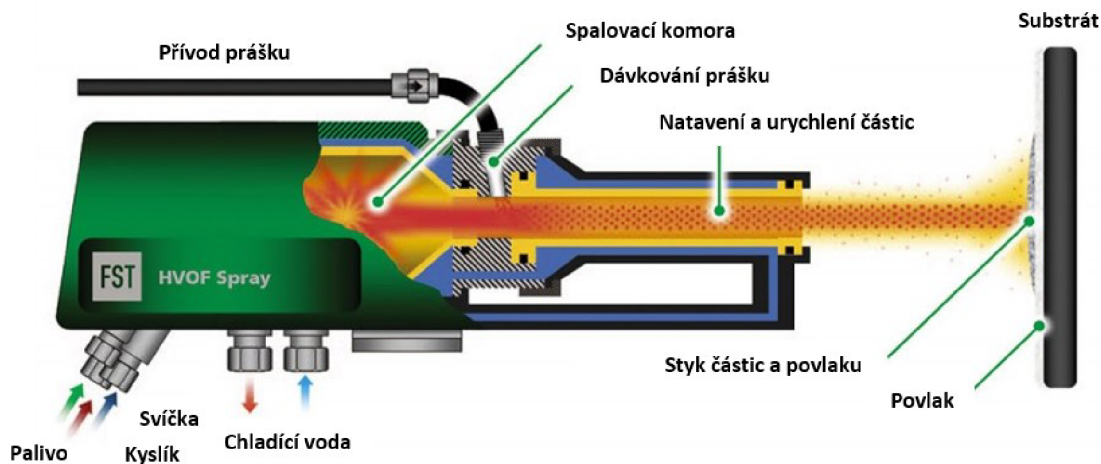
Literatura [9] uvádí, že žárové nástřiky jsou prováděny za účelem ochrany povrchu proti korozi, vysokým teplotám nebo opotřeбенí. Dále se provádí za účelem renovace strojních součástek, popř. opravy vadných nebo porézních odlitků.

Metody žárového stříkání lze rozdělit do dvou skupin. V první jsou metody využívající energii z hoření směsi paliva a kyslíku. Patří do ní například žárový nástřik plamenem (FS-Flame spraying), vysokorychlostní nástřik plamenem s využitím kyslíku (HVOF-High Velocity Oxygen Fuel) nebo s využitím vzduchu (HVAF-High Velocity Air Fuel) nebo detonační nástřik (D-GUN). Druhá skupina využívá energii z elektrického zdroje. Jejimi zástupci jsou nástřik elektrickým obloukem (AS-Arc Spraying) a plazmatický nástřik (PS-Plasma Spraying). Jednotlivé metody se mezi sebou dále liší i v tom v jaké formě jsou nanášené materiály [10,11].

2.3.1 Vysokorychlostní nástřik plamenem

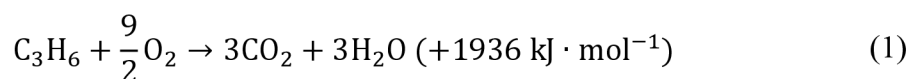
Tato metoda je principem velmi podobná metodě D-GUN, hlavním rozdílem je, že při HVOF probíhá spalování kontinuálně, a proto je efektivnější. Jedná se o nejpoužívanější metodu aplikace povlaků na bázi kovů a cermetů (kovokeramické materiály) [12]. Deponovaný materiál bývá do systému dodáván ve formě prášku [10].

V procesu HVOF se do spalovací komory přivádí souběžně palivo spolu s kyslíkem. Tato směs je zapálena jiskrou ze svíčky. Spaliny následně procházejí tryskou (Lavalovou dýzou), kde dochází k jejich zrychlení až na nadzvukové rychlosti. Do tohoto proudu urychlených spalin se axiálně nebo radiálně zavádí prášek proudem nosného plynu (argon, dusík). Dochází k natavení částic, jejich zrychlení a následné depozici na substrát [11]. Schéma procesu je na obrázku 6.



Obrázek 6: Schéma procesu, upraveno [24]

Jako palivo se využívá vodík, propylen, propan, heptan nebo kerosin. Nejčastěji se spaluje kerosin ve směsi s kyslíkem (HVOF) nebo vzduchem (HVOF) [17, 18]. Příkladem spalování paliva je reakce propylenu s kyslíkem za vzniku oxidu uhličitého a vody (rovnice 1) [11].



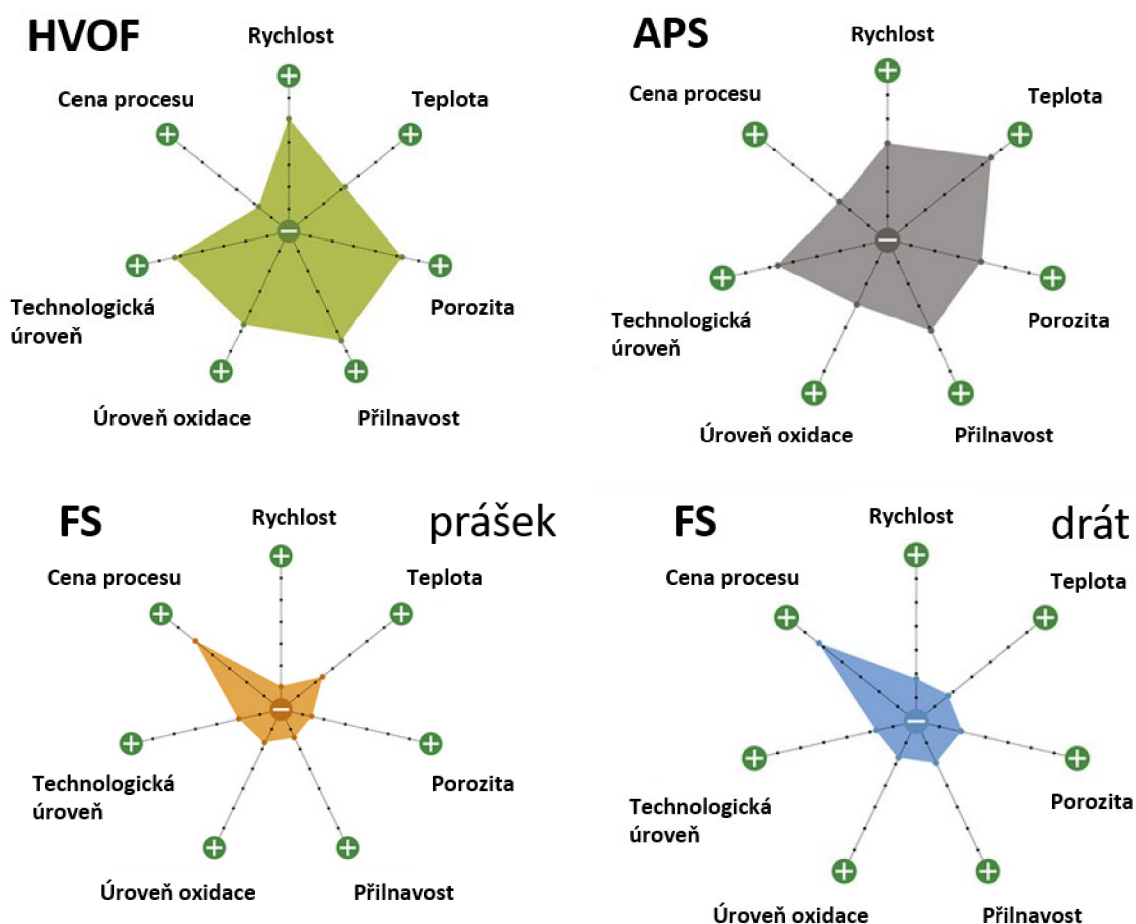
Typické parametry procesu HVOF jsou uvedeny v tabulce 3.

Tabulka 3: Parametry procesu HVOF [10-12], slm – standardní litr za minutu

Charakteristika procesu HVOF	
Tlak v komoře	0,3–1 MPa
Teplota plamene	>3000 K
Rychlost spalin	<1600 m·s ⁻¹
Rychlost částic	200–1000 m·s ⁻¹
Teplota částic	<3000 K
Objem plynného paliva	60–120 slm
Objem kapalného paliva	20–30 slm
Objem O ₂	280–1000 slm
Množství zaváděného prášku	20–120 g·min ⁻¹
Pracovní vzdálenost	15–30 cm
Velikost deponovaných částic	5–45 μm
Tloušťka povlaku	50–2000 μm
Porozita povlaku	<2 %

Typické pro metodu HVOF jsou povlaky na bázi slitin Fe, Ni, Co, Co-Cr (Stellite), karbidů a cermetů, (Triballoy, Inconel, MCrAlY) [24].

Na obrázku 7 je uvedené porovnání některých parametrů vybraných metod nástřiku povlaků. Je patrné, že metoda HVOF je v porovnání s ostatními metodami levnější, částice dosahují vyšších rychlostí a výsledný povlak je hutnější. Na druhou stranu v porovnání s metodou APS dosahuje menších teplot a povlak obsahuje větší množství pórů a zoxidovaných částic. Z toho důvodu není metoda HVOF vhodná pro nástřik keramiky. Při srovnání se staršími metodami nástřiku plamenem je patrný výrazný rozdíl mezi vlastnostmi FS a HVOF.



Obrázek 7: Porovnání vlastností některých metod nástřiků povlaků [24]

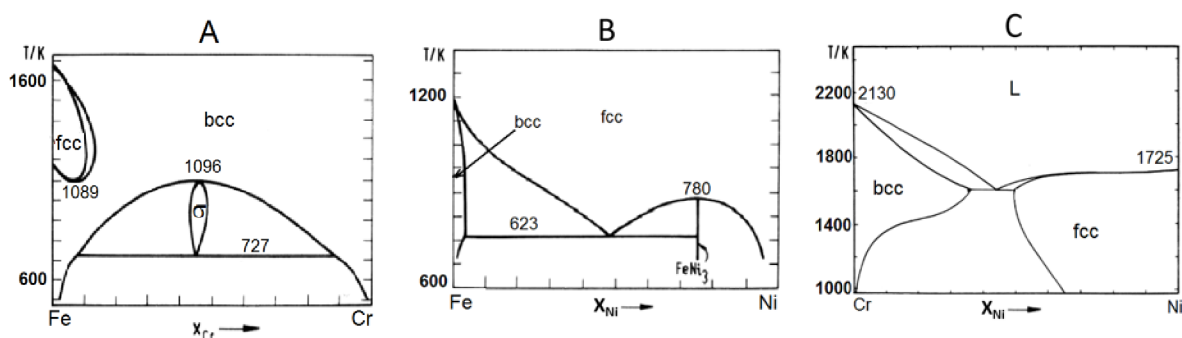
Výhodami metody HVOF jsou například její efektivita nebo možnost použití širokého spektra materiálů (kovy, slitiny kovů, kovokeramika). Povlak vytvořený metodou HVOF má vysokou hutnost díky minimálnímu obsahu pórů a také obsahuje malé množství zoxidovaných částic [10]. Na druhou stranu se jedná o velice hlučný proces dosahující 140 dB.

2.4 Materiály na bázi Fe

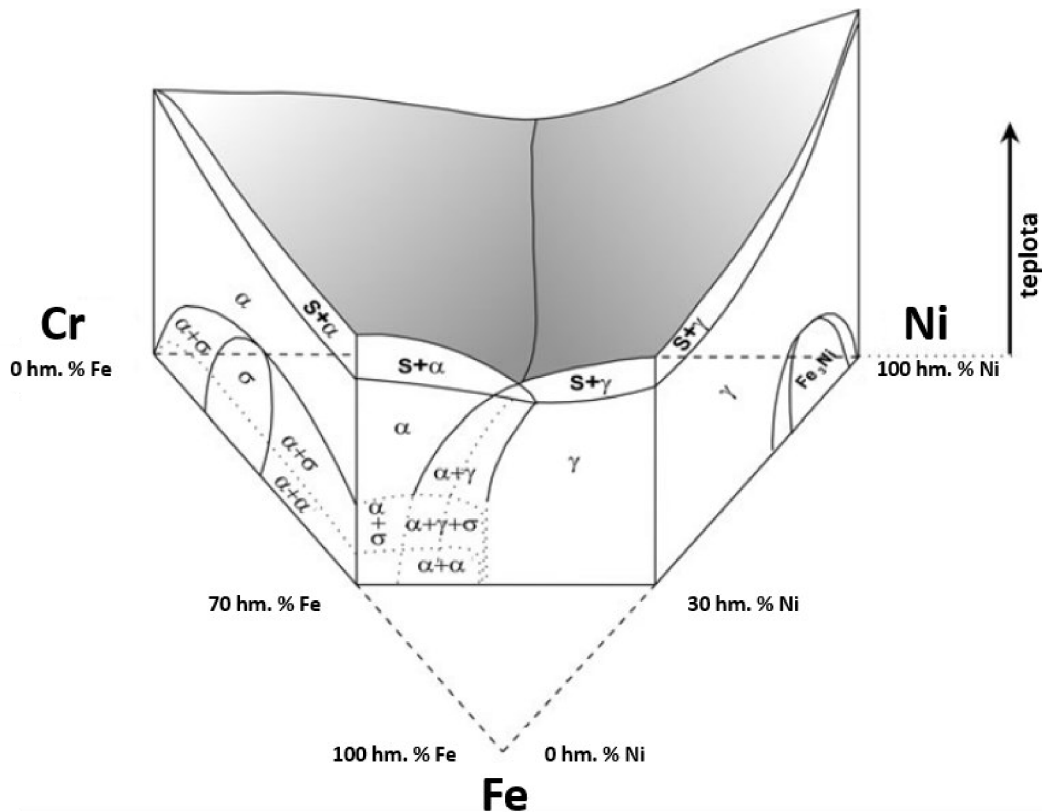
Železo je nejvýznamnější technický kov. V závislosti na obsahu uhlíku dělíme slitiny Fe na oceli (obsah C do 2,1 %) a litiny (obsah C nad 2,1 %). Významnější skupinou jsou oceli, které tvoří 90 % produkce Fe slitin. Oceli mohou být nelegované, založené na Fe-C s minimálními příměsmi dalších prvků a legované, jež obsahují větší množství příměsí, které modifikují vlastnosti oceli. Mezi legující prvky patří například Cr, Ni, Mn, Si, V, Mo, W, Al, Ti, aj,

Nejvýznamnějšími legujícími prvky (u korozivzdorných ocelí) jsou Cr a Ni, které mají vliv na mechanické, strukturní a korozní vlastnosti oceli. Hlavním přínosem Cr je zvýšení pevnosti a tvorba vrstvy Cr_2O_3 na povrchu slitiny. Tato vrstva zvyšuje korozní odolnost tím, že brání přístupu agresivního prostředí k povrchu materiálu. Obsažený Ni má vliv na houževnatost a tváritelnost slitiny, také zvyšuje korozní odolnost v prostředí neoxidujících kyselin a bází [25].

Pro hodnocení struktury materiálů na bázi Fe-Cr-Ni se využívá ternárních diagramů. Ternární diagram Fe-Cr-Ni je založen na fázových diagramech Fe-Cr, Fe-Ni a Cr-Ni. Jak je patrné z binárního diagramu Fe-Cr na obrázku 8a, Cr je feritotvorný (α -Fe, BCC) a oblast austenitu (γ -Fe, FCC) je výrazně omezená. Na druhou stranu Ni je austenitotvorný a oblast γ -Fe je výrazně větší na úkor α -Fe (obrázek 8b). Na diagramu Cr-Ni (obrázek 8c) je patrné, že v případě obsahu Ni do 37 % (nad 63 % Cr) zatuhne tavenina ve formě α -Cr (BCC). Pokud bude obsah Ni větší než 37 % tavenina zatuhne jako γ -Ni (FCC) [26, 27]. Pro usnadnění odečítání z termálního diagramu se zavádějí kvazi-binární diagramy, které zobrazují řez ternárním diagramem při konstantním obsahu jedné složky obrázek 9.

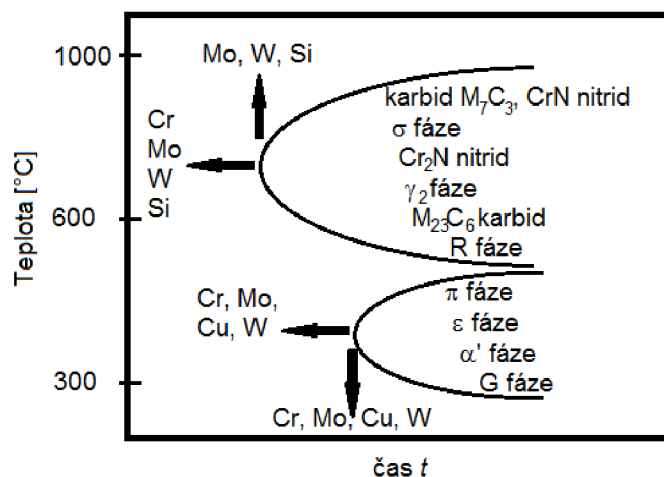


Obrázek 8: Binární fázové diagramy, a) Fe-Cr, b) Fe-Ni, c) Cr-Ni [26]



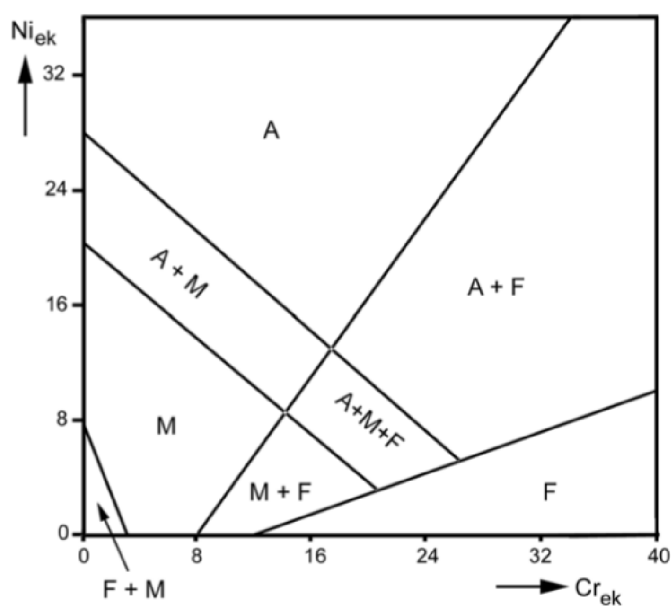
Obrázek 9: Kvazibinární diagram Fe-Cr-Ni pro obsah Fe 70 hm. % [28]

Tyto diagramy popisují transformace probíhající během pomalého chlazení. V případě zpracování, u kterého probíhá rychlé zchlazení jako například u žárových nástřiků, dochází k potlačení některých transformačních přeměn, a naopak může docházet ke vzniku jiných metastabilních fází. V systému Fe-Cr-Ni například nejsou uvedeny karbidy a nitridy, které tvoří přítomný C a N i přes to, že mají vliv na výsledné vlastnosti slitiny. Vlastnosti slitiny jsou dále modifikovány případnými dalšími legujícími prvky (Mo, Si, V, W, C, Ti, Mn, aj.), které také ovlivňují fázové oblasti v diagramu. Na obrázku 10 je uveden vliv legujících prvků na proces krystalizace a vznik možných sekundárních fází. Je však potřeba zdůraznit, že níže uvedené transformační procesy probíhají u konvenčních materiálů (ocelí). Při teplotách přibližně mezi 550–1000 °C (tato teplota může být modifikována vlivem legujících prvků Mo, W a Si) může docházet k tvorbě karbidů (M_7C_3 a $M_{23}C_6$) a nitridů (CrN a Cr_2N). Dále může při těchto teplotách docházet k tvorbě σ fáze, γ_2 fáze nebo R fáze. Tvorba těchto fází může být urychlena vlivem Cr, Mo, W a Si. V rozmezí teplot cca 550–300 °C (teplota a rychlost tvorby fází může být opět ovlivněna legujícími prvky Cr, Mo, Cu a W) může docházet k tvorbě π fáze, ϵ fáze, α' fáze a G fáze [29].



Obrázek 10: TTT diagram, vliv legujících prvků [29]

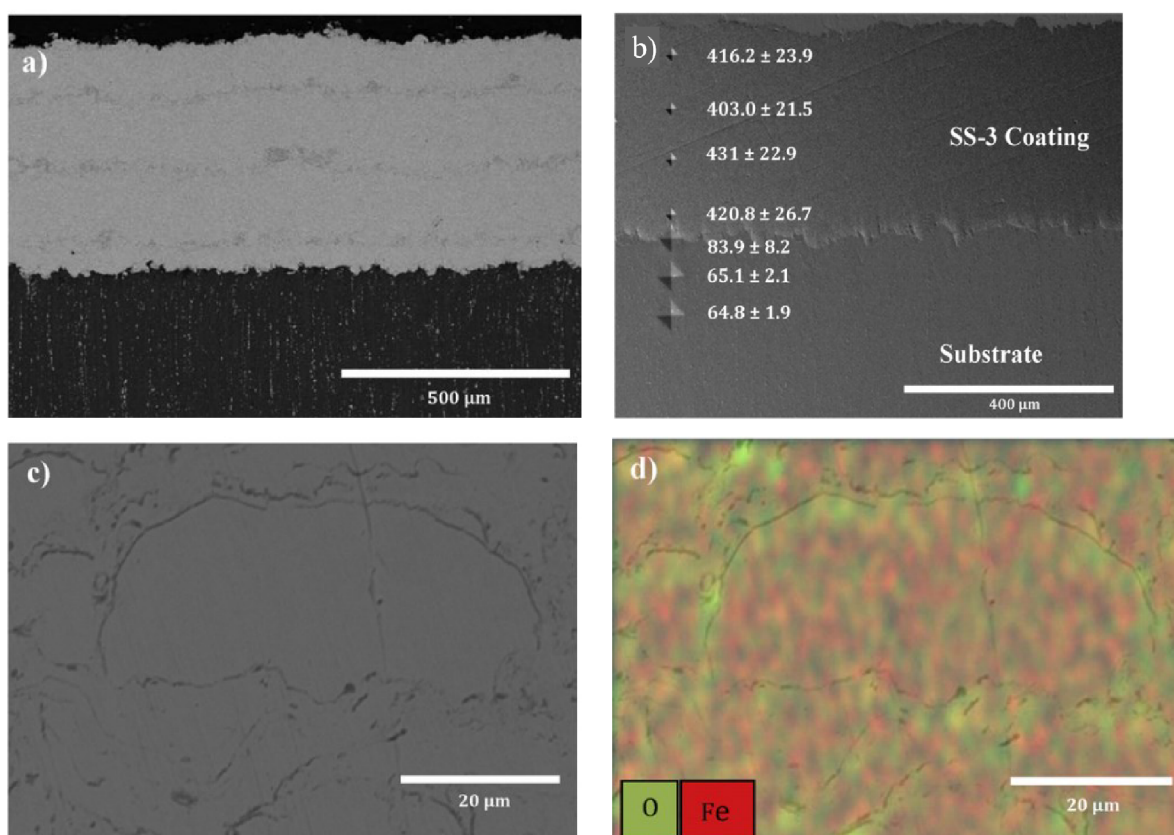
Dalšími legujícími prvky mohou být Mo a Si. Oba tyto prvky jsou stejně jako Cr feritotvorné a zvyšují korozní odolnost. Součástí slitin Fe je také určité množství C, které má austenitotvorné a karbidotvorné účinky. Uhlík tvoří karbidy s různou stechiometrií např. M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_2C , M_3C , MC atd., kde $M = Cr, Mn, V, Mo, W, Ti$. Výsledné fázové složení korozivzdorné oceli závisí na tom, zda převládne vliv feritotvorných nebo austenitotvorných prvků [24]. Pro vhodnější vystižení struktury a fázového složení materiálu, složením odpovídající korozivzdorné oceli, slouží tzv. Schäfflerův diagram. Diagram popisuje fázové složení korozivzdorných ocelí závislosti na jejich složení, resp. ekvivalentu niklu ($Ni_{ek} = \% Ni + 30 \cdot \% C$) a ekvivalentu chromu ($Cr_{ek} = \% Cr + 1,8 \cdot \% Si + \% Mo$),



Obrázek 11: Schäfflerův diagram, A-austenit, M-martenzit, F-ferit [25]

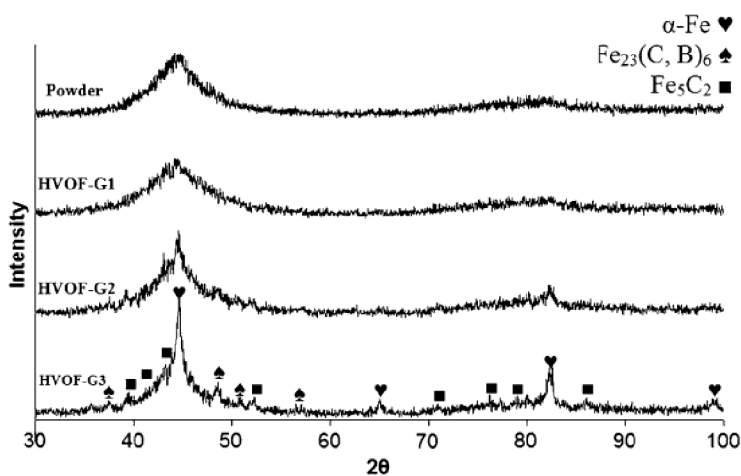
2.5 Současný výzkum

García-Rodríguez a kol. [30] se ve své práci věnuje studiu povlaku na bázi korozivzdorné oceli 316L (složení 17 hm. % Cr, 12 hm. % Ni, 2,5 hm. % Mo, 2,3 hm. % Si, 0,03 hm. % C, zbytek Fe), který byl nanesen metodu HVOF na hořčikovou slitinu ZE41 (4 hm. % Zn, 1 hm. % vzácné zeminy), a jeho vlivu na korozní odolnost. Studie byla provedena na třech vzorcích hořčikové slitiny s povlakem. U každého vzorku byly podmínky depozice povlaku modifikovány (rychlost nástřiku, pracovní vzdálenost, rychlost posuvu pistole a počet vrstev). Nejvyšší tvrdost $416,2 \pm 23,9$ HV_{0,1} byla naměřena u vzorku se čtyřmi vrstvami nástřiku (SS-3, obrázek b). Nejmenší množství zoxidovaných částic a pórů bylo pozorováno u vzorku slitiny s jednou vrstvou nástřiku (SS-1, 0 %). U povlaků z více vrstev se obsah oxidů příliš nelišil. Naměřený obsah oxidů u vzorku se třemi vrstvami (SS-2) byl 6 % a u vzorku se čtyřmi vrstvami (SS-3) byl 6,8 %. Jak je patrné na obrázku 12c-d oxidy se vyskytovaly na hranicích částečně natavených částic. Při studiu korozní odolnosti bylo prokázáno, že jedna vrstva povlaku má nižší korozní odolnost než nepovlakovaná slitina ZE41. Vzorky s více vrstvami nástřiku také vykazovaly dobrou korozní odolnost i po 7 dnech v prostředí 4,5% roztoku NaCl. Vzorek se čtyřmi vrstvami povlaku tvořil efektivní bariéru proti korozi i po 48 dnech.



Obrázek 12: Snímky povlaků, a) přehledový snímek povlaku se čtyřmi vrstvami - SS-3, b) naměřená tvrdost povlaku SS-3, c) detail částečně natavené částice, d) prvková analýza částečně natavené částice [30]

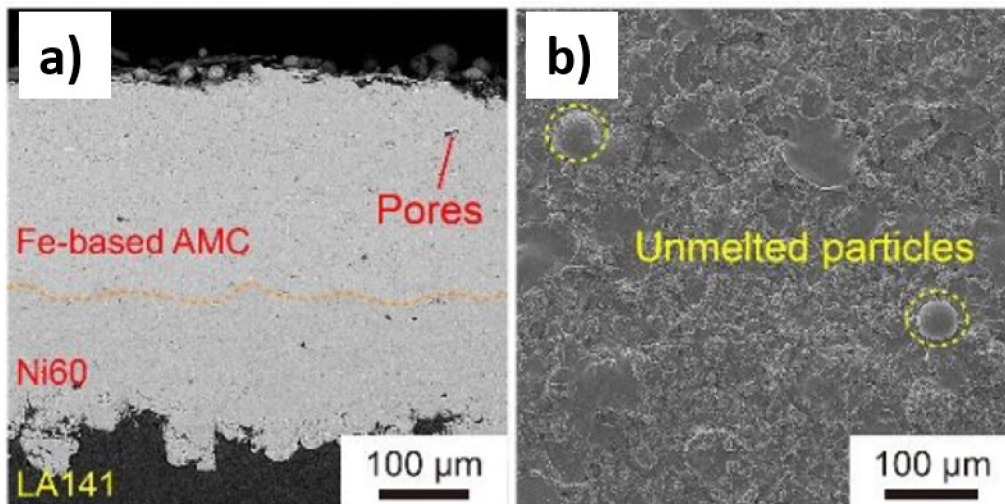
Movahedi a kol. [31] zkoumali vliv parametrů procesu HVOF na výsledný povlak s cílem připravit amorfně-nanokrystalický povlak. Pro nástřik byl použit prášek na bázi amorfni slitiny Fe70Cr15Mo4P5B4C1Si1 (hm. %) a substrát byla uhlíková ocel. Amorfni prášek byl připraven mechanickým legováním ve vysokoenergetickém planetovém mlýně. Depozice povlaku byla provedena při třech různých nastaveních procesu (G1-G3). Měněnými parametry byly objem přivedeného paliva (kerosin) a objem přivedeného kyslíku. Měněním přívodu těchto látek docházelo ke snižování teploty plamene ($G1 > G2 > G3$), kdy u vzorku G1 byla teplota nejvyšší a u vzorku G3 nejnižší. Mikrostruktura povlaků byla pozorována pomocí SEM, kdy bylo zjištěno, že nejnižší obsah pórů se vyskytoval u vzorku G1, u vzorku G2 byl výskyt pórů četnější a v mikrostruktuře vzorku G3 se mimo pórů nacházely i nenatavené částice. Na základě kalorimetrických měření bylo zjištěno, že prášek a vzorek G1 byli zcela amorfni, vzorek G2 obsahoval 44 % amorfni složky a vzorek G3 obsahoval jen 2,1 % amorfni složky. Toto je patrné i na fázovém složení prášku a povlaků, které bylo analyzováno pomocí XRD (obrázek 13). Zde je zřejmé, že prášek a vzorek G1 jsou amorfni, vzorek G2 je semikrystalický a vzorek G3 je téměř výhradně krystalický.



Obrázek 13: XRD difraktogramy prášku a povlaků [31]

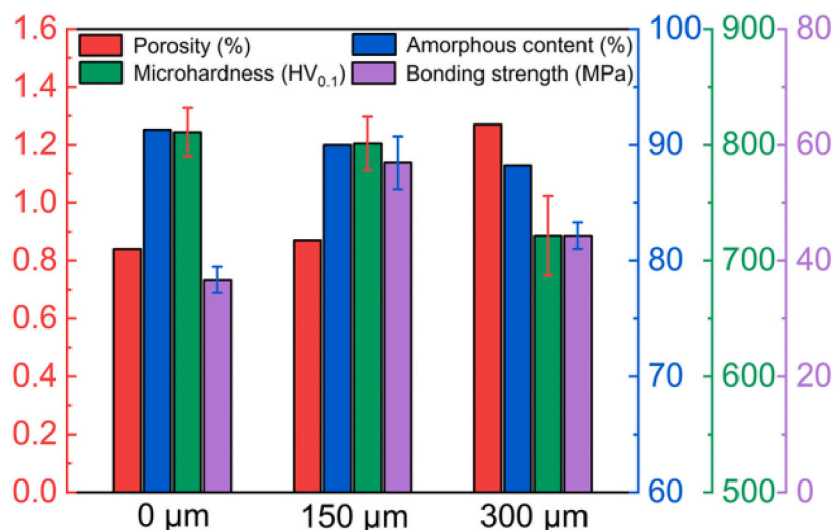
Sun a kol. [32] se ve své studii zabývali aplikací vysoce výkonného amorfniho povlaku na bázi Fe na hořčíkovou slitinu LA141 (14 hm. % lithia, 1 hm. % hliníku) metodou HVOF pomocí optimalizace toku kyslíku a kerosinu. Pro depozici byl použit amorfni prášek Fe48,8Cr23,4Mo19,8Si5C2,1B0,9 (hm. %). Mezi substrátem a povlakem na bázi Fe byla aplikována vrstva Ni60 (Ni62,6Cr19Fe4,5B4Si3,7Mo3,2Cu2,3C0,7 hm. %), viz obrázek 14. Bylo připraveno pět různých vzorků. U procesu HVOF docházelo k měněni parametrů přívodu kyslíku a kerosinu. U vzorků byla měřena porozita, mikrotvrdoost, podíl amorfni fáze a pevnost spoje. Také byla měřena korozní odolnost vzorků slitiny s povlakem i bez něj. Bylo zjištěno,

že porozita povlaku na bázi Fe se snižuje se zvyšujícím se průtokem kerosinu. Na druhou stranu obsah amorfni složky se zvyšuje s poklesem poměru kyslík/kerosin. Zvýšení porozity a snížení obsahu amorfni fáze snižuje výslednou tvrdost, pevnost spoje i odolnost proti korozi a opotřebení. Nejlepších výsledků dosahoval povlak, u kterého byl průtok kyslíku 53,8 m³/h a průtok kerosinu je 26,5 l/h. Tento povlak obsahoval 90 % amorfni složky, také měl nejmenší obsah pórů (0,87 %), nejvyšší mikrotvrdost (801 HV_{0,1}), nejvyšší pevnost spoje (56,9 MPa) a také byl nejvíce odolný proti korozi a opotřebení.



Obrázek 14: Snímky povlaku, a) přehledový snímek, b) detail struktury, Pores – póry, Unmelted particles – nenatavené částice, Fe-based AMC – amorfni kovový povlak na bázi Fe [32]

Ve své další práci se Sun a kol. [33] zabývají vlivem mezivrstvy Ni60 na povlak na bázi Fe. Substrátem byla stejně jako v předchozí práci [32] hořčíková slitina LA141 a povlak byl tvořen amorfni práškem Fe_{48,8}Cr_{23,4}Mo_{19,8}Si₅C_{2,1}B_{0,9} (hm. %). Povlak i mezivrstva byli aplikovány metodou HVOF. Byly připraveny vzorky bez mezivrstvy a s mezivrstvou (150 a 300 µm). U těchto vzorků byla měřena porozita, korozní odolnost, mikrotvrdost a pevnost spoje. Mikrostruktura byla charakterizována pomocí SEM a XRD. Bylo prokázáno, že se vzrůstající tloušťkou mezivrstvy Ni60 vzrůstá obsah pórů v povlaku a také klesá obsah amorfni složky. To je způsobeno tím, že mezivrstva Ni60 výrazně zvýší teplotu nastříkaného povrchu kvůli své nízké tepelné vodivosti a specifické tepelné kapacitě. Při depozici Fe prášku dochází k pomalejšímu ochlazení a ke krystalizaci. Na druhou stranu u vzorků s mezivrstvou byli naměřeny vyšší hodnoty pevnosti spoje než u vzorků bez mezivrstvy. Porovnání vzorků s různou tloušťkou mezivrstvy Ni60 je uvedené na obrázku 15. Výskyt oxidů byl detekován jen v amorfni oblastech Fe povlaku. Tyto oxidy mohou společně s póry být místy pro iniciaci a šíření trhliny v povlaku.



Obrázek 15: Porovnání porozity, obsahu amorfní složky, mikrotvrlosti a pevnosti spoje u vzorků s různou tloušťkou mezivrstvy Ni60, porosity – porozita, Microhardness – mikrotvrlost, Amorphous content – obsah amorfní fáze, Bonding strenght – pevnost spoje [33]

Raj a kol. [34] se ve své studii zabývali charakterizací povlaků na bázi Fe (korozivzdorná ocel AISI 316) a SiC na hořčikové slitině AZ91D. Povlaky byly nanášeny pomocí metody HVOF. Z hlediska složení byly povlaky tvořeny prášky na bázi SiC a korozivzdorné oceli SS316. Bylo připraveno 5 povlaků s rozdílným složením, kdy obsah SiC byl v rozmezí 0-100 %. U vzorků byla měřena mikrotvrlost, korozní odolnost a drsnost povrchu. Naměřená tvrdost dle Vickerse se u vzorků pohybovala od 90 HV (povlak Fe bez SiC) po 274 HV (povlak tvořený pouze z SiC). Nejlepších výsledků dosahoval vzorek, u kterého byl povlak tvořen ze 100 % SiC. Z výzkumu vyplývá, že v porovnání s povlaky na bázi SiC mají povlaky na bázi korozivzdorné oceli SS316 horší výsledky ve všech sledovaných hodnotách (tvrdost, drsnost, korozivzdornost). Porovnání sledovaných veličin je uvedené v tabulce 4.

Tabulka 4: Porovnání tvrdosti, drsnosti a korozivzdornosti u povlaků a slitiny [34]

	Složení	Tvrđost (HV)	Drsnost (μm)	I_{corr} (mA/cm ²)	E_{corr} (mV)
S1	100 % SS316	90	9,12	0,2704	-1127
S2	75 % SS316, 25 % SiC	163	9,01	0,3899	-1155
S3	50 % SS316, 50 % SiC	210	7,70	0,4236	-1193
S4	25 % SS316, 75 % SiC	248	5,16	0,1419	-1177
S5	100 % SiC	274	4,88	0,0916	-1115
Slitina	90 % Mg, 9 % Al, 1 % Zn	68	-	1,28	-1537

3 CÍLE PRÁCE

Cílem bakalářské práce bude strukturní a mikrostrukturní analýza žárově stříkaných Fe₄₈Cr₂₈Ni₁₆Mo_{4,5}Si_{1,5}C_{1,75} povlaků na lité hořčíkové slitině AZ91. Předložená bakalářská práce bude zahrnovat základní teoretické poznatky žárově stříkaných povlaků a materiálů na bázi Fe-Cr-Ni a Mg slitin se zaměřením na slitinu AZ91. Na základě získaných teoretických poznatků bude provedeno mikrostrukturní hodnocení Fe₄₈Cr₂₈Ni₁₆Mo_{4,5}Si_{1,5}C_{1,75} povlaků a Mg slitiny AZ91 s povlakem.

4 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

4.1 Použité chemikálie

Všechny chemikálie použité v rámci experimentální části bakalářské práce jsou shrnuty v tabulce 5.

Tabulka 5: Použité chemikálie

Chemikálie	Výrobce, čistota
Aka Resin	AKASEL
Destilovaná voda	FCH VUT
Ethanol	FCH VUT
Isopropanol	Nanobala s.r.o., 99,9%
Kyselina dusičná	Lachner, 65% p.a.
Kyselina octová	Lachema, 98% čistá
Kyselina pikrová	Dorapis, p.a.

4.2 Použité přístroje

V rámci experimentální části bakalářské práce byly využity přístroje a zařízení uvedené v tabulce 6.

Tabulka 6: Použité přístroje

Přístroj	Výrobce	Využití
CitoVac	Struers	vakuová impregnační jednotka
Discotom-6	Struers	metalografická pila
Hunziker ST 1403	Hunziker	tryskáč jednotka (Plasmametal)
JEOL JSM-7600 s detektorem Ultim® Max 100 mm ²	JEOL, Oxford Instruments	rastrovací elektronový mikroskop s EDS detektorem
JP-5000	FST	Stříkáč jednotka pro HVOF (Plasmametal)
LECO AMH55	LECO	tvrdoměr
Spectrumat GDS 750	Spectrumat	Optická emisní spektroskopie s výbojem
Tegramin-25	Struers	metalografická bruska
Zeiss Axio Observer Z1m	Zeiss	invertovaný světelný mikroskop
Zeiss Evo LS-10 s detektorem Oxford Instruments 80mm ²	Zeiss, Oxford Instruments	rastrovací elektronový mikroskop s EDS detektorem

4.3 Charakterizace použité hořčikové slitiny AZ91

Pro depozici povlaku byla jako substrát zvolena hořčiková slitina AZ91, původní rozměry vzorku byly 100 × 100 × 7 mm. Prvkové složení slitiny bylo měřeno pomocí Optické emisní spektroskopie s výbojem (GDOES-Glow-Discharge Optical Emission Spectroscopy) na přístroji Spectrumat (GDS 750). Bylo zjištěno, že složení odpovídá normě ASTM B93/93M. Porovnání naměřených hodnot a normy je v tabulce 7.

Tabulka 7: Prvkové složení hořčikové slitiny AZ91 (v %)

Prvek	Al	Zn	Mn	Cu	Si	Fe	Ni	Mg
GDOES	8,80	0,84	0,32	0,00	0,01	0,00	0,00	90,03
norma	8,7–9,3	0,8–1,2	0,0–1,5	max. 0,05	max. 0,02	max. 0,02	max. 0,005	Zbytek

4.3.1 Analýza slitiny AZ91

Z původního kusu nepovlakované slitiny byly pomocí metalografické pily Discotom-6 (Struers) vyřezány menší vzorky. Ty byly následně zality do pomalu tuhnoucí pryskyřice Aka Resin pomocí vakuové impregnační jednotky CitoVac. Vytvrzování probíhalo za laboratorních podmínek po dobu 12 hodin. Poté byly vzorky vybroušeny a vyleštěny pomocí automatické metalografické brusky Tegamin-25 (Struers) za použití standardního metalografického postupu. Pro odhalení mikrostruktury byly vzorky leptány po dobu 2 sekund pomocí roztoku acetic picral (4,2 g kyselina pikrové, 10 ml demineralizované vody, 10 ml kyseliny octové, 70 ml etanolu). Po naleptání byla pozorována mikrostruktura slitiny AZ91 pomocí invertovaného světelného mikroskopu Zeiss Axio Observer Z1m (Zeiss).

4.3.2 Tryskání hořčikových slitin

Proces tryskání předcházela depozici žárového nástřiku. Povrch hořčikové slitiny byl tryskán umělým hnědým korundem F36, který má dle FEPA velikost 0,5 mm. Pro tryskání byla využita tryskací jednotka Hunziker ST 1403 (Hunziker) ve společnosti Plasmametal s.r.o. Proces probíhal za laboratorní teploty a byl aplikován tlak 3 bary. Povrch tryskané slitiny AZ91 byl charakterizován pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu Zeiss Evo LS-10 (Zeiss).

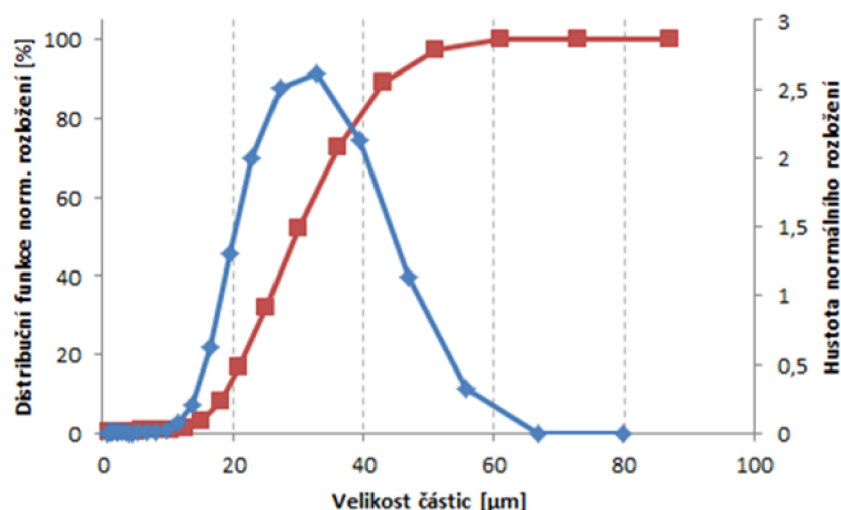
4.4 Charakterizace prášku použitého pro žárový nástřik

Složení částic použitého prášku s obchodním označením Diamalloy 1010 (Oerlikon Metco) je uvedené v tabulce 8. Složení bylo ověřeno metodou EDS.

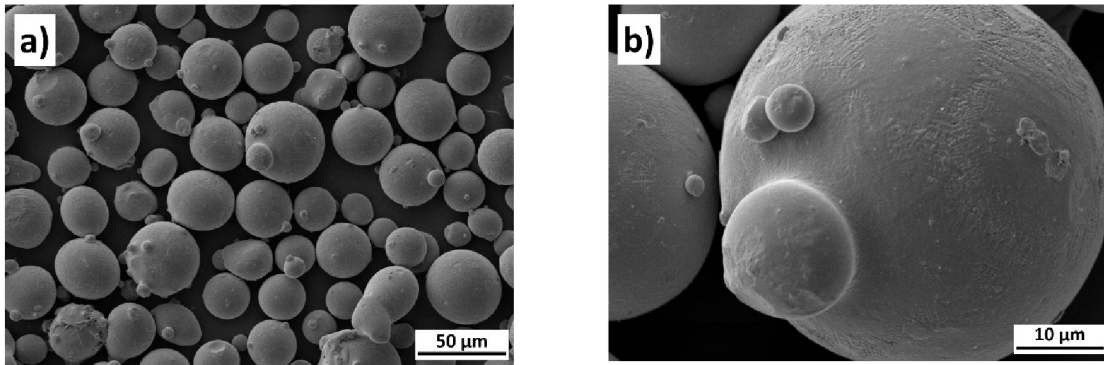
Tabulka 8: Prvkové složení prášku v hm. %

Prvek	Cr	Ni	Mo	Si	C	Fe
Výrobce	28	16	4,5	1,5	1,75	zbytek
EDS	29,52	16,55	2,08	1,48	-	50,36

Velikost částic udávaná výrobcem je v rozmezí 16-45 μm . V rámci analýzy byla provedena granulometrická analýza prášku (obrázek 16). Na jejím základě bylo zjištěno, že velikost částic prášku se pohybovala v rozmezí 16-55 μm . Byl zjištěn výskyt částic větších, než udává výrobce, obsah těchto částic tvořil přibližně 10 %. Nejvyšší zastoupení v prášku měly částice o velikosti 32,86 μm a průměrná velikost částic byla 30,54 μm [35].

**Obrázek 16:** Granulometrická distribuční křivka prášku Diamalloy 1010 [35]

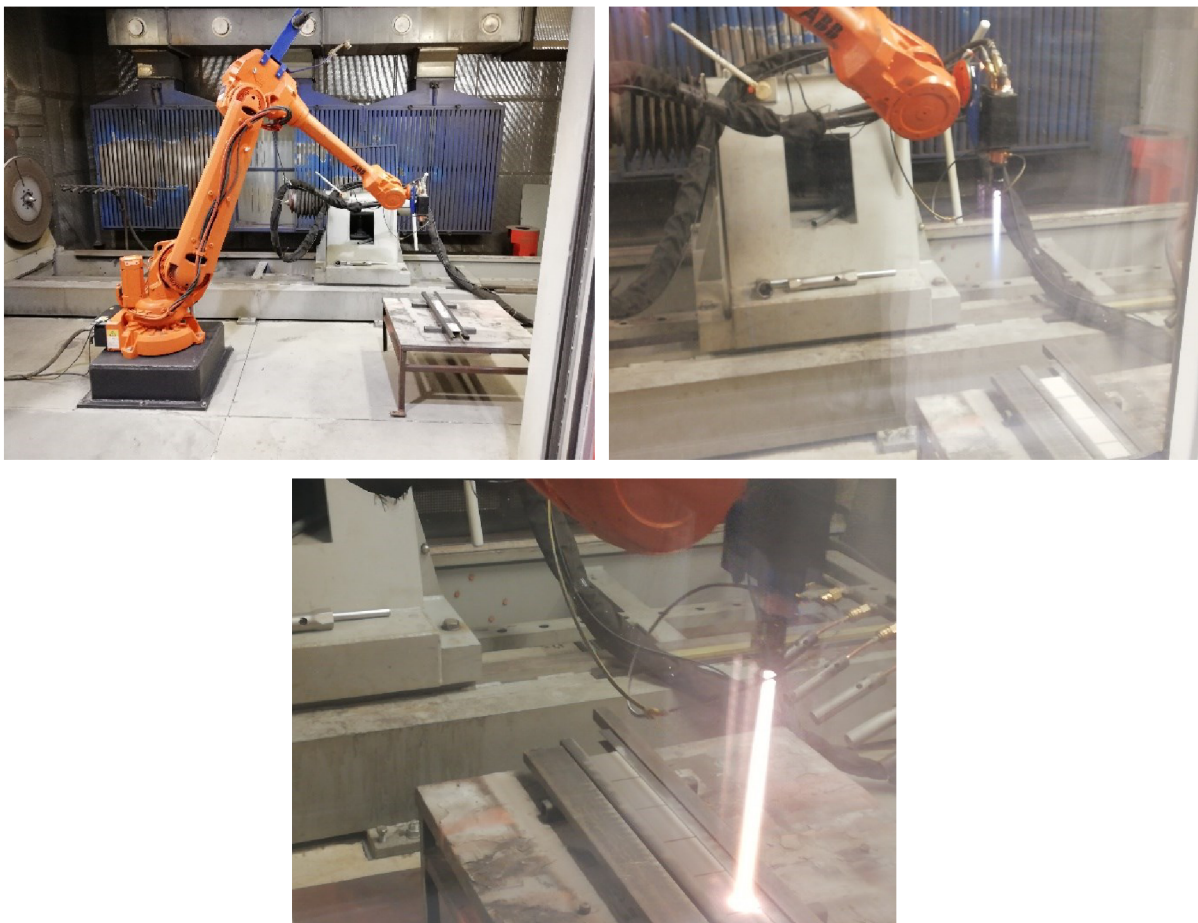
Prášek je dle výrobce připravován plynovou atomizací. V rámci analýzy bylo provedeno hodnocení morfologie povrchu prášku pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu Zeiss Evo LS-10 (Zeiss) s detektorem Oxford Instruments 80mm². Jak je patrné na obrázku 17a částice mají sféroidní tvar. Na detailním snímku (obrázek 17b) je viditelná dendritická struktura na povrchu částice. Jak uvádí výrobce, povlak založený na prášku Diamalloy 1010 je vhodný pro aplikace, kdy je vyžadována vyšší tvrdost, odolnost proti otěru a kluzné vlastnosti.



Obrázek 17: mikrostruktura částic (SEM) a) částice, b) detail částice

4.5 Žárové stříkání povlaku

Povlak $\text{Fe}_{48}\text{Cr}_{28}\text{Ni}_{16}\text{Mo}_{4,5}\text{Si}_{1,5}\text{C}_{1,75}$ (povlak na bázi Fe) byl nanesen na tryskaný povrch hořčikové slitiny AZ91 pomocí jednotky pro HVOF nástřiky JP-5000 s kapalným palivem (kerosin). Stříkací jednotka byla umístěna na robotu ABB IRB-2400/16. Počet vrstev nástřiku byl stanoven na 4. Konkrétní podmínky a parametry nástřiku tvoří know-how a jsou majetkem společnosti Plasmametal spol. s r.o. Na obrázku 18 jsou snímky z nanášení povlaku.



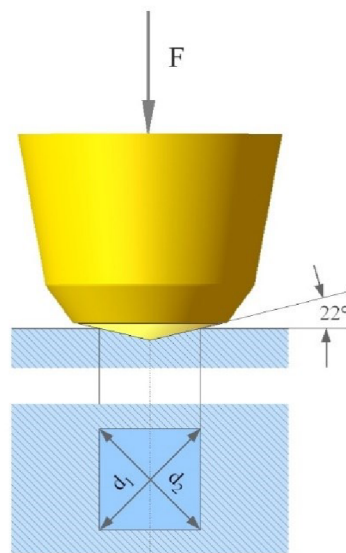
Obrázek 18: Snímky z procesu nástřiku povlaku, a) komora pro žárové stříkání s robotem ABB IRB-2400/16, b) spuštění procesu – pouze plamen bez přívodu prášku, c) proces žárového stříkání s přívodem prášku

4.5.1 Analýza povlakovaných vzorků AZ91

Původní vzorek hořčíkové slitiny AZ91 s deponovaným $\text{Fe}_{48}\text{Cr}_{28}\text{Ni}_{16}\text{Mo}_{4,5}\text{Si}_{1,5}\text{C}_{1,75}$ povlakem byl na metalografické pile Discotom-6 nařezán z původních vzorků o velikosti 100×100 mm na menší vzorky pro analýzu. Pro následnou charakterizaci mikrostruktury byly vzorky zality do pryskyřice Aka Resin. Po jejím vytvrzení bylo na metalografické brusce Tegramin-25 provedeno vybroušení a vyleštění standardním metalografickým způsobem. Pro zvýraznění mikrostruktury povlaku byly vzorky leptány 10% Nitalem (10 ml HNO_3 , 90 ml ethanolu) po dobu 2,5 minut. Mikrostruktura a rozhraní substrátu a povlaku byly pozorovány a hodnoceny mikroskopicky pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu Zeiss Evo LS-10 (Zeiss) s detektorem Oxford Instruments 80mm^2 a pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu JEOL JSM-7600 s detektorem Ultim® Max 100mm^2 .

4.6 Měření tvrdosti

Tvrdość a mikrotvrdość hořčíkové slitiny AZ91 a povlaku $\text{Fe}_{48}\text{Cr}_{28}\text{Ni}_{16}\text{Mo}_{4,5}\text{Si}_{1,5}\text{C}_{1,5}$ byla hodnocena tvrdoměrem LECO AMH55 (LECO). Použitá zatížení při měření byla 10, 300 a 1000 g s výdrží 10 vteřin podle normy ASTM E384 (resp. i dle ČSN EN ISO 6507-1). Schéma zkoušky podle Vickerse je patrné na obrázku 19 [36]. Vyhodnocení vtisků bylo provedeno pomocí softwaru Cornerstone.

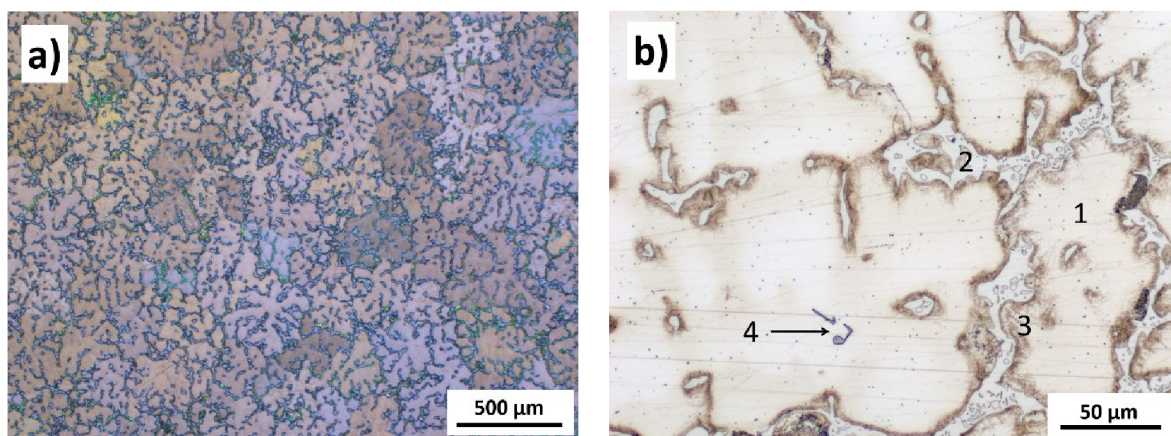


Obrázek 19: Schéma zkoušky podle Vickerse [36]

5 VÝSLEDKY A DISKUZE

5.1 Mikrostruktura AZ91

Na obrázku 20a je patrné, že mikrostruktura hořčíkové slitiny AZ91 je značně heterogenní. Detailní mikrostruktura je patrná na obrázku 20b. Je zde viditelné, že struktura hořčíkové slitiny je tvořena zrny substitučního roztoku legujících prvků v Mg – α fáze (1). Součástí mikrostruktury je také β fáze odpovídající složení $Mg_{17}Al_{12}$ popř. $Mg_{17}(Al,Zn)_{12}$ (2), která je přítomna i v eutektiku tvořeném α a β fázemi, a také ve formě diskontinuálního precipitátu β_D fáze (3) [6, 17-18]. Dále se v mikrostrukturu vyskytují i intermetalické fáze typu Al_xMn_y (4). Braszczyńska-Malik [17] uvádí, že rozložení Al není rovnoměrné a oblasti α fáze bohatší na Al jsou zejména v okolí eutektika. Dále uvádí, že mangan přítomný ve slitině tvoří s Al nejčastěji intermetalické fáze Al_8Mn_5 a $Al_{11}Mn_4$ [37].



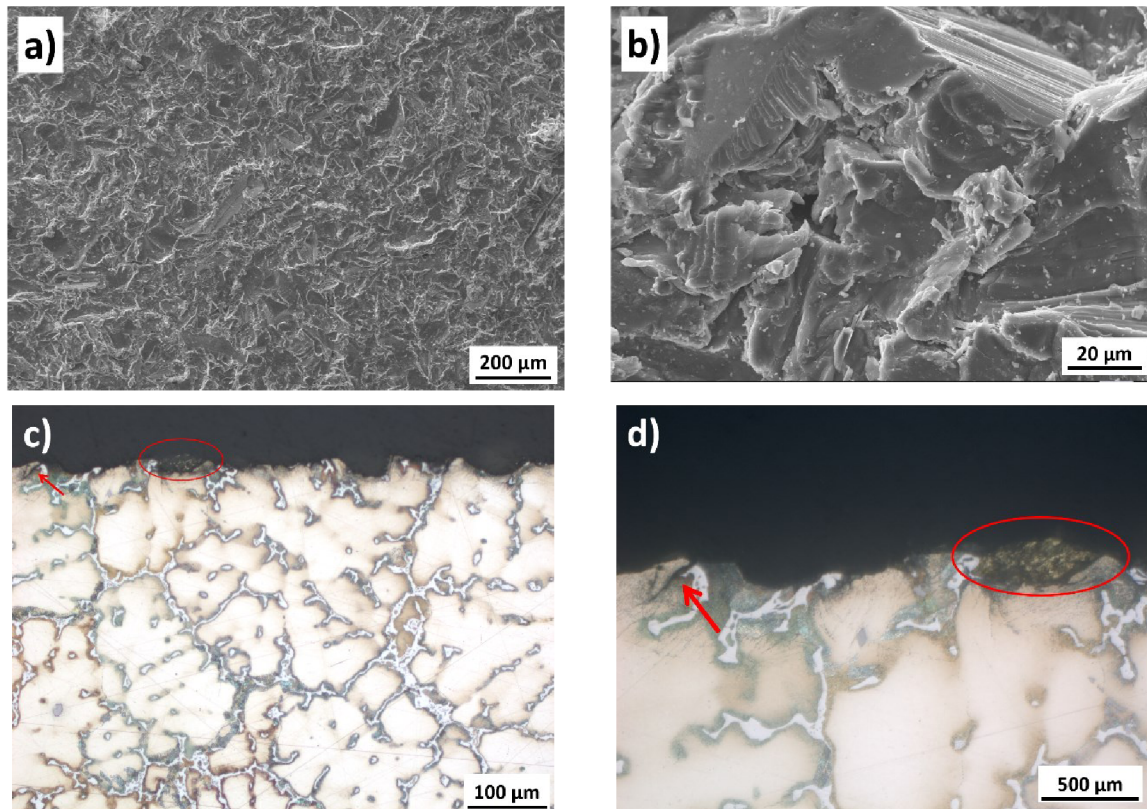
Obrázek 20: mikrostruktura AZ91 (LM): a) přehledový snímek mikrostruktury slitiny (polarizované světlo); b) detailní snímek mikrostruktury, substituční tuhý roztok legujících prvků v Mg, α fáze (1), β fáze a eutektikum $\alpha+\beta$ (2), diskontinuální precipitát β_D fáze (3), intermetalická fáze Al_xMn_y (4)

5.2 Morfologie povrchu tryskané slitiny AZ91

Na obrázku 21a-b pořízeném na SEM je uveden povrch slitiny AZ91 po tryskání abrazivem. Jak je patrné na obrázku 21a, povrch slitiny byl při tryskání plasticky deformován. Na detailu jsou také viditelné vrcholky a ostré hrany na povrchu, které byly způsobeny dopadem a skluzem částic abraziva. Z důvodu nízké tvrdosti hořčíkové slitiny v porovnání s tvrdostí abraziva docházelo k zasekávání částic Al_2O_3 v povrchu.

Z kolmého výbrusu hořčíkové slitiny (obrázek 21c) je patrné, že došlo ke zdrsnění povrchu. Na obrázku 21c-d je viditelná zaseknutá částice abraziva (červeně vyznačená oblast). Tyto zaseknuté částice způsobují sekundární znečištění povrchu [38]. Dále byly u povrchu viditelné trhliny (červená šipka), které poukazují na lokální snížení (až vyčerpání) plasticity. Pod zaseknutými částicemi se také mohou vlivem zbytkového napětí tvořit trhliny,

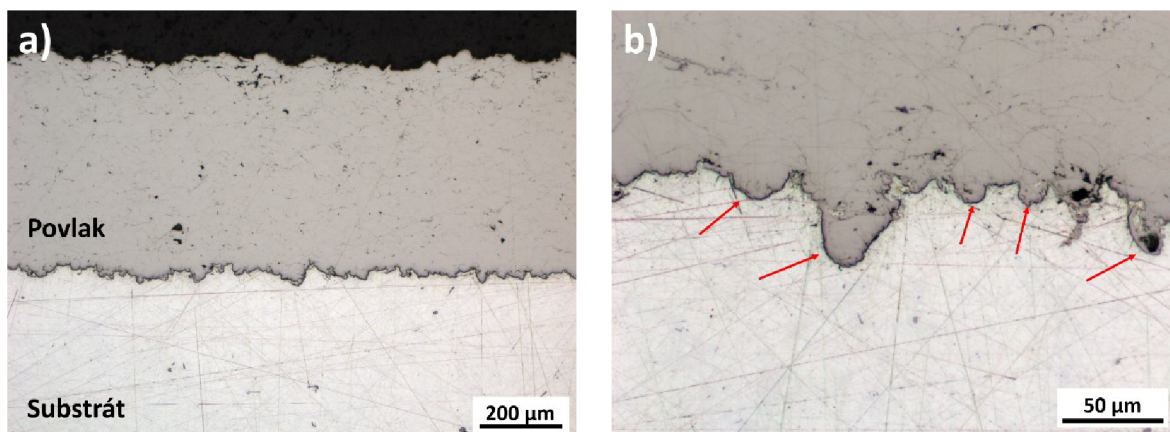
kteře se mohou dále šířit. Literatura [39] popisuje, že u hořčíkových slitin zvýšená drsnost a také zbytkové napětí v materiálu způsobené tryskáním zhoršuje korozní odolnost kovu. Zhang a kol. [40], ve své práci uvádějí, že tato horší korozní odolnost může být způsobená změnami β fáze, u které po tryskání může docházet k rekrystalizaci, zjemnění zrna nebo i k precipitaci. To může vést k mikrogalvanické korozi, kde se β fáze chová jako katoda a α fáze jako anoda [2].



Obrázek 21: struktura tryskaného AZ91 a) povrch (SEM) b) detail povrchu (SEM), c) kolmý výbrus (LM), d) detail s částicí abraziva (LM)

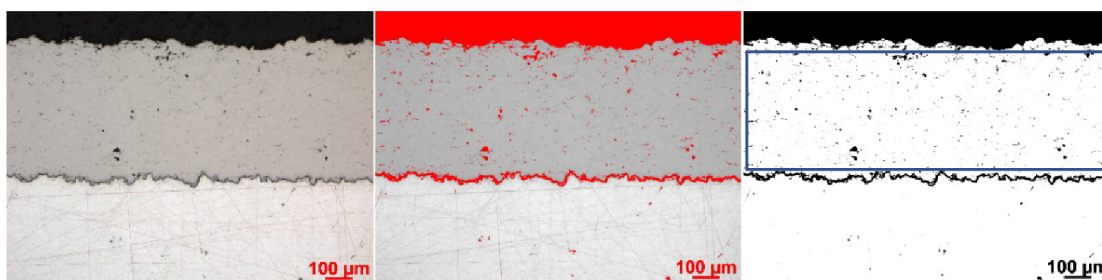
5.3 Mikrostruktura AZ91 s povlakem

Obrázek 22 zobrazuje mikrostrukturu na rozhraní hořčíkové slitiny AZ91 a povlaku. Průměrná tloušťka povlaku byla přibližně 500 μm . Na obrázku 22b je patrné, že při nanášení povlaku docházelo vlivem vysoké rychlosti částic k tvorbě prohlubní, „kráterů“, v substrátu (červené šipky), což způsobilo další zdrsňení povrchu a zlepšilo ukotvení částic povlaku. Ve struktuře povlaku nejsou patrné přílišně zoxidované částice. Jak prokázala později prvková analýza, oxidy se vyskytovaly na hranicích splateů a nenatavených částic, což bylo prokázáno i v práci [30, 32, 33].



Obrázek 22: Rozhraní substrát-povlak a) přehledový snímek, b) detail

Ve struktuře povlaku je zjevná pórovitost povlaku. Ta byla vyhodnocena obrazovou analýzou pomocí softwaru ImageJ. Měření bylo provedeno čtyřikrát a průměrná porozita byla stanovena na $0,77 \pm 0,20$ %. Příklad vyhodnocování porozity je uvedený na obrázku 23, kdy vyhodnocení bylo provedeno pouze z modře vyznačené oblasti (obrázek vpravo).



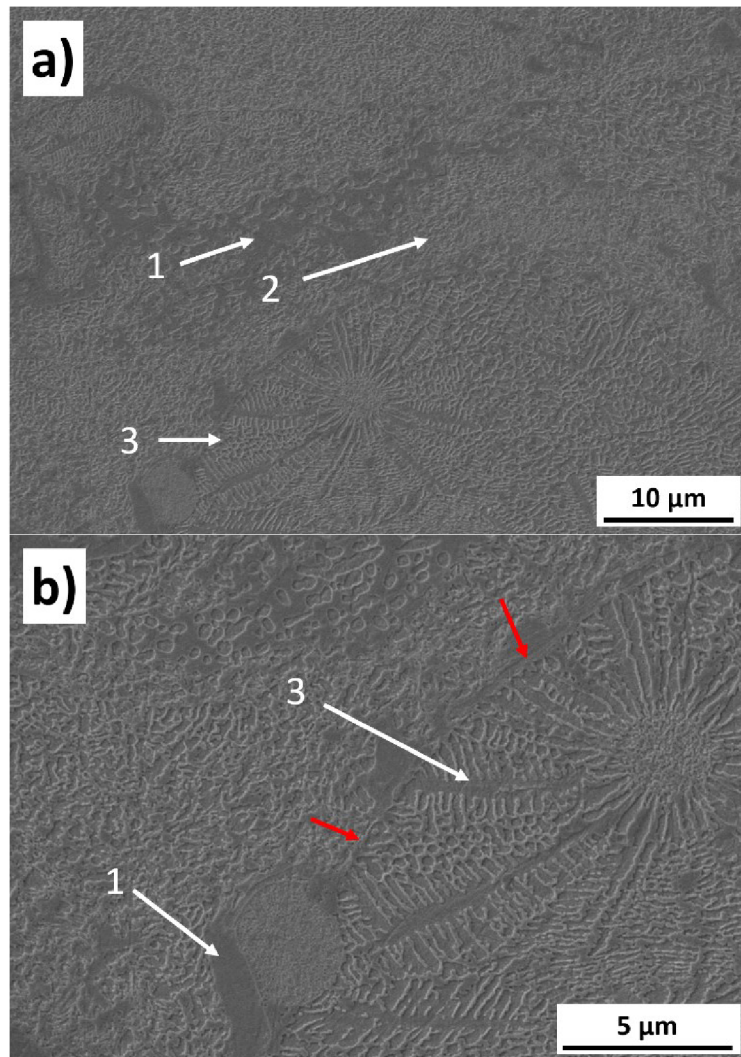
Obrázek 23: Snímky z vyhodnocování pomocí softwaru ImageJ

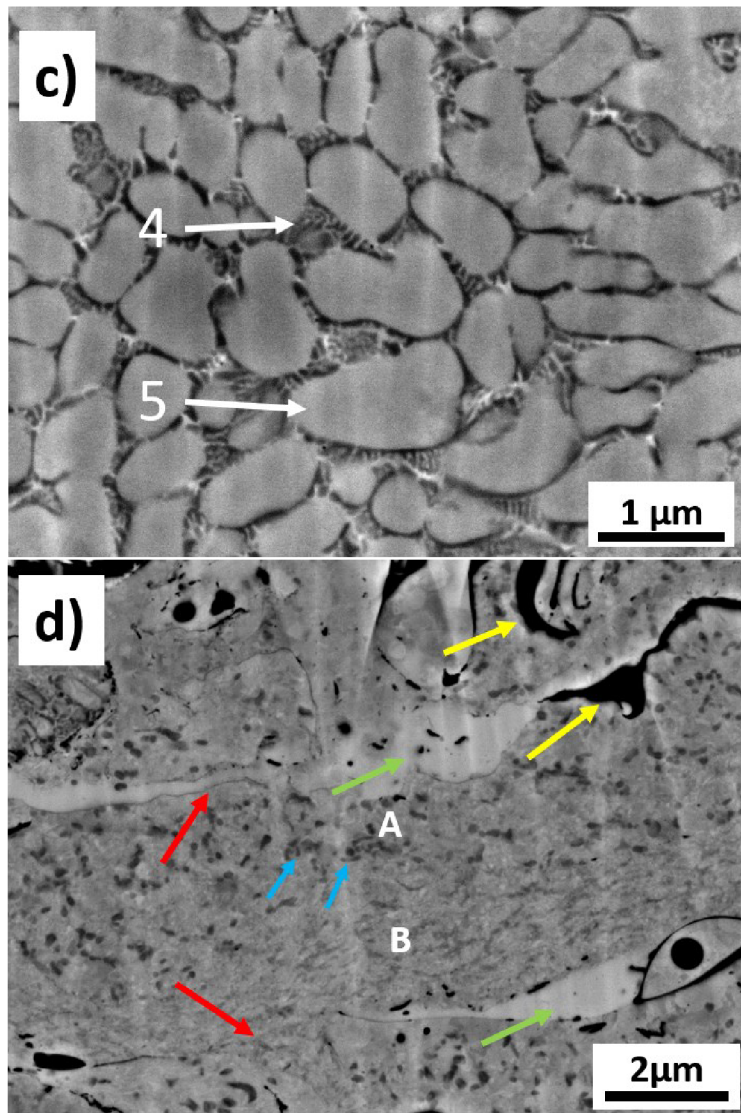
Jak je patrné na obrázku 24a, v mikrostruktuře povlaku se nacházejí natavené oblasti (1), částečně natavené (2) a nenatavené oblasti (3). U nenatavených a částečně natavených částic je možné pozorovat dendritickou strukturu, toto je dobře patrné na obrázku 24b. Také je možné pozorovat hranice splatek a částic (červené šipky).

Jak uvádí obrázek 24c, detailním pozorováním nenatavených oblastí je možné rozlišit celulární (buněčnou) strukturu kovu tvořeného karbidickou sítí (4) a oblastmi austenitu (5). Celulární struktura vzniká při vysokém koncentračním přechlazení vyvolaném nahromaděním atomů příměsových prvků před čelem krystalizační fronty [41].

Jak je patrné z obrázku 24d, v částečně natavených oblastech tvoří karbidy velmi jemné izolované částice (modré šipky). Je zjevné, že s rostoucí mírou deformace a rychlejším chlazením byly částice karbidů jemnější. V rámci jednoho splatek bylo tedy možné pozorovat v natavených oblastech karbidy s rozdílnou velikostí. Jak je detailně uvedeno na obrázku 24d,

v horní části splatu s označením A byly částice karbidů větší než v dolní části splatu (oblast B), což může být dáno tím, že při dopadu natavené částice došlo k výraznější deformaci právě v dolní části splatu a k rychlejšímu odvodu tepla. Červené šipky opět vymezují hranice splatu. Zelené šipky označují zcela natavené amorfní oblasti. Na tomto snímku jsou také patrné póry a dutiny mezi jednotlivými splaty (žluté šipky).

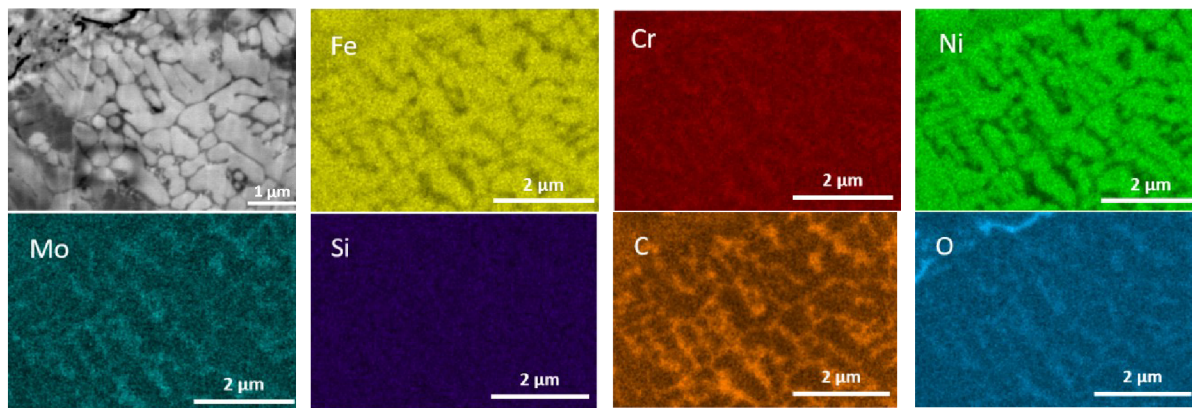




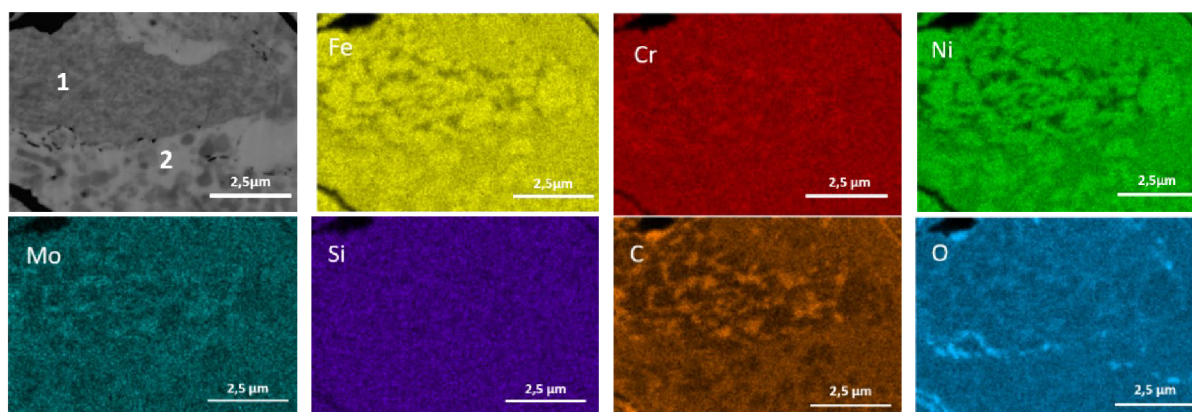
Obrázek 24: Mikrostruktura povlaku a) mikrostruktura povlaku (SEM), b) detail částice (SEM), c) detail nenatavené oblasti, d) detail částečně natavené částice; 1 - natavená oblast, 2 - částečně natavená částice, 3 - nenatavená částice, 4 - karbidická síť, 5 - austenit, červené šípky – hranice částic/splatů, žluté šípky – póry, zelené šípky – natavené (amorfni) oblasti, modré šípky – karbidy, A – horní (natavená) oblast splatu, B – dolní část splatu

Pomocí metody EDS byla provedena prvková analýza v nenatavených (obrázek 25), částečně natavených (obrázek 26, oblast 1) a zcela natavených oblastech (obrázek 26, oblast 2). V případě nenatavených a částečně natavených oblastí je možné v mikrostruktuře rozlišit karbidickou síť a austenit, které se liší prvkovým zastoupením. Austenit (γ -Fe) je bohatý na obsah Fe, Cr a Ni, na druhou stranu karbidická síť obsahuje výrazné zastoupení Cr a Mo ochotně tvořící s C směsné karbidy M_xC_y . Ve zcela natavených oblastech je prvkové rozložení homogenní, není zde přítomná karbidická síť. Na hranicích natavených oblastí je pozorována zvýšená koncentrace kyslíku, který je zde obsažen ve formě oxidů. Kyslík se do struktury dostal

patrně na povrchu roztavených částic během nástřiku. Stejný výskyt kyslíku a tím i oxidů popisují ve své práci i García-Rodríguez a kol. [30].



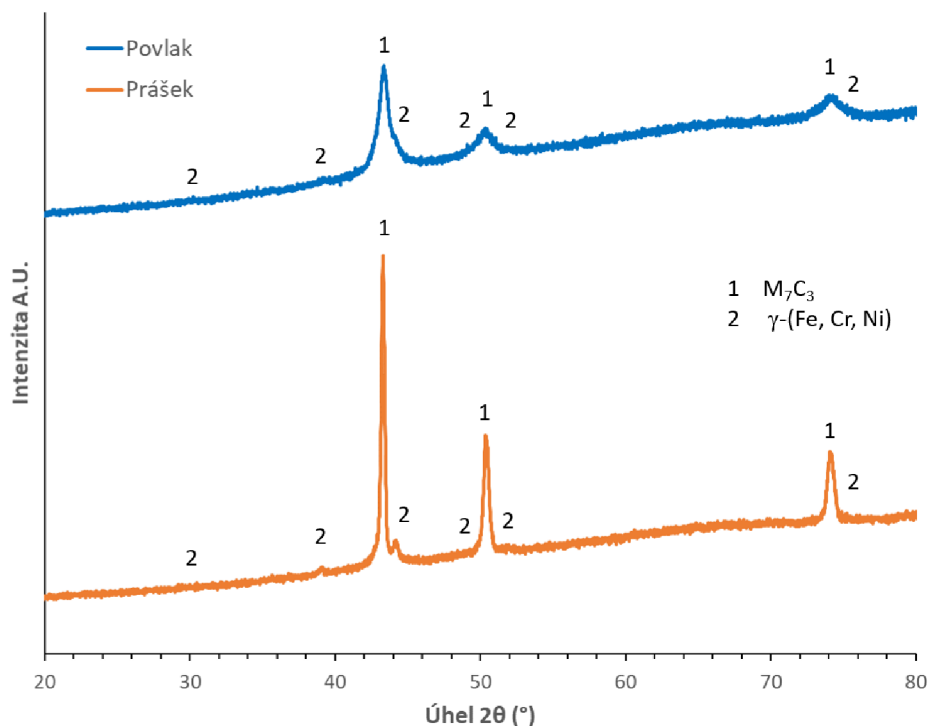
Obrázek 25: Prvková analýza nenatavené oblasti



Obrázek 26: Prvková analýza částečně natavené a zcela natavené oblasti

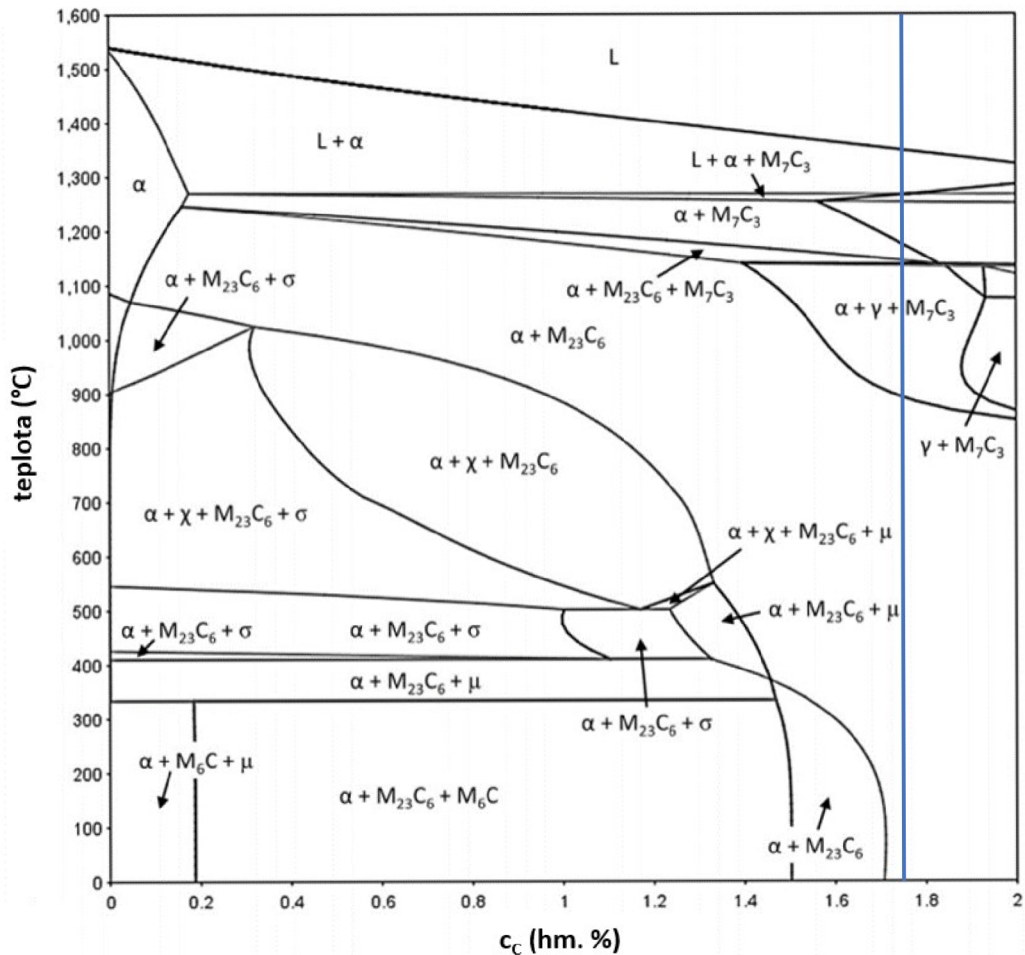
Provedením XRD analýzy prášku a povlaku byl prokázán výskyt směsného karbidu M_7C_3 a austenitu γ -Fe. Při porovnání jednotlivých difraktogramů (obrázek 27) je patrné, že intenzita píků fází v povlaku zdaleka nedosahuje intenzity odpovídajících píků v prášku. To může být způsobené například tím, že během nástřiku povlaku docházelo k silné plastické deformaci a k tvorbě strukturních defektů v krystalové mřížce. Stejný typ karbidů pozorovali i Wiczerzak a kol. [42] ve slitině na bázi Fe-Cr-Mo a Kondraťev a kol [43] ve slitině na bázi Fe-Cr-Ni-C.

Prvkovou analýzou bylo prokázáno, že se v povlaku vyskytují oxidy, ty ale nebyly prokázány během XRD analýzy. Z toho je možné usuzovat, že se oxidy v povlaku vyskytují v množství menším, než je mez detekce.



Obrázek 27: XRD analýza - difraktogramy prášku a povlaku

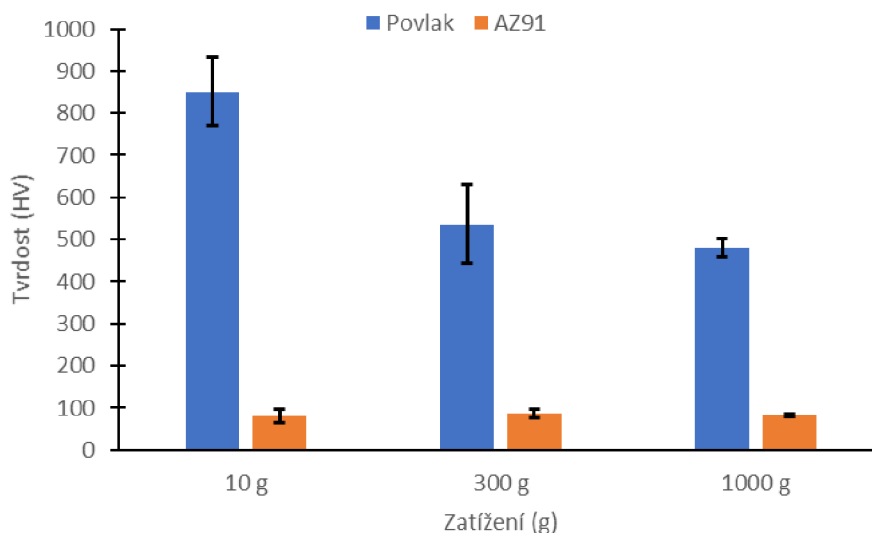
Jak je patné na obrázku 28, karbid M_7C_3 je v případě složení odpovídající prášku Diamalloy 1010 za normálních podmínek (pomalé tuhnutí u konvenčních Fe slitin) stabilní do cca 900 °C, a poté dochází k jeho přeměně na termicky stabilnější karbid typu $M_{23}C_6$ (modrá čára vyznačuje obsah uhlíku, 1,75 %, v případě prášku Diamalloy 1010). Při tomto přechodu také dochází ke změně krystalového uspořádání z pseudo-hexagonální soustavy na plošně kubicky středěnou (FCC) [42-44]. Přítomnost karbidu $M_{23}C_6$ ve své práci prokázali Wiczerzak i Kondraťev [42, 43]. V případě žárových nástřiků v rámci experimentální části tento karbid prokázán nebyl. To je způsobeno patrně tím, že po aplikaci žárového nástřiku dochází k velice rychlému ochlazení a zatuhnutí, než je tomu u slitin. Jak ve své práci uvádí Röttger a kol. [44], v případě vystavení povlaku po delší dobu zvýšené teplotě, by mohlo dojít k přeměně karbidu M_7C_3 na $M_{23}C_6$, nicméně dlouhodobým vystavením vyšším teplotám okolo 1100 °C by však mělo devastující vliv na Mg substrát, který taje při cca 500 °C [14, 15].



Obrázek 28: Pseudobinární fázový diagram systému Fe-Cr-Mo-C s 25 % Cr a 5 % Mo, modrá čára značení obsahu C v prášku [42]

5.4 Tvrdost povlaku a slitiny

Měřením tvrdosti žárového nástřiku při různých zatíženích bylo zjištěno, že s rostoucím zatížením se zvyšuje vliv porozity a defektů v povlaku na naměřenou hodnotu tvrdosti. Jak je patrné z porovnání tvrdostí na obrázku 29, při měření tvrdosti povlaku nastává takzvaný „size effect“, čili že s rostoucím zatížením hodnota tvrdosti klesá [45, 46]. Buckle [45] ve své práci tento jev vysvětluje například tím, že při nižších zatíženích dochází při vtisku více k elastické deformaci materiálu a po odlehčení se vtisk zmenší.



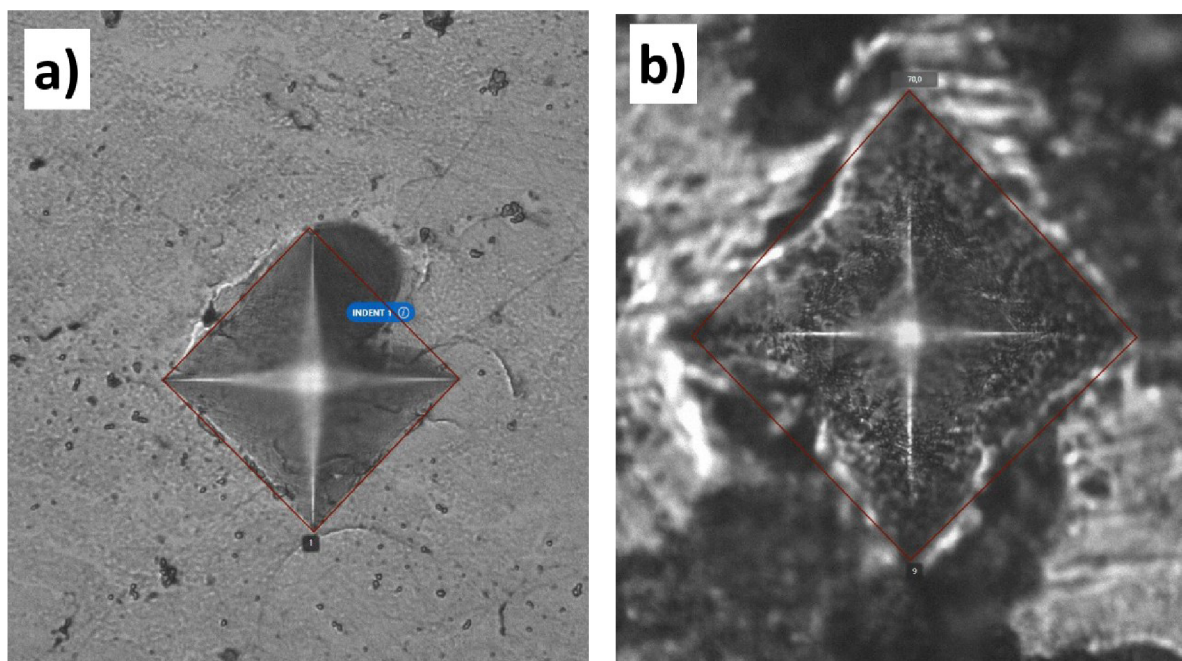
Obrázek 29: Porovnání tvrdosti povlaku a Mg slitiny při různých zatíženích

Z tabulky 9 je patrné, že největší tvrdost povlaku byla naměřena při zatížení 10 g, kdy průměrná hodnota tvrdosti byla stanovena na 851 ± 82 HV_{0,01}. Hodnota tvrdosti se pohybovala od cca 750 po 950, je tedy zřejmé, že naměřená hodnota je ovlivněna místem vtisku. Vtisk může zasahovat hned do několika oblastí, jako jsou natavená, nenatavená, částečně natavená, případně oxidy nebo póry. Buytoz [48] ve své práci uvádí, že tvrdost směsných karbidů M_7C_3 ve slitinách na bázi Fe-Cr-C je v rozmezí 1050–1500 HV v závislosti na jejich složení. V případě karbidu M_7C_3 + austenitu se naměřená tvrdost pohybuje v rozmezí 500–750 HV. Literatura [49] uvádí, že tvrdost materiálu také ovlivňuje zbytkové pnutí. V případě výskytu tahového pnutí, které se při měření projevuje konvexním prohnutím hrany vtisku, dochází k poklesu pevnosti. V našem případě bylo možné pozorovat konkávní prohnutí vnitřní hrany vtisku (obrázku 30a), což značí, že v měřeném vzorku bylo přítomné tlakové pnutí, které zvyšuje tvrdost materiálu [35, 49].

Měření tvrdosti hořčikové slitiny AZ91 bylo prováděné primárně v oblastech α fáze (obrázek 30b). Tvrdost slitiny AZ91 měřená dle Vickerse se pohybovala mezi 80 a 90 HV bez ohledu na aplikované zatížení. Výslednou tvrdost ovlivňují fáze v okolí vtisku (β fáze, eutektikum i intermetalické fáze Al_xMn_y). Literatura [6, 50] uvádí, že tyto fáze vyskytující se zejména na hranicích zrn mají vyšší tvrdost než α fáze, tudíž při měření zvyšují průměrnou tvrdost slitiny.

Tabulka 9: Naměřené hodnoty tvrdosti při různých zatíženích

Měřený materiál	Zatížení		
	10 g	300 g	1000 g
Povlak	851 ± 82 HV	536 ± 94 HV	479 ± 21 HV
Substrát	81 ± 15 HV	87 ± 8 HV	83 ± 3 HV



Obrázek 30: Snímky míst vtisku: a) povlak, b) AZ91, zatížení 1000 g

Na základě výsledků měření slitiny a povlaku je možné říci, že aplikací žárového nástřiku došlo přibližně k šesti až desetinásobnému zvýšení tvrdosti povrchu. Takovéto zvýšení tvrdosti rozšiřuje možnosti aplikací hořčíkové slitiny AZ91.

Podobných výsledků dosáhli ve své práci i García-Rodríguez a kol. [30], kteří se věnovali aplikaci povlaku na bázi korozivzdorné oceli SS316L metodou HVOF na substrát tvořený hořčíkovou slitinou ZE41. Pomocí modifikace procesu nástřiku dosáhli nejvyšší tvrdosti $416,2 \pm 23,9$ HV_{0,1} v porovnání se slitinou ZE41, kde byla naměřená tvrdost stanovena na $64,8 \pm 1,9$ HV_{0,1}.

6 ZÁVĚR

Tato bakalářská práce se zabývala charakterizací povlaku Fe₄₈Cr₂₈Ni₁₆Mo_{4,5}Si_{1,5}C_{1,75} na hořčíkové slitině AZ91, prášku Fe₄₈Cr₂₈Ni₁₆Mo_{4,5}Si_{1,5}C_{1,75} a hořčíkové slitiny AZ91. Povlak byl nanášen žárovým nástřikem metodou HVOF. Teoretická část práce se věnovala hořčíkovým slitinám, metodám žárového nástřiku a materiálům na bázi Fe-Cr-Ni. Také obsahovala kapitola věnovanou současnému výzkumu v oblasti Fe povlaků.

Experimentální část práce byla zaměřena na komplexní mikrostrukturní, chemickou a fázovou analýzu povlaku. Charakterizace povlaku, hořčíkové slitiny AZ91 i prášku Fe₄₈Cr₂₈Ni₁₆Mo_{4,5}Si_{1,5}C_{1,75} byla provedena pomocí EDS a SEM analýzy. Pomocí LM bylo zjištěno, že deponovaný povlak tvořil na substrátu vrstvu o tloušťce cca 500 μm, kdy porozita povlaku byla stanovena na 0,77 %. Povlak byl tvořen natavenými, částečně natavenými a nenatavenými oblastmi. U nenatavených oblastí/částic bylo možné pozorovat dendritickou strukturu. Celulární dendrity byly tvořeny tuhým roztokem γ-Fe (austenitem), který byl přesycen legujícími prvky (zejména Cr a Ni). V mezidendritickém prostoru bylo možné pozorovat směsné karbidy bohaté na Cr a Mo. Pomocí XRD analýzy bylo prokázáno, že se jedná o směsný karbid M₇C₃. Rentgenová difrakce také prokázala, že během nástřiku došlo k silné plastické deformaci částic povlaku a k tvorbě strukturních defektů v krystalové mřížce, což se projevilo na snížené intenzitě píků na difraktogramu. V částečně natavených oblastech byla pozorována odlišná struktura než v případě nenatavených oblastí. Struktura této částečně natavené oblasti byla tvořena austenitickou maticí s velmi jemnými izolovanými částicemi karbidů. Zcela natavené oblasti byly zcela amorfní a nebylo možné z prvkové a mikrostrukturní analýzy rozlišit přítomnost karbidů a dalších fází. Pomocí prvkové analýzy byl v povlaku zjištěn i obsah oxidů, které se vyskytovaly zejména na povrchu částečně natavených částic.

Jak prokázalo měření tvrdosti, aplikací povlaku došlo k nárůstu povrchové tvrdosti povlakovaných vzorků. Průměrné hodnoty tvrdosti povlaku byly v závislosti na zatížení 851 ± 82 HV_{0,01}, 536 ± 94 HV_{0,3} a 479 ± 21 HV₁. Při nízkých zatíženích byla tvrdost ovlivněna vždy několika faktory. Jednalo se o umístění pozice vtisku a ovlivnění vtisku okolím a okolními strukturními defekty. V případě slitiny AZ91 (α fáze) byla tvrdost stanovena 81 ± 15 HV_{0,01}, 87 ± 10 HV_{0,3} a 83 ± 3 HV₁.

Bylo prokázáno, že aplikací povlaku došlo k šesti až desetinásobnému zvýšení tvrdosti povrchu oproti naměřené tvrdosti slitiny AZ91 bez povlaku. Takové zvýšení tvrdosti by mohlo přispět

k rozšíření spektra možných aplikací hořčkových slitin v průmyslu, zejména v aplikacích, kdy dochází k otěru. Na základě získaných výsledků je možné říci, že cíle práce byly splněny v plném rozsahu.

Pro rozšíření poznatků by měl být další výzkum v oblasti aplikace žárově stříkaných povlaků $\text{Fe}_{48}\text{Cr}_{28}\text{Ni}_{16}\text{Mo}_{4,5}\text{Si}_{1,5}\text{C}_{1,75}$ na hořčkové slitině AZ91 zaměřen na:

- Snížení pórovitosti povlaku za účelem zlepšení korozních vlastností povlaku
- Hodnocení mechanických a tribologických (otěrových) vlastností povlaku
- Modifikaci složení povlaku pro dosažení vyšší tvrdosti (např. smísením prášku Fe s částicemi SiC)

7 POUŽITÁ LITERATURA

- [1] FRIEDRICH, Horst E. Magnesium technology: metallurgy, design data, applications. Editor Barry L. MORDIKE. Berlin: Springer, 2010. ISBN 978-3-642-05825-7.
- [2] JOSHI, Vineet V., J. Brian JORDON, Dmytro ORLOV a Neale R. NEELAMEGGHAM, ed. Magnesium Technology 2019 [online]. Cham: Springer International Publishing, 2019 [cit. 2021-10-5]. The Minerals, Metals & Materials Series. ISBN 978-3-030-05788-6. Dostupné z: doi:10.1007/978-3-030-05789-3
- [3] ROUČKA, Jaromír. Metalurgie nezelezných slitin. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2004. ISBN 80-214-2790-6.
- [4] DOBRZANSKI, Leszek A, Menachem BAMBERGER a George E TOTTEN. Magnesium and Its Alloys. 1. Milton: CRC Press, 2020. ISBN 9781466596627. Dostupné z: doi:10.1201/9781351045476
- [5] JAYASATHYAKAWIN, S., M. RAVICHANDRAN, N. BASKAR, C. ANAND CHAIRMAN a R. BALASUNDARAM. Mechanical properties and applications of Magnesium alloy – Review. Materials Today: Proceedings [online]. 2020, 27, 909-913 [cit. 2021-10-5]. ISSN 22147853. Dostupné z: doi:10.1016/j.matpr.2020.01.255
- [6] DRÁPALA, Jaromír. Hořčík, jeho slitiny a binární systémy hořčík - příměs = Magnesium, its alloys and Mg - admixture binary systems. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2004, 172 s. ISBN 80-248-0579-0.
- [7] FRANK CZERWINSKI. Magnesium Alloys - Design, Processing and Properties. IntechOpen, 2011. ISBN 9533075201.
- [8] JUŘIČKA, Ivo. Vývoj a aplikace hořčíkových slitin v dopravní technice. Liberec, 2002. Habilitační práce. Technická univerzita v Liberci, Fakulta strojní.
- [9] KRAUS, Václav. Povrchy a jejich úpravy. Plzeň: Západočeská univerzita, 2000, 216 s. : il. ; 21 cm. ISBN 80-7082-668-1.
- [10] FAUCHAIS, Pierre L., Joachim V.R. HEBERLEIN a Maher I. BOULOS. Thermal Spray Fundamentals [online]. Boston, MA: Springer US, 2014 [cit. 2021-11-07]. ISBN 978-0-387-28319-7. Dostupné z: doi:10.1007/978-0-387-68991-3
- [11] PAWŁOWSKI, Lech. The Science and engineering of thermal spray coatings. 2nd ed. Chichester: John Wiley, 2008. ISBN 978-0-471-49049-4.
- [12] Future development of thermal spray coatings: types, designs, manufacture and applications. Editor Nuria ESPALLARGAS. Amsterdam: Woodhead Publishing, [2015]. Woodhead Publishing series in metals and surface engineering. ISBN 978-0-85709-769-9.
- [13] J. L. Murray, "The Al-Mg (Aluminum-Magnesium) system," Bulletin of Alloy Phase Diagrams, vol. 3, no. 1, pp. 60–74, 1982.
- [14] ASM HANDBOOK. 10th editon. Materials Park, Ohio: ASM International, 2016. ISBN 978-0-87170-377-4.

- [15] ASTM INTERNATIONAL, WEST CONSHOHOCKEN, PA. ASTM B94 - 18 Standard Specification for Magnesium-Alloy Die Castings [online]. 2018. Dostupné z: <https://www.astm.org/Standards/B94.htm>
- [16] FU, Hongde, Yulai SONG a Yaohui LIU. Effect of Heat Treatment on Stress Corrosion Cracking of AZ91 Magnesium Alloy. In: IOP conference series. Materials Science and Engineering [online]. IOP Publishing, 2018, s. 42029 [cit. 2021-10-5]. ISSN 1757-8981. Dostupné z: doi:10.1088/1757-899X/439/4/042029
- [17] BRASZCZYŃSKA-MALIK, Katarzyna N. a Andrzej ZYSKA. Influence of solidification rate on microstructure of gravity cast AZ91 magnesium alloy. Archives of foundry engineering. Katowice: The Katowice Branch of the Polish Academy of Sciences, 2010, 10(1/2010), 23-26. ISSN 1897-3310.
- [18] HUBÁČKOVÁ, Jiřina, Lubomír ČÍŽEK a Radomila KONEČNÁ. Strukturální charakteristiky hořčikové slitiny AZ91 [online]. 2002 [cit. 2021-10-7]. Dostupné z: http://metal2014.tanger.cz/files/proceedings/metal_03/papers/176.pdf
- [19] COTELL, C.M., J.A. SPRAGUE a F.A. SMIDT, jr., ed. Surface Engineering [online]. 5. ASM International, 1994 [cit. 2022-01-23]. ISBN 978-1-62708-170-2. Dostupné z: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v05.9781627081702>
- [20] ÁBEL, Milan, Janette BREZINOVÁ a Dagmar DRAGANOVSKÁ. Vlastnosti povrchu predupraveného tryskaním [online]. 6/2003. Košice, 2003 [cit. 2021-10-13]. ISBN 80-7093-6. Dostupné z: <https://www.sjf.tuke.sk/transferinovacii/pages/archiv/transfer/6-2003/pdf/84-87.pdf>
- [21] GUZANOVÁ, A., Nové poznatky v tryskaní pri aplikácii ekologických druhov tryskacích prostriedkov. Doktorandská dizertačná práca. TU SjF Košice, 2003.
- [22] TKACHIVSKYI, Dmytro, Kristjan JUHANI, Andrei SURŽENKOV, et al. Hvof sprayed fe-based wear-resistant coatings with carbide reinforcement, synthesized in situ and by mechanically activated synthesis. *Coatings (Basel)* [online]. Basel: MDPI, 2020, **10**(11), 1-15 [cit. 2022-04-29]. ISSN 2079-6412. Dostupné z: doi:10.3390/coatings10111092
- [23] PLASMAMETAL.CZ, Žárové stříkání. [online]. 2021. [cit. 2021-11-08] Dostupné na: <https://www.plasmametal.cz/pouzite-technologie>
- [24] FST, HVOF- High Velocity Oxygen Fuel. [online]. 2021. [cit. 2021-11-28] Dostupné na: <https://www.fst.nl/thermal-spray-equipment/modular-thermal-spray-systems/hvof-spray-systems/hvof-high-velocity-oxygen-fuel.html>
- [25] VOJTĚCH, Dalibor. Kovové materiály. Praha: VŠCHT, 2006, 185 s.: il. ISBN 80-7080-600-1.
- [26] SOPOUŠEK, J. VŘEŠTÁL, J. Phase equilibria in the Fe-Cr-Ni and Fe-Cr-C systems. *Zeitschrift für Metallkunde*. 1994, **85**(2), 111.

- [27] WRÓBEL, Jan S., Duc NGUYEN-MANH, Mikhail Yu. LAVRENTIEV, Marek MUZYK a Sergei L. DUDAREV. Phase stability of ternary fcc and bcc Fe-Cr-Ni alloys. *Physical Review B* [online]. 2015, 91(2), 024108 [vid. 2022-01-20]. ISSN 1098-0121. Dostupné z: doi:10.1103/PhysRevB.91.024108
- [28] KNYAZEVA, Marina a Michael POHL. Duplex Steels: Part I: Genesis, Formation, Structure. *Metallography, Microstructure, and Analysis* [online]. 2013, 2(2), 113–121 [vid. 2022-01-17]. ISSN 2192-9262. Dostupné z: doi:10.1007/s13632-013-0066-8
- [29] GUNN, Robert N. *Duplex stainless steels: Microstructure, properties and applications*. B.m.: Woodhead Publishing, 2010. ISBN 1-85573-318-8
- [30] GARCÍA-RODRÍGUEZ, S., A.J. LÓPEZ, B. TORRES a J. RAMS. 316L stainless steel coatings on ZE41 magnesium alloy using HVOF thermal spray for corrosion protection. *Surface and Coatings Technology* [online]. 2016, 287, 9–19 [vid. 2022-01-24]. ISSN 0257-8972. Dostupné z: doi:10.1016/J.SURFCOAT.2015.12.075
- [31] MOVAHEDI, B., M. H. ENAYATI a C. C. WONG. Structural and Thermal Behavior of Fe-Cr-Mo-P-B-C-Si Amorphous and Nanocrystalline HVOF Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology* [online]. 2010, 19(5), 1093-1099 [cit. 2022-02-09]. ISSN 1059-9630. Dostupné z: doi:10.1007/s11666-010-9507-y
- [32] SUN, Yijiao, Weichao WANG, Hongxiang LI, et al. High-Performance HVOF-Sprayed Fe-Based Amorphous Coating on LA141 Magnesium Alloy via Optimizing Oxygen Flow and Kerosene Flow. *Materials* [online]. Basel: MDPI, 2021, 14(17), 4786 [cit. 2022-02-09]. ISSN 1996-1944. Dostupné z: doi:10.3390/ma14174786
- [33] SUN, Y.J, R YANG, L XIE, et al. Interfacial bonding mechanism and properties of HVOF-sprayed Fe-based amorphous coatings on LA141 magnesium alloy substrate. *Surface & coatings technology* [online]. Lausanne: Elsevier B.V, 2021, 426, 127801 [cit. 2022-02-09]. ISSN 0257-8972. Dostupné z: doi:10.1016/j.surfcoat.2021.127801
- [34] RAJ, Rahul V, Rahulan N, Rahul S UNNITHAN a G. Rohit KRISHNAN. The characteristics study of HVOF coated AZ91D magnesium alloy with silicon carbide and stainless steel. In: *AIP conference proceedings* [online]. Melville: American Institute of Physics, 2019 [cit. 2022-02-10]. ISBN 9780735418370. ISSN 0094-243X. Dostupné z: doi:10.1063/1.5100709
- [35] BUCHTÍK, Martin. Příprava a charakterizace pokročilých žárově stříkaných povlaků na hořčkových slitinách [online]. Brno, 2020 [cit. 2022-03-22]. Dostupné z: <http://hdl.handle.net/11012/195555>. Disertační práce. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta chemická. Ústav chemie materiálů. Vedoucí práce Petr Ptáček.
- [36] WIKIPEDIA, Zkouška tvrdosti podle Vickerse. [online]. 2021. [cit. 2021-11-28] Dostupné na: https://cs.wikipedia.org/wiki/Zkou%C5%A1ka_tvrdosti_podle_Vickerse
- [37] BRASZCZYŃSKA-MALIK, K.N. Discontinuous and continuous precipitation in magnesium–aluminium type alloys. *Journal of Alloys and Compounds* [online]. 2009, 477(1–2), 870–876 [vid. 2022-01-17]. ISSN 0925-8388. Dostupné z: doi:10.1016/J.JALLCOM.2008.11.008

- [38] DA CUNHA ROCHA, Adriana, Áquila Vieira DO NASCIMENTO, Isabel Cristina Pereira MARGARIT-MATTOS, Kioshy DOS SANTOS ASSIS a Oscar Rosa MATTOS. Abrasive blasting contamination in super duplex and carbon steels -A quantification approach by rietveld analysis. *Materials research (São Carlos, São Paulo, Brazil)* [online]. SAO CARLOS: UNIV FED SAO CARLOS, DEPT ENGENHARIA MATERIALS, 2014, **17**(5), 1356-1366 [cit. 2022-03-06]. ISSN 1516-1439. Dostupné z: doi:10.1590/1516-1439.313514
- [39] SONG, Guang-Ling, ed. 5 - Surface processing and alloying to improve the corrosion resistance of magnesium (Mg) alloys. *Corrosion prevention of magnesium alloys*. 80 High Street, Sawston, Cambridge CB22 3HJ, UK: Woodhead Publishing Limited, 2013, s. 110-134. ISBN 978-0-85709-437-7.
- [40] ZHANG, Chunyan, Bin LIU, Baoxing YU, Xiaopeng LU, Yong WEI, Tao ZHANG, J. M.C. MOL a Fuhui WANG. Influence of surface pretreatment on phosphate conversion coating on AZ91 Mg alloy. *Surface and Coatings Technology* [online]. 2019, 359, 414–425 [cit. 2022-04-19]. ISSN 02578972.
- [41] KUCHAR, L. a J. DRÁPALA. Segregační jevy při krystalizaci a jejich vliv na strukturní charakteristiky krystalů. In: *Škola růstu krystalů*. Praha: MAXDORF, s.r.o., 2002. s. 12-20 [cit. 2022-04-19]. ISBN 80-85912-86-4. dostupné z https://csacg.fzu.cz/func/viewpdf.php?file=2002_12Kuchar.pdf
- [42] WIECZERZAK, K., P. BALA, M. STEPIEN, G. CIOS a T. KOZIEL. Formation of eutectic carbides in Fe–Cr–Mo–C alloy during non-equilibrium crystallization. *Materials & Design* [online]. 2016, 94, 61–68 [vid. 2022-01-25]. ISSN 0264-1275.
- [43] KONDRAT'EV, Sergey Yu., Valentin S. KRAPOSHIN, Grigoriy P. ANASTASIADI a Alexander L. TALIS. Experimental observation and crystallographic description of M7C3 carbide transformation in Fe–Cr–Ni–C HP type alloy. *Acta Materialia*. 2015, 100, 275–281 [vid. 2022-01-25]. ISSN 1359-6454.
- [44] PADILHA, A. F. a P. R. RIOS. Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels. *ISIJ International* [online]. 2002, **42**(4), 325–327 [vid. 2022-01-18]. ISSN 0915-1559. Dostupné z: doi:10.2355/isijinternational.42.325
- [45] RÖTTGER, A, S WEBER, W THEISEN, B RAJASEKERAN a R VASSEN. Materials Science and Technology Mechanical properties of thermally sprayed Fe based coatings Mechanical properties of thermally sprayed Fe based coatings [online]. nedatováno [vid. 2022-02-12]. ISSN 1743-2847.
- [46] H. BUCKLE. Science of Hardness Testing and Its Research Applications", edited by J. H. Westbrook and H. Conrad (American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1971)ch. 33, pp. 453-491.
- [47] IOST, A a R BIGOT. Indentation size effect: reality or artefact?. *Journal of materials science* [online]. New York: Kluwer Academic Publishers-Plenum Publishers, 1996, **31**(13), 3573-3577 [cit. 2022-03-01]. ISSN 0022-2461. Dostupné z: doi:10.1007/BF00360764

- [48] BUYTOZ, Soner. Microstructural properties of M₇C₃ eutectic carbides in a Fe–Cr–C alloy. *Materials letters* [online]. Elsevier B.V, 2006, **60**(5), 605-608 [cit. 2022-03-06]. ISSN 0167-577X. Dostupné z: doi:10.1016/j.matlet.2005.09.046
- [49] TOSHA, Katsuji. *2nd P Asia-Pacific Forum on Precision Surface Finishing and Deburring Technology* [online]. 2002 [vid. 2022-03-02]. Dostupné z: <http://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.600.5688&rep=rep1&type=pdf>
- [50] CÁCERES, C.H., J.R. GRIFFITHS, A.R. PAKDEL a C.J. DAVIDSON. Microhardness mapping and the hardness-yield strength relationship in high-pressure diecast magnesium alloy AZ91. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2005, **402**(1–2), 258–268 [vid. 2022-03-02]. ISSN 0921-5093. Dostupné z: doi:10.1016/J.MSEA.2005.04.042

8 ZKRATKY

Al ₈ Mn ₅	-	Intermetalická fáze vyskytující se v hořčíkové slitině AZ91
APS	-	Z anglického Atmospheric Plasma Spraying, plasmatický nástřik za atmosférického tlaku
AS	-	Z anglického Arc Spraying, nástřik elektrickým obloukem
ASTM	-	Z anglického American Society for Testing and Materials, Americká společnost pro testování a materiály
AZ31	-	Hořčíková slitina s obsahem 3 hm. % Al a 1 hm. % Zn
AZ63	-	Hořčíková slitina s obsahem 6 hm. % Al a 3 hm. % Zn
AZ80	-	Hořčíková slitina s obsahem 8 hm. % Al
AZ81	-	Hořčíková slitina s obsahem 8 hm. % Al a 1 hm. % Zn
AZ91	-	Hořčíková slitina s obsahem 9 hm. % Al a 1 hm. % Zn
BCC	-	Z anglického Body-centered cubic, tělesově středěná kubická mřížka
D-GUN	-	Z anglického Detonation Gun, detonační nástřik
FCC	-	Z anglického Face-centered cubic, plošně středěná kubická mřížka
FS	-	Z anglického Flame Spraying, žárový nástřik plamenem
GDOES	-	Z anglického Glow-Discharge Optical Emission Spectroscopy, Optická emisní spektroskopie s výbojem
hm. %	-	hmotnostní procenta
HVAF	-	Z anglického High Velocity Air Fuel, vysokorychlostní nástřik plamenem s využitím vzduchu
HVOF	-	Z anglického High Velocity Oxygen Fuel, vysokorychlostní nástřik plamenem s využitím kyslíku
LA141	-	Hořčíková slitina s obsahem 14 hm. % lithia a 1 hm. % hliníku
LM	-	Z anglického Light Microscopy, světelná mikroskopie
M ₂₃ C ₆	-	Směsný karbid (M= Cr, Fe)
M ₇ C ₃	-	Směsný karbid (M= Cr, Fe)
Ni60	-	Slitina niklu o složení 4,0 hm. % B, 0,7 hm. % C, 3,7 hm. % Si, 19 hm. % Cr, 3,2 hm. % Mo, 2,3 hm. % Cu, zbytek Ni
PS	-	Z anglického Plasma Spraying, plasmatický nástřik

SEM	-	Z anglického Scanning electron microscopy, rastrovací elektronová mikroskopie
slm	-	Z anglického standard litre per minute, standardní litr za minutu
SS316L	-	Korozivzdorná ocel o složení 17 hm. % Cr, 12 hm. % Ni, 2,5 hm. % Mo, 2,3 hm. % Si, 0,03 hm. % C, zbytek Fe
XRD	-	Z anglického X-ray diffraction, rentgenová difrakce
ZE41	-	Hořčíková slitina s obsahem 4 hm. % Zn a 1 hm. % vzácné zeminy
α fáze	-	Substituční tuhý roztok Al v Mg
β fáze	-	Intermetalická fáze o složení $Mg_{17}Al_{12}$, popř. $Mg_{17}(Al, Zn)_{12}$
γ -Fe	-	Austenit, FCC