



**VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ**

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

**FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ**

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

**ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ**

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

**VLIV MODIFIKACE HVOF NÁSTŘIKU SLITINY  
NiCrBSi ELEKTRONOVÝM PAPERSEM NA JEHO  
STRUKTURU**

EFFECT OF MODIFICATION OF HVOF SPRAYED ALLOY NiCrBSi BY ELECTRON BEAM ON ITS  
STRUCTURE

**DIPLOMOVÁ PRÁCE**

MASTER'S THESIS

**AUTOR PRÁCE**

AUTHOR

**Bc. Jakub Pongrácz**

**VEDOUCÍ PRÁCE**

SUPERVISOR

**prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.**

**BRNO 2019**





## Zadání diplomové práce

Ústav:	Ústav materiálových věd a inženýrství
Student:	<b>Bc. Jakub Pongrácz</b>
Studijní program:	Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor:	Materiálové inženýrství
Vedoucí práce:	<b>prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.</b>
Akademický rok:	2018/19

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

### **Vliv modifikace HVOF nástřiku slitiny NiCrBSi elektronovým paprskem na jeho strukturu**

#### **Stručná charakteristika problematiky úkolu:**

Student se seznámí s problematikou HVOF abrazivzdorných nástřiků obecně, detailněji pak s nástřiky slitinou NiCrBSi. Těžiště práce bude spočívat ve studiu vlivu a v následném experimentálním ověřování použití elektronového paprsku (EB) k přetavení uvedeného nástřiku. Studovány budou změny struktury, tvrdosti a orientačně i soudržnosti nástřiků a substrátu z oceli 42CrMo4.

#### **Cíle diplomové práce:**

- Vyhodnocení struktury a profilu tvrdosti nástřiku HVOF slitiny NiCrBSi (nástřik, přechodová oblast, změny povrchu substrátu).
- Vyhodnocení vlivu trajektorie EB na změny mikrostruktury výše uvedeného nástřiku po jeho přetavení EB.
- Ověření soudržnosti původního i přetaveného nástřiku se substrátem scratch testem.

#### **Seznam doporučené literatury:**

ZENKER, Rolf and Anja BUCHWALDER. Elektronenstrahl - Randschichtbehandlung: Inovative Technologie für Höchste Industrielle Ansprüche. Germany: pro-beam AG&Co. KGaA, 2010.

ZENKER, Rolf. Structure and properties as a result of electron beam surface treatment. Advanced Engineering Materials, 2004, Vol. 6 (7), p. 581. ISSN 1527-2648.

GONZÁLEZ, R. et al. Microstructural study of NiCrBSi coatings obtained by different processes. Wear, 2007, Vol. 263 (1-6 SPEC. ISS.), p. 619. ISSN 0043-1648.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2018/19

V Brně, dne

L. S.

.....  
prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.  
ředitel ústavu

.....  
doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.  
děkan fakulty



## **Abstrakt**

Tato práce se zabývá povrchovým přetavením nástřiku materiálu NiCrBSi naneseného metodou HVOF a to za pomoci elektronového svazku. Byl studován vliv parametrů a trajektorií elektronového paprsku v módech 6-bodů a linka na mikrostrukturu, chemické a fázové složení, tvrdost a odolnost vůči abrazivnímu opotřebení. V obou případech přetavení došlo ke zlepšení struktury. Ta neobsahovala splaty, měla nižší porozitu a byla homogennější. Strukturní a fázová analýza byla provedena metodami světelné mikroskopie, rastrovacího elektronového mikroskopu, energiově disperzní spektroskopie a rentgenové difrakce. Průběhy tvrdostí nástřiků se po přetavení mírně lišily, ale vždy došlo ke zvýšení tvrdosti oproti stavu bez přetavení. Obdobných výsledků bylo pozorováno při testování abrazivzdornosti.

### **Klíčová slova**

Substrát 42CrMo4, nástřik NiCrBSi, HVOF, elektronový paprsek, povrchové přetavení, mikrostruktura, tvrdost, odolnost vůči opotřebení

## **Abstract**

This thesis deals with surface re-melting by electron beam of thermal sprayed material NiCrBSi by method HVOF. The microstructure, chemical and phase composition, hardness and abrasive wear resistance were evaluated in depending on the electron beam parameters and modes of the electron beam 6-point and line. Observed microstructure was better after both methods of re-melting. The splats were not observed, coating porosity decreased and structure was more homogenous. Structure and phase analysis was acquired by light microscopy, scanning electron microscopy, energy dispersive spectroscopy and x-ray diffraction. A small change in hardness between modes of re-melting was observed, but measured hardness was higher than in sample without re-melting. Similar results were observed for abrasion resistance.

### **Key words**

Substrate 42CrMo4, NiCrBSi coating, HVOF, electron beam, surface re-melting, microstructure, hardness, wear resistance

## **Bibliografická citace**

PONGRÁČZ, Jakub. *Vliv modifikace HVOF nástřiku slitiny NiCrBSi elektronovým paprskem na jeho strukturu* [online]. Brno, 2019 [cit. RRRR-MM-DD]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/113142>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Rudolf Foret.

## Prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma *Vliv modifikace HVOF nástříku slitiny NiCrBSi elektronovým paprskem na jeho strukturu* vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, které jsou uvedeny a řádně citovány v seznamu citované literatury této práce.

Datum: 24. 5. 2019

Podpis

---

Jakub Pongrácz

## **Poděkování**

Chtěl bych poděkovat především vedoucímu práce prof. Ing. Rudolfu Foretovi, CSc. za pomoc a především trpělivost při tvorbě této práce. Rád bych také poděkoval za pomoc s experimentální prací Ing. et Ing. Jiřímu Matlákovi. Velký dík patří i mé rodině a přátelům, kteří mě po čas celého studia morálně podporovali.

# Obsah

Obsah .....	10
1. Úvod.....	11
Teoretická část.....	12
2. Opotřebení materiálu.....	12
3. Povrchové vrstvy odolné vůči opotřebení aneb vysoká tvrdost na prvním místě.....	17
3.1 Povrchové kalení.....	17
3.2 Chemicko – tepelné zpracování.....	18
3.3 Nanášení částic přímo .....	20
3.4 Termální nástřiky .....	22
4. HVOF.....	23
5. NiCrBSi.....	24
5.1 Vliv přetaveb povrchu na vlastnosti NiCrBSi nástřiků .....	25
Experimentální část.....	26
6. Cíl práce.....	26
7. Technologie elektronového paprsku.....	26
7.1 Trajektorie paprsku 6 bodů a linka.....	27
8. Příprava vzorku .....	28
8.1 Použitý materiál 42CrMo4 .....	29
8.2 Nástřik NiCrBSi metodou HVOF .....	30
9. Přetavení nástřiku NiCrBSi.....	36
10. Diskuse.....	45
11. Závěr.....	48
Citovaná literatura .....	49
Seznam zkratk .....	52
Seznam symbolů .....	52



# 1. Úvod

Materiály se speciálními vlastnostmi jsou dnes zcela běžnou záležitostí, ale jejich velkou nevýhodou bývá především cena a náročnost výroby. Jiným hlediskem výroby těchto materiálů je jejich vliv na životní prostředí. Vliv výroby na ekologii začíná čím dál více ovlivňovat všechna odvětví průmyslu, nejvíce znatelný je v průmyslu automobilovém. Každá změna technologie výroby ovlivňuje nejen ekologii, spotřebu energie a odpadové hospodářství, ale především také konečnou cenu produktu. Tyto faktory jsou hnacím motorem vědců při tvorbě nových technologií a technologických postupů, které by materiály s potřebnými vlastnostmi zlevnily. Bohužel takové postupy jsou časově náročné nejen na přípravu, ale především na testování. Jedním z těchto postupů se zabývá i tato práce.

Jedním z procesů, jak získat velmi dobré vlastnosti materiálu, je i vysokorychlostní nástřik plamenem. Přestože se jedná o technologii poměrně starou, datující se k 80. letům 20. století, nalezneme ji dnes v mnohých odvětvích strojínského průmyslu. Metoda vytváří na povrchu materiálu tenkou vrstvu jiného materiálu tvořícího nástřik a tím tedy dodává povrchu základního materiálu lepší vlastnosti v závislosti na materiálu použitém k nástřiku. To ovšem neznamená, že univerzálnost této metody dosahuje vždy perfektních výsledků; vždy je prostor pro zlepšení. Příkladem lze uvést nanášení nástřiku na konstrukční ocel, abychom zvýšili její otěruvzdornost, a to za využití wolframu. Výsledná otěruvzdornost nicméně nedosahuje takových hodnot, aby byl nástřik cenově výhodný. Jinou možnou volbou pro dosažení obdobných vlastností je použití čtyřsložkové superslitiny NiCrBSi, kterou lze také použít v procesu vysokorychlostního nástřiku plamenem. Ta vykazuje dobrou abrazivzdornost a navíc korozivzdornost. Značná pórovitost se jeví jako nedostatek vzniklého nástřiku a po zhotovení tímto procesem zhoršuje jeho vlastnosti. Z tohoto důvodu se výzkum ubírá směrem, jak tento nedostatek odstranit pro optimální vlastnosti a dlouhou životnost nástřiku.

V dnešní době se elektronový paprsek, zkráceně EB (electron beam), používá pro různé druhy kalení, svařování a případně jako zdroj k vypařování široké škály materiálů. Několik prací bylo také zaměřeno na zavedení tzv. post-thermal treatment, např. následné přetavení zmíněných nástřiků pomocí pecí, indukčního ohřevu nebo laserového paprsku, avšak ne pomocí EB. Díky možnému nastavení trajektorie elektronů lze dosáhnout rozličných teplotních polí, jež mají vliv na výsledek tepelného zpracování. Tato práce je zaměřena na využití EB k následnému tepelnému zpracování nástřiku slitiny NiCrBSi nanášeného na ocel 42CrMo4 a zhotoveného metodou HVOF. Zavedením dalšího technologického kroku chceme nedostatky vytvořené metodou vysokorychlostního nástřiku plamenem eliminovat a tím dosáhnout maximálního potenciálu přidávaných vlastností nástřiku. Základními hodnotícími parametry jsou mikrostruktura, tvrdost a porozita v oblasti nástřiku, přechodové oblasti nástřik-substrát a povrchu substrátu.

## Teoretická část

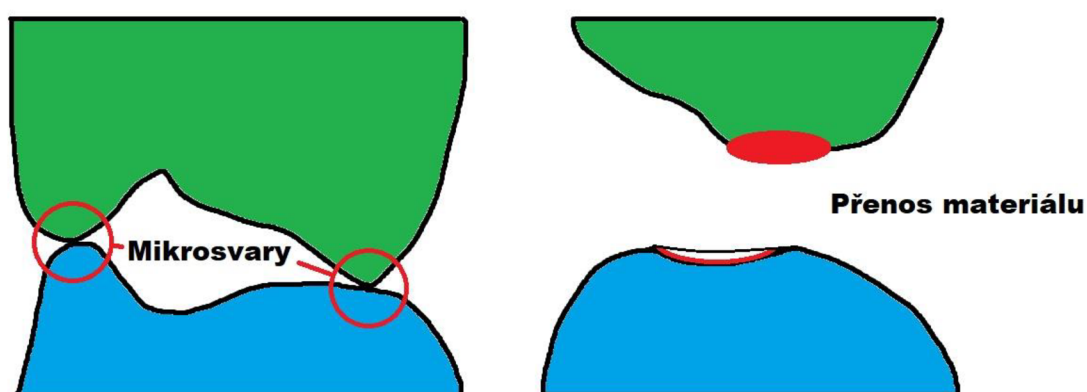
### 2. Opotřebenění materiálu

Hlavní znehodnocování strojní součásti vzniká především opotřebením materiálu, protože se tvoří vlivem vnějších částic. Odhadované procento odstávek přístrojů, které bylo způsobeno opotřebením jeho součástí, se odhaduje mezi 50-80 % [1]. Mechanismy opotřebenění jsou adheze, abraze, eroze, kavitace, styková únava a vibrační opotřebenění. V závislosti na mechanismu, kterým je povrch deformován, lze opotřebenění dále dělit: opotřebenění způsobené mikro-plastickou deformací či vnořením částic do povrchu, také deformací opakovaně namáhaných povrchových vrstev způsobených únavou, dále změnou mikrostruktury díky fázové transformaci nebo aktivací povrchových vrstev. [1]

*Adheze* je forma opotřebenění způsobená nerovnoměrným stykem funkčních ploch, při kterých se vytvářejí body s vysokými adhezními silami. Mechanismus, kterým lze popsat opotřebenění vlivem adheze, není zcela jednotný [1]. Jedna z teorií popisuje tvorbu mikrosvarů v místech, kde dochází ke kontaktu funkčních ploch Obr. 1. Jiná popisuje ulamování výčnělků vlivem plastické deformace a jejich pokluzy po funkční ploše. Poslední teorie uvažuje tvorbu trhlin vlivem zpevnění povrchu plastickou deformací. Všechny tyto teorie závisí na působící síle, stavu povrchu atd. Rovnice popisující objemový úbytek materiálu, který s těmito faktory počítá a který popisuje úbytek vlivem adheze, popsal Archald (1). [1]

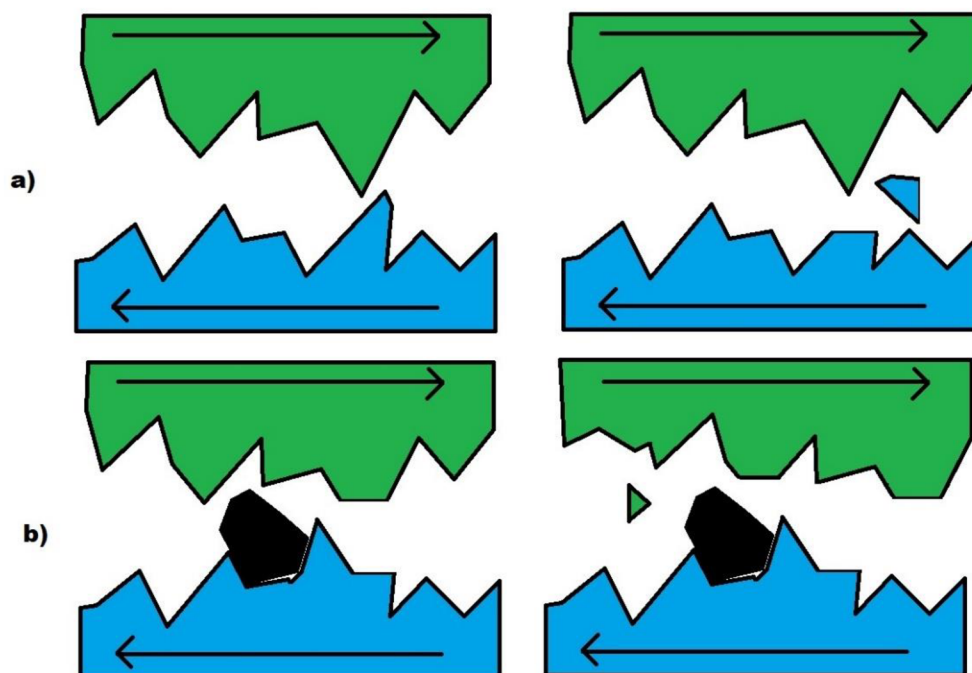
$$W = K_{adh} \frac{F^{\alpha} \cdot l}{k \cdot p_m}, \quad (1)$$

Kde  $W$  – vyjadřuje objemový ořez;  $K_{adh}$  – součinitel opotřebenění;  $\alpha$  – konstanta velikosti částic;  $p_m$  – tlak potřebný k dosažení plastické deformace (odpovídá tvrdosti v HB);  $k$  - konstanta



Obr. 1. Opotřebenění adhezí a tvorba mikrosvarů v místě styku.

Abraze je také opotřebení způsobené interakcí funkčních ploch. Na rozdíl od adheze se zde neuplatňují adhezivní síly a navíc se zde může vyskytovat abrazivní medium. Typicky nalezneme tento druh opotřebení u drtičů a mlýnů v uhelných dolech nebo lomech. Pokud nastane tření částic u stroje s jediným funkčním povrchem, mluvíme o interakci dvou těles, viz Obr. 2a. Pokud jsou do procesu zahrnuty dvě funkční plochy a nečistoty okolí, jedná se o interakci tří těles, viz Obr. 2b. Základní mechanismy abrazivního opotřebení jsou mikrořezání a rýhování v kombinaci s praskáním. Příkladem této interakce mohou být ložiska, u kterých dochází k zatlačení částic do měkčího materiálu (ložisková výstelka), nikoliv však k přímému opotřebení tvrdého materiálu (čep) [2].



Obr. 2. a) Interakce dvou těles, b) Interakce tří těles.

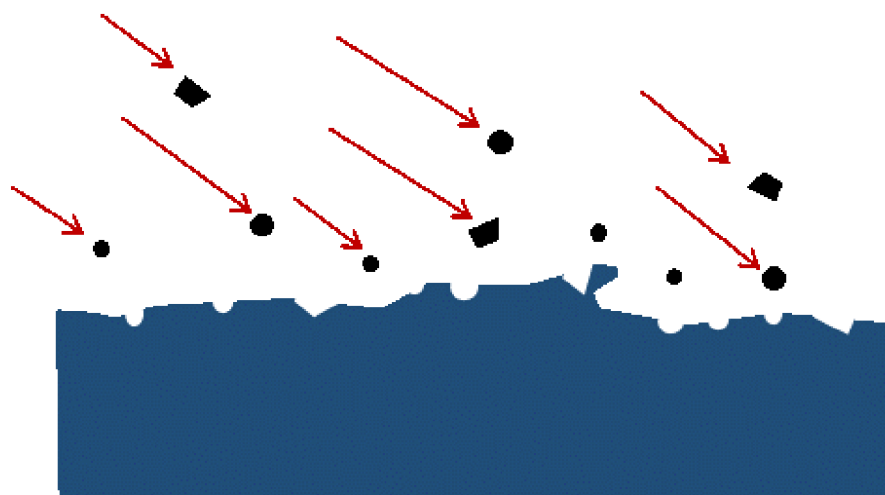
Zajímavým jevem při abrazi je chování slabě vázaných částic, například v brusném papíru, kdy při vyšších přítlačích abrazivní zrna změni chování, jako by byla pevně vázána, obdobně jako v brusných kotoučích nebo zeminách. Při zvýšení tlaků se zrna zatlačí do pojiva držícího částice s podkladovým materiálem, v některých případech dochází k zaboření i do podkladového materiálu samotného. Dále se postupně porušují hroty abrazivních částic a nedojde k jejich uvolnění [2]. Mechanismus opotřebení záleží na úhlu dopadu částic, což způsobí buď tvorbu drážek, nebo tvorbu třísky. Nicméně častěji pozorujeme případ, kdy jsou abrazivní částice zcela volné (těžba písku, šterku). U tohoto typu opotřebení se děj poškození popisuje složitěji, jelikož se částice mohou odvalovat, potočit a je tedy pro ně těžší tvořit třísku. Celkový úbytek hmoty v obou případech závisí na tvrdosti abrazivních částic, možná aplikace rovnice (1). Nathan na tomto základě odvodil zjednodušený vztah (2), který platí za předpokladu, že tvrdost abraziva ( $H_a$ ) je větší než tvrdost opotřebovávaného kovu ( $H_k$ ) [2].

$$W_0 = K * \log \frac{H_a}{H_k}, \quad (2)$$

Kde  $W_0$  – vyjadřuje objemový otěr;  $K$  – konstanta pro dané podmínky otěru;  $H_a$  – tvrdost abraziva;  $H_k$  – tvrdost kovu.

Kovové materiály mající nejnižší odolnost proti abrazi jsou feritické oceli. Zvyšujícím se poměrem perlitu ve struktuře roste i rezistence vůči otěru. Austenitické oceli s čistou austenitickou fází mají také špatnou odolnost proti otěru. Vyšší odolnosti lze dosáhnout legováním, povlakováním, tepelným zpracováním nebo změnou výrobní technologie. [1; 2; 3]

*Erozivní opotřebení* je většinou v materiálech nežádoucí, ale využívá se i v mnoha dokončovacích technologiích. Příkladem může být příprava povrchů technologií pískování nebo řezání vodním paprskem. Eroze se projevuje odstraněním částic z opotřebovávaného povrchu mechanickými účinky média někdy v kombinaci s účinkem jiným, chemickým, případně elektrochemickým, viz Obr. 3. Samotné opotřebení způsobují částice nesené plynem, ale také proudem kapaliny, disperzí kapaliny nebo parou. Faktory ovlivňující erozi souvisejí s charakteristikou média (úhel a rychlost dopadu, viskozita), s dopadem částic (množství, velikost, tvar, tvrdost apod.) a s vlastnostmi erodovaného materiálu (fyzikální a chemické vlastnosti, pevnost, tvrdost, houževnatost). [3]



Obr. 3. Erozivního opotřebení. [4]

Existují dva mechanismy popisující teorii erozivního opotřebení, při kterém částice interagují s povrchem. Jedním z nich je rýhovací a druhý únavový, také nazýván deformační mechanismus. Úbytek materiálu rýhováním ( $W_s$ ) probíhá, když částice dopadají v malých úhlech a vysokých rychlostech (3); deformační úbytek ( $W_d$ ) probíhá při úhlech blízkých kolmému k povrchu a při vysokých energiích dopadajících částic. Pokud jsou energie malé, mluvíme o mechanismu únavovém (4) [3].

$$W_s = \frac{Mv^n \cos^2 \alpha}{6 \cdot \varphi \cdot y}, \text{ za podmínky } \tan \alpha \geq \frac{K_s}{6} \quad (3)$$

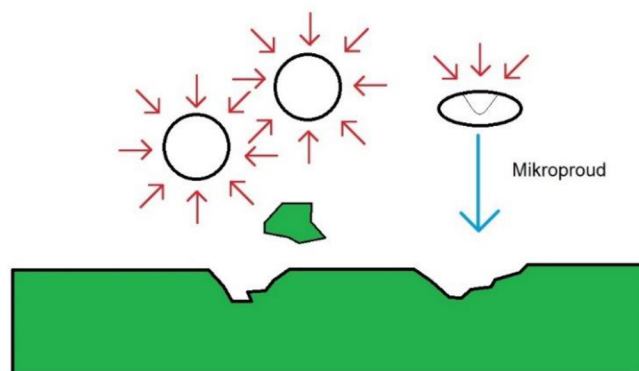
$$W_d = \frac{1}{2} \frac{M(v \cdot \sin \alpha - K)^2}{E_o}, \quad (4)$$

Kde:  $M$  – celková hmotnost dopadajících částic [kg];  $v$  – dopadová rychlost [ $m \cdot s^{-1}$ ];  $n$  – exponent (podle Finnieho pro kovy 0,05 - 2,43) [3];  $\alpha$  – dopadový úhel,  $\varphi$  – poměr mezi délkou a hloubkou rýh;  $y$  – horizontální část síly mezi částicemi a povrchem materiálu;  $K_s$  – poměr mezi vertikální a horizontální částí síly působící na částice;  $K$  – maximální rychlost částic, které způsobí pouze plastickou deformaci;  $E_o$  – energie potřebná na odstranění jednotky objemu materiálu při deformačním mechanismu.

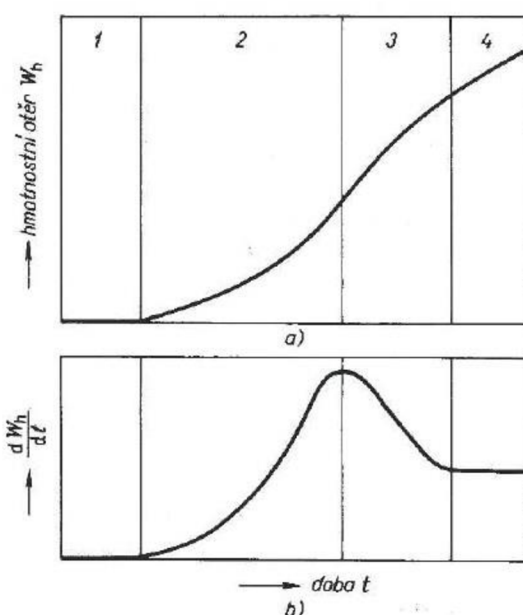
Jak bylo zmíněno, erozivní opotřebení vzniká částicemi nesenými určitým druhem média. Mechanismus erozivního opotřebení závisí na typu povrchu materiálu, tedy buď houževnatého, nebo křehkého, společně s vlivem media. V závislosti na parametrech dopadajících částic dochází při kontaktu s povrchem *houževnatého materiálu* k tvorbě prostorové deformace, jež se projevuje v pěti hlavních mechanismech opotřebení. U prvního z nich nastane rozpad částic po dopadu, u druhého, kdy je částice tvrdší než povrch, způsobí "řezání" do materiálu, což probíhá při malých úhlech dopadu. Třetí po deformaci povrchu podpoří tvorbu podpovrchových mikrotrhlin podobných mechanismu delaminačního opotřebení [3]. Mikrotrhliny se pod povrchem šíří a spojují s ostatními trhlinami, což v konečném důsledku vede k oddělení části povrchu. Podpora pro toto tvrzení spočívá v tom, že trhliny jsou vytvořeny za smykového napětí, jež má kolmou orientaci na směr dopadu částic. Čtvrtý jev vytvoří rozsáhlou oblast deformace v podobě vlny nebo listu díky středo-úhlovému dopadu. Pátý a poslední je způsoben kolmým dopadem částic a vytváří kráter s valem materiálu vytlačeným v okolí. Obdobně jako v případě houževnatých materiálů, kombinací podmínek dopadu částic na *křehký materiál* pozorujeme mechanismus opotřebení. Dopadající částice způsobí na povrchu trhliny a maximální opotřebení se děje při úhlech dopadu blízkých  $90^\circ$ . [1; 3]

*Korozivně – erozivní opotřebení* kombinuje opotřebení korozním médiem a erozí. Vystavení materiálu koroznímu médiu a částicím vede k vyššímu opotřebení, protože celkový objem úbytku materiálu narůstá více než součet individuálního opotřebení obou mechanismů. Princip spočívá v ději, kdy erozní částice narušují pasivační vrstvy povrchu a tím značně urychlují jeho korozi. S tímto typem opotřebení se lze setkat například u lodních šroubů či parních kotlů. Tento typ opotřebení lze zpomalit nebo úplně zastavit kombinací vhodného materiálu, změnou konstrukce, dodáním inhibitorů a metodou obětované katody. [3]

*Kavitace* je způsobena implozí bublin nesených médiem. Tyto bubliny se vytvoří při změně výparného tlaku do bodu, kdy se médium začne vypařovat. Bubliny jsou dále nesené médiem na místa, kde jsou tlaky vyšší, což vede k jejich kondenzaci. V prvním případě kavity (dutiny) vzniklé po těchto podmínkách implodují stejnosměrně a nutí okolní médium zaujímat tyto dutiny za vysokých rychlostí. V případě druhém, kdy bublina imploduje nesféricky, tzn. zploští se, dojde k vytvoření vysokorychlostního mikroproudu z jedné strany kavity, jak je vidět na Obr. 4. To vede k vysoké degradaci v místech těchto implozí, jelikož teploty, tlaky a rychlosti způsobují značné opotřebení. Oba typy imploze způsobí mechanické poškození pouze v důsledku přímého kontaktu s funkční plochou. Kavitační opotřebení probíhá ve čtyřech fázích, viz Obr 5. a). V první fázi, též zvané inkubační doba, materiál mechanicky zesílí, deformuje se a vyčerpá svou plasticitu. Zatím nedochází ke ztrátě materiálu. Druhá etapa vede ke změně mikro-objemů materiálu za značných napětí. Toto napětí může být dokonce vyšší než mez pevnosti, což je důvodem velmi rychlého opotřebení exponenciálního charakteru. Po výrazném zatížení ve druhé etapě má třetí etapa charakter útlumu. Poslední etapa se vyznačuje lineárním nárůstem opotřebení, viz Obr. 5 b). [2; 3; 5]



Obr. 4. Imploze bublin stejnosměrná a nesférická.



Obr. 5. Grafy průběhu kavitačního opotřebení a) Hmotnostní úbytek v závislosti na čase, b) Etapy opotřebení. [6]

*Únavové opotřebení* vzniká u valivých elementů, u kterých se uplatňují opakované silové účinky smykového charakteru, jedná se například o ozubená kola, ložiska, nebo železniční soukolí [7]. Na povrchu v důsledku vzniklého tlaku dochází k elastickým nebo elasto-plastickým deformacím podobné charakteru nízkocyklové, případně vysokocyklové únavy. Protože jde převážně o opakovaný kontakt dvou těles, je toto opotřebení také nazýváno kontaktní únavou. Rozlišujeme dva druhy tohoto typu opotřebení. Prvním je podpovrchová forma též nazývaná pitting. Pitting se projevuje tvorbou důlků a důležitou roli hraje použité mazivo. Účinkem stykových tlaků vniká mazivo do trhlinek. Následným pohybem součástí se zvýší tlak v trhlinách díky vniklému mazivu a tím se zvýší i opotřebení. Druhá forma je povrchová a méně závažná než pitting. Nazývá se spalling a vede vlivem smykových sil k vyvolání kontaktního tlaku. Tento tlak má za následek tvorbu deformací nebo únavových trhlin pod povrchovou vrstvou. Důsledkem těchto jevů je odlupování povrchu. [2; 7]



*Vibrační opotřeben*í je posledním typem opotřebení. Jedná se o speciální druh poškození způsobené kmitavým tangenciálním pohybem o malých amplitudách normálových zatížení na stykových plochách. Mechanismus tohoto opotřebení začíná obdobně jako adheze, kdy se tvoří a zároveň ruší mikrospoje ploch (porušením pasivační vrstvy). Výsledek tvorby spojů vede ke zvýšení teploty, což jsou vhodné podmínky pro oxidaci na povrchu. Tato kombinace má za následek vydrolování materiálu a vniku abrazivního účinku. Díky oxidaci má tento typ opotřebení častou podobnost s korozním napadením materiálu, kdy při pozorování dochází k záměně obou mechanismů [8]. Důsledky vibračního opotřebení nemusejí být na první pohled zřejmé, avšak kromě rozměrových změn a poškození povrchu se potýkáme také s nižší únavovou pevností materiálu a vznikem trhlin, důlky tvořícími koncentrátory napětí nebo možnou korozi pod napětím. [2; 8]

### **3. Povrchové vrstvy odolné vůči opotřebení aneb vysoká tvrdost na prvním místě.**

V dnešní době je několik technologických způsobů, jak upravit povrch materiálu tak, aby získal odolnost vůči opotřebení. Nejběžnější je kalení, případně povrchové kalení. Více technologicky náročné způsoby pro tvorbu vrstev s odolností proti opotřebení spadají pod pochody chemicko-tepelného zpracování (CHTZ). Jsou to cementace, nitridace a boridování. Od začátku 19. století, kdy byla objevena elektrolýza, se také používá galvanické pokovení. Jediným limitem je splnění vodivosti prostředí. Další technologie v tomto odvětví byly nalezeny v polovině dvacátého století a fungují na principu kombinace teploty a přenosu částic pro vytvoření co nejlepšího povlaku, či nástřiku. Mluvíme například o těchto technologiích: chemická depozice par (CVD - chemical vapour deposition), fyzikální depozice par (PVD - physical vapour deposition) a termické nástřiky, pod které spadá vysokorychlostní nástřik plamenem (HVOF - high velocity oxy-fuel), plasmový nástřik (APS – advanced plasma spray) nebo kinetická depozice (CS – cold spray). Nicméně všechny technologie mají své výhody, nevýhody či limity a je potřeba dobře uvážit volbu metody pro získání nejlepších možných výsledků povlaku.

#### **3.1 Povrchové kalení**

První cenově nepřijatelnější a cenově nejvýhodnější metodou je objemové nebo povrchové kalení. Povrchové kalení spočívá v ohřevu součásti na kalící teplotu do určité hloubky od povrchu k vytvoření zakalené vrstvy. Při dodání tepla na povrch dochází k jeho přenosu dovnitř součásti a tvoří se teplotní spád mezi povrchem a jádrem materiálu. Je ideální, aby byl materiál dobře tepelně vodivý, abychom zamezili nadměrným vnitřním napětím, jež je při procesu kalení samo o sobě dostatečně veliké. Množství technologií, jež lze použít pro účely povrchového kalení, je hned několik. Technologicky nejjednodušším zdrojem energie je *plamen*. Pro hoření se převážně používá kyslíko-acetylenová směs, která rychle hoří a tím vytváří vysoký příkon tepla na povrch. Celý proces lze automatizovat, ale hoření plamene dosahuje horších výsledků ve struktuře a nerovnoměrné tloušťky vrstvy i přes 3 mm. Na rozdíl od *indukčního kalení*, kde tloušťka závisí na použité frekvenci proudu, lze tedy kalit i velmi tenké vrstvy v řádech 0,5 mm [9]. Indukční kalení využívá principu

vířivých proudů tvořících se v materiálu po průchodu elektrického proudu cívkou induktoru. Ta se umístí v blízkém okolí kaleného materiálu. Velikost proudů tvoří takové množství tepla, že je potřeba cívku chladit. U automatizovaných systémů indukčního kalení se vyskytuje také chladicí okruh pro okamžité zakalení výrobku. Výhodou je vysoká přesnost a rychlost. Nejvyšší přesností nicméně disponuje *technologie laserového kalení*. Vyvoláním světelného spektra o vysoké energii pomocí emise elektronů lze vytvořit velmi přesné a tenké vrstvy o hloubce i 0,1 mm, jelikož světelný paprsek lze velmi dobře fokusovat [9]. Rychlost pohybu paprsku, jeho rozostření, tepelná vodivost materiálu, to vše ovlivňuje hloubku zakalené vrstvy. S obdobnými parametry funguje i *kalení elektronovým paprskem*, ale místo fotonů jsou použity vysoce urychlené elektrony o vysoké energii. Nevýhoda na rozdíl od laserového kalení spočívá v použití speciální komory, jež musí umožnit tvorbu vakua. Ojedinele se také používá *technologie plazmového kalení*. V trysce se tvoří plazma o vysoké teplotě, což jsou ideální podmínky pro tvorbu velmi tenkých vrstev, a díky odvodu tepla dovnitř materiálu dojde k samozakalení. Na rozdíl od chemicko-tepelného zpracování nedochází při kalení ke změně chemického složení a hloubka vrstvy je také značně nižší. Dále vrstvy chemicko-tepelného zpracování dosahují vyšších tvrdostí a v některých případech následným tepelným zpracováním docílíme dalšího růstu tvrdosti nebo zlepšení jiných vlastností. [1; 9]

### 3.2 Chemicko – tepelné zpracování

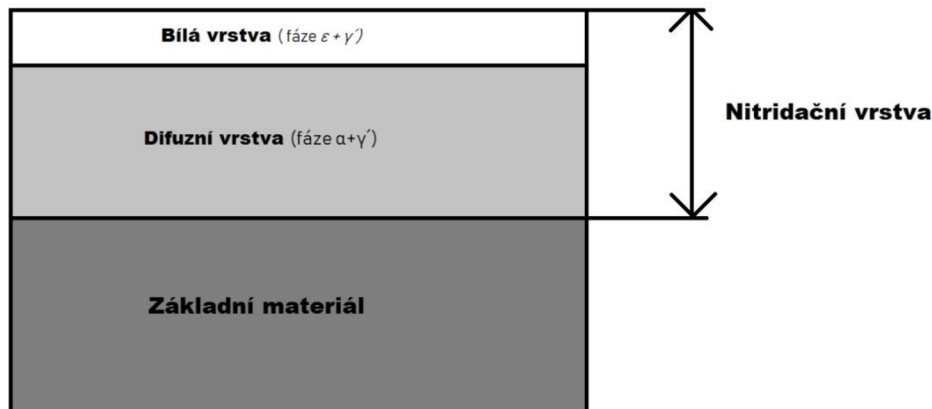
Základním předpokladem pro chemicko-tepelné zpracování je transport hmoty. Transport hmoty souvisí s pohybem látky, ta se může transportovat do materiálu (cementace, nitridace), nebo přecházet z materiálu zpět do prostředí (odvodňování, oduhličení) [9].

*Cementace* je proces difuzního sycení povrchu uhlíkem. Běžně se provádí v pevném, kapalném a plynném skupenství látky za účelem obohacení povrchové vrstvy uhlíkem. Vlastnosti po zakalení této vrstvy jsou především vysoká tvrdost (až 800 HV) [10] a odolnost vůči otěru se současným zvýšením únavové pevnosti. Provádí se převážně u nízkouhlíkových ocelí s obsahem C do 0,3 % zahřátím nad teplotu Ac3, přičemž hloubka vrstvy se pohybuje většinou pod 1 mm, ale ve výjimečných případech může přesáhnout 2 mm [9]. Konkrétní vlastnosti a rozložení uhlíku ve vrstvě se odvíjí od použitého nauhličovacího prostředí. Technologicky nejstarší je *cementování v pevné fázi* (prášku). Celý proces probíhá v teplotním rozmezí 880 až 920 °C. Neefektivnost, prašnost a nemožnost automatizace jsou důvodem, proč je tato metoda na ústupu a používá se pro kusovou výrobu. Pro malé a středně velké výrobky se používá *cementace v kapalném prostředí*. Při použitých kyanidových a kyanatanových lázní je teplota cementace stejná jako v případě pevné fáze. Snížením teploty nicméně docílíme obohacování povrchu nejen uhlíkem, ale také dusíkem, tedy pochodem nitrocementační. Problémová u této technologie je toxicita kyanidových a kyanatanových lázní. *Cementování v plynné fázi* je technologicky nejmodernější a nejefektivnější. Za použití aktivních ochranných atmosfér dochází k neustálé výměně atmosféry v peci. Nejčastěji se používá směs plynů propanu a butanu, samotnou atmosféru poté tvoří CO, CO<sub>2</sub>, CH<sub>4</sub>, H<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>O a N<sub>2</sub>. Výhodou je rychlost a výsledná kvalita cementovaného povrchu. TZ po nauhličení dosahujeme ideální kombinace vlastností: na povrchu tvrdou strukturu martenzitu s houževnatým jádrem. Při použití cenově nejvýhodnějšího *přímého kalení z cementační teploty* nastává tvorba martenzitické struktury s hrubými jehlicemi a vysokým podílem zbytkového austenitu (A<sub>zb</sub>) v povrchové



vrstvě. Uhlíkové oceli se po kalení chladí ve vodě, legované oceli v oleji. Výsledné vlastnosti jsou: nižší odolnost proti únavě a nižší tvrdost než u kalení pod teplotu  $A_{c1}$ . Navíc díky vysokým pnutím hrozí nebezpečí vzniku trhlin. *Kalením s přichlazením pod teplotu  $A_{r1}$*  lze těmto pnutím zabránit a snížit množství  $A_{zb}$ , ale mechanické vlastnosti se nezlepší. Nejprve ochladíme materiál na teplotu  $A_{c1}$  (zpravidla 750 až 780 °C) a po vyrovnání teploty v celém průřezu zakalíme [1]. *Kalení pod teplotou  $A_{c1}$* , vede k překrytalizaci za vytvoření jemnější struktury a nižšího podílu  $A_{zb}$ . Povrchová vrstva si zachová tvrdost i houževnatost díky jemné struktuře po překrytalizaci, ale protože je jádro podkaleno, obsahuje i ferit, tedy tzv. kalení na vrstvu. Dále lze zmínit dvojité nebo izotermické kalení. Vždy však následuje nízkoteplotní popouštění na stabilizaci struktury a snížení pnutí při teplotách 150 až 200 °C po dobu 1 – 2 hodin. [1; 9; 10]

U procesu *nitridace* se sytí povrch dusíkem. Na rozdíl od cementace se požadovaných vlastností získá již při procesu difuzního sycení bez potřeby následného TZ. Důležitým faktorem v nitridačním procesu je tvorba vysoce disperzních nitridů s prvky, jež mají vysokou afinitu k dusíku. Nitridy v povrchové vrstvě propůjčují materiálu odolnost vůči opotřebení, zvýšenou únavovou odolnost a tvrdost v rozmezí 1000 – 1200 HV, to vše i za zvýšených teplot a při tloušťkách do 0,1 mm. Nitridační vrstva se sestává z několika fází s obsahem dusíku až 12 hm.% [1]. Složení jednotlivých fází v nitridační vrstvě se v průběhu hloubky mění. Převážně se rozlišují dvě vrstvy. Od jádra směrem k povrchu existuje přechodná vrstva nazývána jako difuzní. V této vrstvě nalezneme materiál jádra s fázemi  $\alpha$  a  $\gamma'$ . Nejsvrchnější vrstvu tvoří fáze  $\varepsilon + \gamma'$ , pro její barvu pojmenována bílá (Obr. 6.). Výsledná tvrdost nitridační vrstvy se odvíjí od disperzity a rozložení nitridů, jejichž vznik je podmíněn teplotou nitridace, koeficientem difuze pro daný materiál, koncentrací legur, afinitě legur k dusíku a v poslední řadě vlivu legujících prvků na rozpustnost dusíku v tuhém roztoku (TR). Jeden ze způsobů nitridace spočívá v použití atmosféry čpavku ( $NH_3$ ) nebo směsné atmosféry čpavku a dusíku ( $NH_3 + N_2$ ), jinak známé pod pojmem *plynná nitridace*. Celý proces zahrnuje dvě části. Tepelná část udává teplotu procesu a tím tloušťku vrstvy. Běžně se jedná o 500 až 570 °C. Chemická část závisí na stupni disociace čpavku (rozklad čpavku) tvořící atmosféru pece. Rozkladem  $NH_3$  na potřebný dusík se do atmosféry uvolňuje i vodík, ten brání adsorpci molekul dusíku do povrchu materiálu [9]. *Nitridování v solných lázních* běžně probíhá v provzdušňovaných kyanidových a kyanatanovaných lázních (proces Tenifer), v ČR je nejběžněji používaná sůl NS 350 obsahující 25 – 35 % ( $NaCN$ ,  $KCN$ ) a 30 – 40 % ( $NaCNO$ ,  $KCNO$ ). V lázni dochází k rozkladu působením kyslíku při provzdušňování za teplot 520 – 770 °C. Nejmodernější nitridačním procesem je iontové nitridování. Proces běží ve vakuové peci (anoda), kde jsou ionty dusíku. Materiál, jenž chceme nitridovat, zapojíme jako katodu. Přivedením napětí vzniká potenciál, který urychluje ionty ke katodě, tzn. na povrch nitridovaných výrobků. [1; 9; 10]



Obr. 6. Schéma nitridační vrstvy.

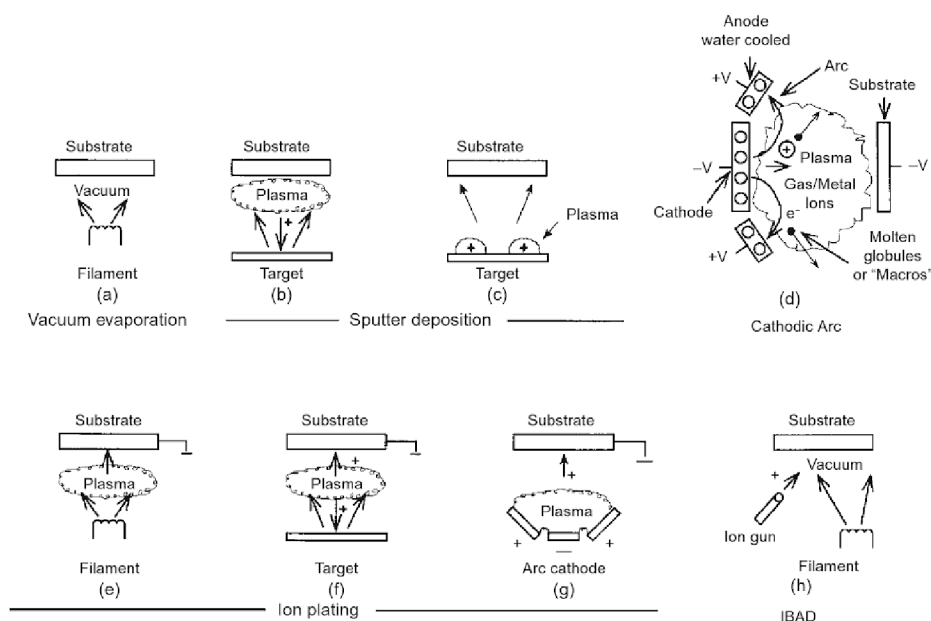
U *nitrocementování* sytíme povrch současně uhlíkem a dusíkem za nižších teplot než jsou teploty cementační, zpravidla 820 až 840 °C. U plynné nitrocementace tvoří atmosféru uhlovodíky a čpavek, vrstva dosahuje tloušťku 0,3 až 0,4 mm. Použitím lázně obsahující roztok soli a kyanidů nepřesahuje tloušťka vrstvy 0,2 mm. Vzniká struktura uhlíko-dusíkového martenzitu, zbytkového austenitu s karbonitridy (700 až 800 HV). Běžně po nitrocementačním procesu následuje kalení a popouštění, sníží se tvrdost vrstvy, ale zvýší se tvrdost jádra. U *karbonitridování*, obdobně jako u nitrocementování, dochází k syčení povrchu dusíkem a uhlíkem současně. V peci je směsná atmosféra uhlovodíků, tentokrát s převahou čpavku. Teplota pece 600 až 650 °C s cílem utvořit karbonitridy  $\epsilon$  (1000 HV) a tloušťkou pouhých 0,05 mm. Stejně jako u nitridace není potřebné provádět TZ. [1]

### 3.3 Nanášení částic přímo

Kromě difuzního syčení povrchů lze na substrátový materiál nanést částice přímo. V závislosti na použité technologii se liší i vlastnosti povlaku. Metoda chemické depozice par spadá do kategorie nanášení částic přímou cestou. Jedná se o metodu využívající chemických reakcí k vytvoření velmi tenké vrstvy deponovaného materiálu na materiál, který chceme povlakovat. Celý proces probíhá v reaktoru, tedy zařízení, do jehož útrob jsou přiváděny plynné složky deponovaného materiálu společně s doprovodnými plyny. Vstupní část reaktoru se sestává z přívodu plynů a průtokoměrů, čímž získáme směsnou atmosféru. Samotný reaktor slouží k ohřevu atmosféry, minimální používaná teplota je 950 °C. Výstupní část reaktoru reguluje tlak uvnitř reaktoru a tedy i průběh chemické reakce. Výhodnost této metody spočívá ve vytvoření tenkých vrstev díky nanášení po atomárních vrstvách, běžně 3-6  $\mu\text{m}$ . Vrstvy o této tloušťce z karbidů typu Ti(C,N), ZrN, či  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , dokáží prodloužit životnost nástroje až čtyřnásobně [11]. V dnešní době existuje mnoho druhů CVD procesů, jako příklad lze zmínit depozici v nízkém vakuu (LPCVD – Low Pressure CVD), plazmově vylepšené (PECVD – Plasma Enhanced CVD) nebo laserem vylepšené (LECVD – Laser Enhanced CVD). Nevýhodou této metody je její nepřesnost při tvorbě vrstvy i za počítačem kontrolovaných podmínek. [11; 12; 13]

S vyšší přesností pracuje druhá nepoužívanější metoda: fyzikální depozice par. Oproti CVD má tato metoda horší adhezi na substrát, avšak použitím deponovaného materiálu v pevném nebo kapalném stavu mnohonásobně převyšuje tuto nevýhodu. Další velmi důležitou rozdílností obou metod je fakt, že u fyzikální depozice par neprobíhá chemická reakce na substrát. PVD lze rozdělit dle používaných zdrojů na depozici

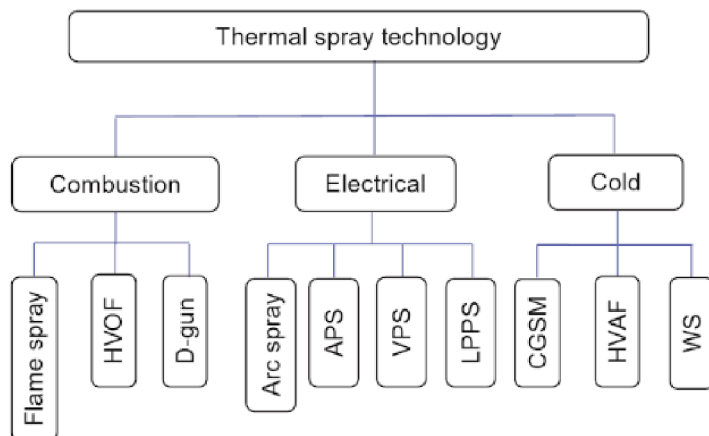
elektrickým obloukem, vypařování tepelným zdrojem, iontovou depozicí či sputtering. Tepelné zdroje pro vypařování, jež lze nalézt v zařízeních pro PVD, mohou být jednoduché konstrukce, například žhavené wolframové vlákno (Obr. 7. (a)) a sublimační pec. Novější zařízení využívají k výparu deponovaného materiálu laserový nebo elektronový svazek. Značnou nevýhodou použití vypařování u PVD je nutnost použití vakua, abychom zamezili kolizi s molekulami plynů a tím nekontaminovali proces depozice [13]. Metoda sputteringu (naprašování) k odpařování tzv. terčů využívá netermální proces, tedy bez dodání tepla. Jde o proces vyražení atomů z terče přenosem hybnosti částic převážně plynnými ionty urychlených z plazmatu. K tvorbě plazma dochází buď mezi terčem a substrátem, což je proces výhodnější, jelikož k ohřátí deponovaného materiálu dochází až poté, co dojde k vyražení, a tím má větší reaktivitu, názorně Obr. 7. (b). Také se může tvořit mimo dráhu letu mezi substrátem a terčem, lze vidět na Obr. 7. (c). Princip obloukového napařování (sputtering ve vakuu) spočívá ve vytvoření dvou katodo-anodických dějů mezi elektrodami, jeden tvoří plazma k natavení částic a druhý urychluje částice směrem k substrátu, viz Obr. 7. (d). Iontová depozice, jinak také IVD (Ion Vapour Deposition), kombinuje výše popsané procesy. Princip této depozice spočívá v tom, že za současného deponování na substrát dochází také k narážení energetických částic (ionty inertního plynu, případně ionty deponovaného materiálu) na deponovanou vrstvu k modifikaci jejich vlastností, viz Obr. 7. (e) - (g) [14]. Na obdobném principu funguje i nová metoda IBAD (Ion Beam-Assisted Deposition), jejíž ionty pro modifikaci vlastností jsou tvořeny mimo vlastní komoru procesu, Obr. 7 (h). [13; 14]



Obr. 7. Znárodnění jednotlivých metod PVD procesů. (a) Vakuový proces vypařování s tepelným zdrojem (wolframové vlákno), (b) Sputtering s tvorbou plazmatu mezi terčem a substrátem, (c) Sputtering s tvorbou plazmatu mimo prostor mezi terčem a substrátem, (d) Obloukové napařování, (e) Iontové odpařování s tepelným zdrojem, (f) Iontové odpařování se sputtering zdrojem, (g) Iontové odpařování s obloukovým zdrojem, (h) IBAD s tepelným zdrojem a odpařováním pomocí iontového děla. [14]

### 3.4 Termální nástřiky

Termální nástřiky obecně označujeme jako soubor procesů dodávající povrchu lepší či speciální vlastnosti. Metoda je velmi univerzální (obr. 8.), lze ji použít v každém odvětví od medicíny, optiky, mechaniky až po elektrotechniku. Dále lze tuto metodu použít pro opravu a prodloužení životnosti součástí. Vhodné jsou aplikace termálních nástřiků tam, kde se vyžaduje vysoká abrazivzdornost, korozivzdornost nebo tepelná odolnost, a to i v jejich kombinaci. Dělit termální nástřiky lze do tří hlavních kategorií. První využívající hoření k natavení částic, dále využívající elektrického oblouku, tedy plazmatu, a poslední nesoucí název cold spray (kinetická depozice).



Obr. 8. Rozdělení jednotlivých technik termálních nástřiků. [15]

Technologie *flame spray* (nástřik plamenem) spadá pod kategorii natavování částic plamenem, materiál se ve formě prášku nebo cordu nataví při hoření acetylenu a kyslíku. Natavený materiál opouští nanášecí pistoli pomocí natlakovaného plynného media. Tato metoda není příliš účinná a výsledná vrstva vykazuje značné množství nedostatků, především pórovitost. Zdokonalením metody *flame spray* vznikla metoda *vysokorychlostního nástřiku plamenem* (HVOF - high velocity oxy-fuel) a *detonační pistole* zkráceně D-gun. Po druhé světové válce, kdy došlo k prudkému rozvoji výzkumu v kosmonautice a leteckém průmyslu, byly teploty tavení některých materiálů mimo uplatnitelnost předchozích metod [15]. Zavedením elektrického oblouku a plazmatu do procesu se docílilo možnosti tavit také materiály s vyšší teplotou tavení. Metody umožňující tento proces jsou *advanced plasma spraying* (APS) nebo Arc spray. Poslední z řad technologií termálního nástřiku, nevyužívající jak spaliny, tak elektřinu k tavení částic, nese název cold spray. Přehled použitelných teplot, rychlostí dopadu částic a pórovitosti jednotlivých metod je uveden v Tab. 1. [15; 16]

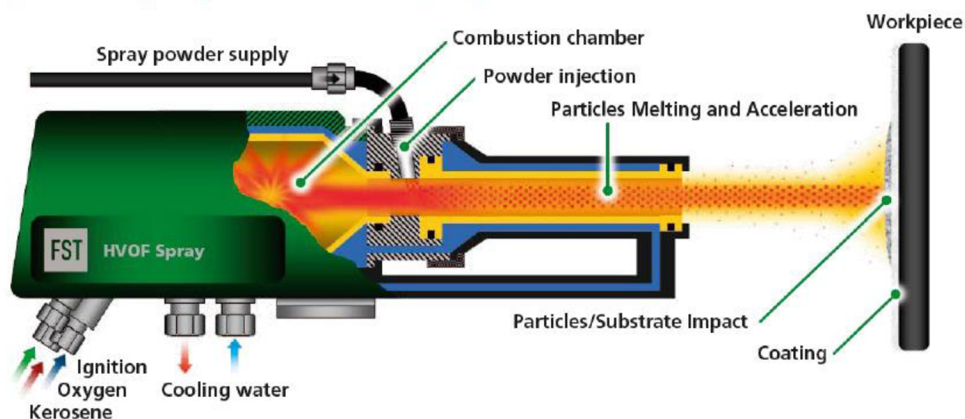
Tab. 1. Přehled základních parametrů jednotlivých metod žárových nástřiků. [16]

Proces	Teplota zdroje (°C)	Rychlost dopadu částic (m/s)	Pórovitost
Plamen	2500	200	vysoká
El. oblouk	3000	300	vysoká
Plazma	500 až nespe.	400	střední
Vysokorychlostní procesy	500 až 2500	400 až 800	nízká
Cold spray	Do 1000	550 až nespe.	nízká

## 4. HVOF

Pro vysokorychlostní nástřik plamenem lze použít propylen, propan a vodík, vždy ve směsi s kyslíkem, jako palivovou směs. Následným vznícením směsi se díky tvaru trysky dosahuje nadzvukové rychlosti plamene. Materiál, jenž má tvořit povlak, nese plynné medium, převážně dusík. Materiál tvořící nástřik je ve formě prášku. V trysce dochází k natavení materiálu a současným urychlením k povrchu substrátu vzniká nástřik, viz Obr. 9. Výstupem z trysky jsou natavené částice mající vysokou kinetickou energii, tvořící na povrchu vrstvu s nízkou porozitou (0,5 až 3 %), nízkým podílem oxidů a vysokou přilnavostí k substrátu. Z těchto důvodů lze vrstvy zhotovené technologií HVOF uplatnit za podmínek vysoké abraze v značně agresivním prostředí. Běžně používanými materiály jsou niklové (inconel) a kobaltové slitiny, ocelové slitiny, karbidy aj. [15; 16]

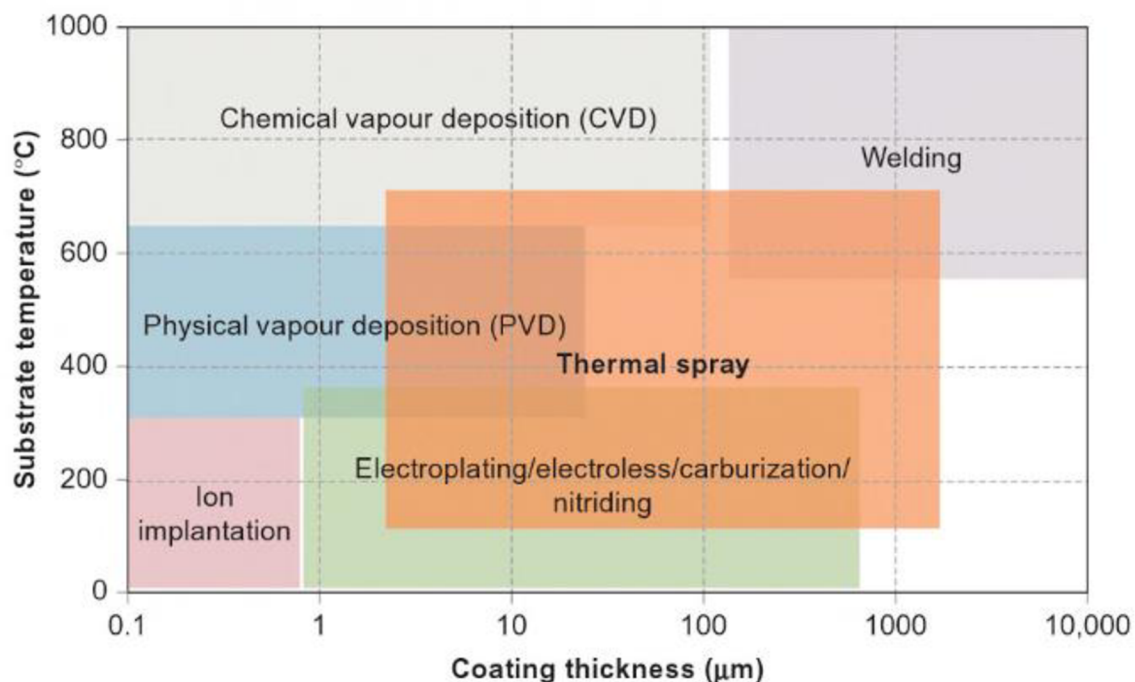
### High Velocity Oxy-Fuel (HVOF) Spray



Obr. 9. Schéma trysky vysokorychlostního nástřiku plamenem. [16]

Jednotlivé metody pro tvorbu vrstev, které jsou odolné vůči opotřebení, mají svá uplatnění ve velmi širokém spektru výrobních procesů. Díky teplotnímu rozpětí a volbě tloušťky vrstvy, viz. Obr. 10., lze zlepšit odolnost vůči abrazi u téměř všech materiálů dostupných na trhu. Navíc, díky značnému množství materiálů, jež lze aplikovat v metodách jako CVD, PVD, nebo termálních nástřiků, docílíme širokého spektra užitečných vlastností. Například použitím slitiny NiCrBSi v kombinaci s metodou HVOF získáme velmi tvrdý, abrazivodorný a korozivzdorný povlak se zaručenou funkčností i za zvýšených teplot.





Obr. 10. Srovnání jednotlivých metod tvorby vrstev se speciálními vlastnostmi podle tloušťky vrstvy a teploty aplikace. [15]

## 5. NiCrBSi

S možností využití technologie povlakování nastal také problém s volbou použitelných materiálů. Ve velké většině se používaly difuzní vrstvy uhlíku a dusíku, v procesech jako PVD a při termálních nástřících to byly vrstvy chromu, kobaltu a jejich slitin, v pozdější vývojové fázi se zavedením plazmatu do procesu mohly být použity keramické materiály na bázi karbidů, nitridů a oxidů. Široká škála dnes již běžně používaných materiálů v procesech tvořících vrstvy čítá stovky možností. Jednou z nich je také čtyřsložková kovová slitina NiCrBSi vykazující velmi dobrou odolnost vůči opotřeby, kavitační erozi [17] a korozi. Mezi další aplikační výhodu této slitiny počítáme nízký vliv na životní prostředí [18]. Jelikož ve složení slitiny převládá nikl, jedná se o niklovou slitinu. *Nikl* propůjčuje slitině odolnost proti oxidaci, otěru a vysokoteplotní korozi, navíc je cenově přijatelný. Obdobně jako nikl, *chrom* ve slitině zvyšuje odolnost vůči oxidaci a vysokoteplotní korozi, ale navíc zvyšuje tvrdost tvorbou chromových precipitátů. *Bor* zajišťuje snížení teploty tavení, tím umožňuje použitelnost v metodě HVOF, obdobně jako *křemík* zlepšující samovolný tok materiálu. Další vlastnost doplňuje *uhlík*, který tvoří karbidy (vyšší tvrdost) [19; 20]. V komplexní slitině jako NiCrBSi, jež se nanáší převážně na ocele, se vyskytuje poměrně značné množství fází. Matrici tvoří fáze FCC tuhý roztok niklu a dále lze nalézt fázi  $\gamma$ -NiCr. Při nanesení metodou flame spray se tvoří sekundární fáze boridu trinitridu ( $\text{Ni}_3\text{B}$ ), ale také sekundární fáze boridu chromu ( $\text{CrB}$ ) a vytvrzující boro-karbidy na bázi Cr a Fe,  $\text{M}_7(\text{CB})_3$  a  $\text{M}_{23}(\text{CB})_6$  [17; 19; 20]. Slitinu NiCrBSi můžeme použít v procesech flame spray, plasma spray a HVOF, každá dodá jiný výsledek vrstvy. Srovnání jednotlivých metod je uvedeno v Tab. 2. Metoda flame spray může v některých případech dosahovat až 20 % porosity [19], ale běžněji se udává kolem

10 %. Také adheze k substrátu nedosahuje dobrých hodnot včetně výskytu zploštělých částic (splatů), dokonce tvořící pásy a snižující celkovou tvrdost vrstvy. Použitím plazmatu k nanesení vrstvy na substrát získáme menší porozitu, lepší přilnavost k substrátu, vyšší tvrdost, ale díky vysoké teplotě dochází ke zploštění splatů a tvorbě lamelárních struktur. Nejlepších výsledků jednoznačně dosahuje technologie HVOF, díky téměř desetinásobné rychlosti částic proti flame spray a trojnásobné proti plazmatu [21]. Vysoká kinetická energie částic způsobuje v nástřiku nízkou porozitu, bez výskytu splatů, vyšší adhezi k substrátu i vyšší tvrdost vrstvy. [19; 20; 21]

Tab. 2. Porovnání vlivu jednotlivých metod termických nástřiků a vlastností nástřiku NiCrBSi. [20; 21]

	<i>Flame spray</i>	<i>Plazma</i>	<i>HVOF</i>
<i>Porozita (%)</i>	5,0 ± 0,2	2,5 ± 0,1	0,5 ± 0,02
<i>Drsnost (μm)</i>	-	13,0	6,8
<i>Tvrdost (HV<sub>0,3</sub>)</i>	610 ± 92	750 ± 75	890 ± 63
<i>Adheze (MPa)</i>	33 ± 3	45 ± 5	65 ± 6
<i>Youngův modul (GPa)</i>	49 ± 5	55 ± 6	81 ± 8

### 5.1 Vliv přetaveb povrchu na vlastnosti NiCrBSi nástřiků

Jestliže HVOF dosahuje velmi dobrých výsledků v porovnání s ostatními metodami termálních nástřiků, další zlepšení výsledných vlastností je předmětem studia. Tepelným zpracováním získáváme lepších vlastností u běžných materiálů, přetavení povrchu NiCrBSi může mít obdobný efekt. V pracích [22; 23] byl studován vliv heat treatment (přetavení) NiCrBSi, naneseného technologií Flame spray, použitím pece a oxoacetylenového hořáku. V obou případech bylo výsledkem snížení porozity, zlepšení adheze a zvýšení tvrdosti. Autoři prací [18; 19] dospěli k obdobným výsledkům při nanesení NiCrBSi metodou plasma spray s využitím in situ laseru k přetavení. Výsledkem byla lepší homogenita nástřiku bez výskytu trhlin, výrazně snížená drsnost ( $Ra = 2,53 \pm 1,03 \mu m$ ), nižší porozita a lepší abrazivzdornost. Houdková et al. [24] studovali vliv různých metod na přetavení nástřiku slitiny NiCrBSi metodou HVOF na jeho vlastnosti. Přetavení laserem vedlo k velkým změnám mikrostruktury. Původní nástřik obsahoval homogenní precipitáty, ale po aplikaci přetavení došlo k rozdělení do tří vrstev. Nejbliže substrátu byla nalezena tenká vrstva velmi jemných dendritů, střední opět s precipitáty rovnoměrně dispergovanými ve vrstvě. Obě tyto vrstvy vykazovaly tloušťku mezi 150 - 200  $\mu m$ . V povrchové vrstvě vznikly hrubé precipitáty. V případě použití přetavení plamenem došlo k růstu tvrdosti, obdobný výsledek prokázalo využití laserem, a to vlivem změny struktury, jelikož všechny použité metody vedly ke snížené zbytkového napětí. Nástřik nanesený metodou HVOF po přetavení zmíněnými metodami, nijak výrazně nezměnil svou odolnost vůči abrazi, ale díky snížené pórovitosti se zlepšila jeho korozivzdornost. Všechny metody dosáhly odstranění splatů a tím došlo ke zvýšení adheze k substrátu [24].

## Experimentální část

### 6. Cíl práce

Cílem této práce je vyhodnotit vliv tepelného zpracování elektronovým paprskem na nástřik materiálu NiCrBSi naneseného metodou HVOF na substrátový materiál 42CrMo4. Byly vyzkoušeny dva typy trajektorie elektronového paprsku, *6-bodů* a *linka*, se snahou snížit porozitu a výskyt splatů. Zároveň chceme zvýšit tvrdost se současným zachováním alespoň stejné odolnosti vůči opotřebením abrazí a korozi. Studium zahrnuje vyhodnocení mikrostruktur, profilu tvrdosti nástřiku ve všech vzniklých vrstvách, změny chemického složení a abrazivzdornosti. Abrazivzdornost byla určena metodou pin-on-disc.

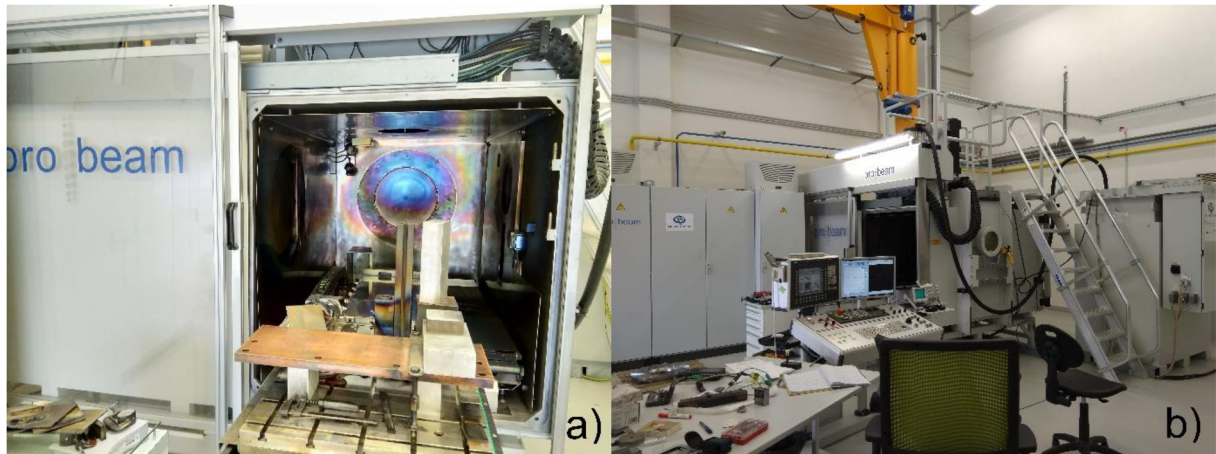
### 7. Technologie elektronového paprsku

Pro provedení heat treatment, tedy přetavení nástřiku NiCrBSi, bylo použito univerzální elektronové dělo s vakuovou komorou od společnosti pro-beam AG&CO s označením K26, jež je dostupné v rámci NETME centre a spadá pod Ústav materiálových věd a inženýrství, fakulty strojního inženýrství VUT v Brně. Základní parametry tohoto zařízení jsou uvedeny v Tab. 3. a samotné zařízení je vyobrazeno na Obr. 11. Toto zařízení je vybaveno stolcem, který je motorizován ve dvou osách. Přídavné polohovací zařízení lze připevnit ke stolku a tím umožňuje získat osu rotace v náklonu až 90°. Ovládání elektronového paprsku (EB – electron beam) je umožněno programovacím rozhraním Sinumerik společnosti Siemens AG. K dalším přednostem tohoto zařízení patří přivedení inertní atmosféry do komory nebo instalace podavače drátu pro svařování a legování. Obdobně jako v elektronové mikroskopii jsou elektrony tvořeny pomocí žhavené termoemisní katody a následně pod vysokým napětím urychlovány ke vzorku, přičemž trajektorie a fokusace letu elektronů je upravována pomocí řady elektromagnetických vychylovacích cívek. Na rozdíl od elektronové mikroskopie využíváme po dopadu a interakci primárních elektronů se vzorkem pouze nepružných srážek, předáváme tedy energii atomům ve vzorku a tím dochází k jeho rychlému ohřevu.

Tab. 3. Specifikace zařízení K26 od společnosti pro-beam. [25]

<i>Specifikace</i>	<i>hodnota</i>
<i>Objem komory</i>	2,6 m <sup>3</sup>
<i>Rozměry pracovního stolku</i>	500x800 mm
<i>Maximální výška</i>	700 mm
<i>Maximální výkon svazku</i>	15 kW
<i>Urychlovací napětí</i>	60 až 150 kV
<i>Úroveň vakua</i>	0,1 Pa
<i>Doba provozního vyčerpání komory</i>	15 min

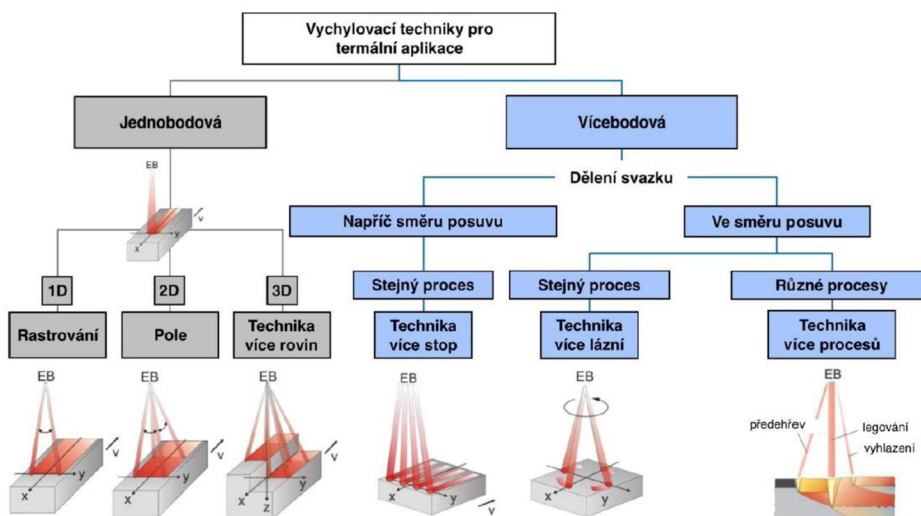




Obr. 11. a) Komora a pracovní stůl vakuové komory, b) Zařízení a ovládací prvky elektronového děla pro-beam.

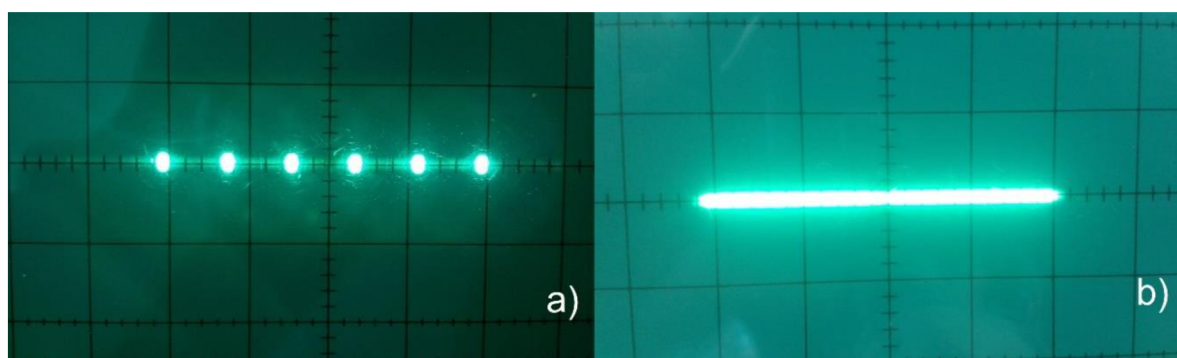
### 7.1 Trajektorie paprsku 6 bodů a linka

Jak bylo zmíněno, elektrony vychylujeme a fokusujeme pomocí soustavy elektromagnetických vychylovacích cívek, což nám umožňuje použít širokou škálu nastavení dopadajícího elektronového paprsku. Rozličné nastavení vychýlení paprsku lze vidět na Obr. 12. Díky těmto možnostem lze využít EB od jednoduchých aplikací, kdy je rastrující svazek jednobodový, a lze jej využít k ohřevu, případně výparu (1D). Rastrováním o vyšší frekvenci ve dvou osách vznikne 2D vzor, tedy plocha, aplikací 2D ohřevu ve více fokusačních rovinách současně (3D) jsou pouze základní aplikace uplatnitelnosti EB. Složitější vícebodové aplikace jsou takové, které dále závisí na směru posuvu (ve směru, případně napříč směrem) a v poslední řadě na technice. Technikou rozumíme vychylování svazku v jiném směru než přímém po vzorku. Což umožňuje zpracovávat více ploch současně (technika více stop) i v různých fokusačních rovinách, ale také umožňuje unikátní možnost svařování více lázní současně (technika více lázní). V poslední řadě se dá vychylování paprsku využít k tepelnému zpracování, kdy lze nejprve součást přehřát, následně legovat a poté ochladit, čímž zamezíme vysokým teplotním gradientům, jež by mohly nepříznivě ovlivnit výsledek procesu [26].



Obr. 12. Možnosti vychylování EB. [27]

V našem případě byly použity dvě techniky vychylování paprsku, které tvoří obrazce zobrazené v Obr. 13. Jedná se o *6-bodů* a *linku*. Obrazce jsou získány z osciloskopu generátoru elektronového svazku a představují trajektorii pohybu svazku po vzorku. Vychylováním paprsku pomocí 6-bodů rozumíme stav, kdy svazek přeskakuje (osciluje) mezi šesti body. Obdobně je tomu i u linky, kdy paprsek osciluje mezi jedním tisícem bodů na vzdálenosti 10 mm, tedy mezi středy ohniskových bodů je vzdálenost pouhý 10  $\mu\text{m}$ . Dalším parametrem sledovaným u EB je rychlost posuvu vzorku a tzv. Offset (rozostření), který se používá pro kalení a povrchové tepelné zpracování. Úroveň rozostření je dána proudem procházejícím fokusační cívkou, udává se tedy v miliampérech (mA). Studované hodnoty offsetu byly pouze kladné, tedy zaostřeny mírně nad povrchem materiálu. Vychylovací frekvence byla 1000 Hz.



Obr. 13. Obrazce paprsku z generátoru elektronů zobrazené na osciloskopu, a) 6-bodů, b) linka.

## 8. Příprava vzorku

Při přetavení jednotlivých vzorků byla vzdálenost mezi povrchem vzorku a elektronovým dělem 630 mm. Problém, který by vznikl s odvodem tepla ze vzorku, jenž je ovlivněn velikostí dotykové plochy, byl při položení na pracovní stůl komory vyřešen jednostranným upnutím vzorků v komoře. Jak se ukázalo, i přes toto opatření docházelo ve vzorcích k vysokým teplotním gradientům, což vedlo k popraskání nanesených nástřiků, viz Tab. 4. Zavedením předehřevu minimálně 250 °C, se teplotní gradient snížil natolik, že již nedocházelo k praskání vrstev. S ohledem na použitý pyrometr, u kterého je nejnižší měřitelnou hodnotou 350 °C, z tohoto důvodu bylo nakonec zvoleno zvýšení teploty předehřevu na 500 °C. Předehřev byl zajištěn EB za nastavení skenovací plochy čtverce o délce strany 45 mm a rozostřením 300 mA, po dosažení výsledné teploty následovalo temperování po dobu alespoň 10 minut. Následně byl nástřik přetaven EB a to módy vychylováním svazku „6-bodů“ nebo „linka“ při urychlovacím napětí 80 kV, různých parametrech proudu a offsetu.

Tab. 4. Přehled vlivu použitých parametrů EB na vznik trhlin v nástřiku.

<i>Offset = 100 mA;</i>					
<i>Rychlost posuvu <math>v_s</math> (mm/s)</i>	5	10	15	20	25
<i>6 bodů</i>	NE	ANO	ANO	ANO	ANO
<i>Linka</i>	NE	NE	NE	NE	NE
<i>Rychlost posuvu <math>v_s = 15</math> mm/s;</i>					
<i>Offset (mA)</i>	0	50	100	200	300
<i>6 bodů</i>	/	ANO	ANO	NE	NE
<i>Linka</i>	NE	NE	NE	NE	NE

Abychom mohli vyhodnotit mikrostrukturu, byly z tyčových polotovarů vyhotoveny standardní metalografické výbrusy. Po oddělení jednotlivých vzorků přetavených povrchů z tyčového polotovaru, byly vzorky řezány kolmo ke směru posuvu při přetavení, tím se získaly části potřebné pro vyhotovení metalografických výbrusů. Pro řezání byly použity metalografické pily od společností Leco s označením MSX-250 a Struers Discotom-2. Následně byly vzorky zalisovány za tepla opět pomocí zařízení od společnosti Leco s označením PR-4X, za pomoci lisovacích hmot MultiFast Green a Dentacryl. Po zalisování se pokračovalo s broušením pomocí zařízení Leco GPX 300, a to brusnými papíry od společnosti Struers o zrnitosti 220 až 4000. Pro leštění byly použity plátna v kombinaci s 3  $\mu\text{m}$  a 1  $\mu\text{m}$  diamantovými pastami, kdy smáčedlem byl etanol. Leptání takto připravených vzorků probíhalo ve směsi kyselin dusičné a chlorovodíkové a vody, jež byla připravena v poměru 10:1:10.

Pozorování probíhalo za použití světelného mikroskopu (SM) společnosti Carl Zeiss, Axio Observer Z1m a rastrovacího elektronového mikroskopu FEG SEM Zeiss Ultra plus, který je osazen jak detektorem pro mód sekundárních elektronů (SE) a zpětně odražených elektronů (BSE), tak energiově disperzním spektrometrem (EDS) X-MAX.

Tvrдость byla stanovena mikrotvrdoměrem značky Leco LM 247 AT s diamantovým indentorem tvaru čtyřbokého jehlanu s vrcholovým úhlem 136°. Parametry vtisku dle Vickerse  $HV_{0,5}$ , tedy zátěžná síla 0,5  $\text{kp}$ , přibližně 4,9  $\text{N}$ . Tímto způsobem byl stanoven průběh tvrdosti od povrchu nástřiku směrem do substrátu v sérii 14 vpichů na vzdálenosti 740  $\mu\text{m}$ .

Fázové složení bylo zjištěno rentgenovou difrakční analýzou (XRD) na difraktometru Xpert společnosti Philips Electronics. Měření probíhalo na povrchu nástřiku v Bragg-Brentanově uspořádání s využitím  $\text{Cu-K}\alpha$  záření a 1D detektoru Xcelerator. Získaná data byla zpracována a vyhodnocena pomocí softwaru HighScore, jehož součástí jsou databáze pdf2 a ICSD.

Vyhodnocení porozity vzorků jak ve stavu původním, tak ve stavu po přetavením EB, bylo provedeno na základě obrazové analýzy (OA) snímků ze SM za použití softwaru Image J.

V poslední řadě byla vyhodnocena abrazivzdornost metodou pin on disc na zařízení Bruker TriboLab, jež vlastní Ústav konstruování při Fakultě strojírenského inženýrství VUT. Pro zkoušky byla využita keramická kulička z  $\text{Al}_2\text{O}_3$  s průměrem 6  $\text{mm}$ , která byla přitlačována na povrch vzorku silou 10  $\text{N}$  a vytvářela stopu o průměru 6  $\text{mm}$ . Všechna měření probíhala při pokojové teplotě bez přítomnosti maziva rychlostí 300  $\text{ot}/\text{min}$ . Po počtu 50 000 cyklů byla zkouška ukončena. K vyhodnocení drsnosti povrchů a opotřebení došlo za použití optického 3D profilometru Contour GT-X8, opět od společnosti Bruker.

### 8.1 Použitý materiál 42CrMo4

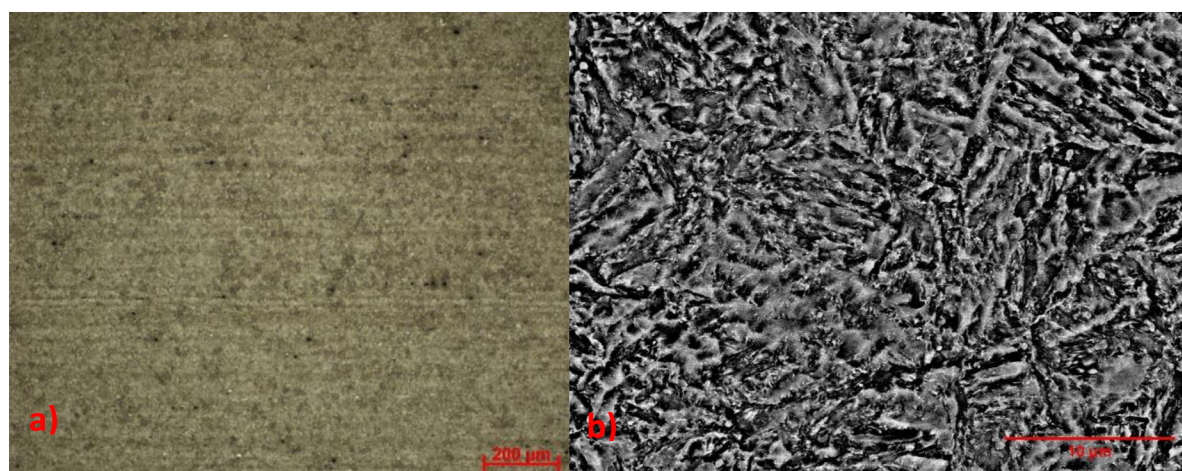
Materiál tvořící substrát při experimentu byla nízkolegovaná chrom – molybdenová ocel 42CrMo4 (dle ČSN EN 10083-1). Tato ocel je vhodná ke kalení a zušlechťování a díky legování chromem a molybdenem disponuje zvýšenou prokalitelností. Z důvodu následného nanesení nástřiku byl zvolen tvar vzorků v podobě plochých tyčí o rozměrech 40x20x250  $\text{mm}$ . V první řadě muselo být ověřeno chemické složení dodaného materiálu. Výsledky ze spektrometru Spectrumat GDS 750 jsou uvedeny v Tab. 5., kde všechny



hodnoty jsou v rámci tolerance normy. Dodaný polotovár přišel ve stavu žíhaném naměkko, tedy strukturně nevhodně pro povrchové tepelné zpracování. Z tohoto důvodu byly vzorky tepelně zpracovány kalírnou Q.I.P. s.r.o. Náběh na kalící teplotu 850 °C trval 60 minut s následnou 60 minutovou výdrží na této teplotě. Zakalení proběhlo v oleji o teplotě 75 °C s následným popouštěním po dobu 180 minut na teplotě 600 °C, kdy 60 minut byl náběh na popouštěcí teplotu a 120 minut výdrž na této teplotě. Výslednou sorbitickou strukturu lze vidět na Obr. 14. Ta je vhodná k povrchovému kalení, protože nejnárodněji transformuje na austenit. Použitím teploty popouštění 600 °C vnikl spíše hrubý sorbit, jenž má menší hodnoty vnitřního napětí a tím i menší riziko vzniku kalících trhlin. Naměřená tvrdost činila  $302 \pm 6 HV_{0,5}$ .  $HV_{0,5}$  bylo zvoleno pro porovnání výsledků s nástřiky po přetavení.

Tab. 5. Chemické složení oceli 42CrMo4 (hm. %).

C	Cr	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	Cu	Al	Fe
0,41	1,04	0,69	0,25	0,007	0,015	0,08	0,2	0,11	0,037	zbytek



Obr. 14. Struktura substrátu 42CrMo4, a) SM, b) SEM - BSE.

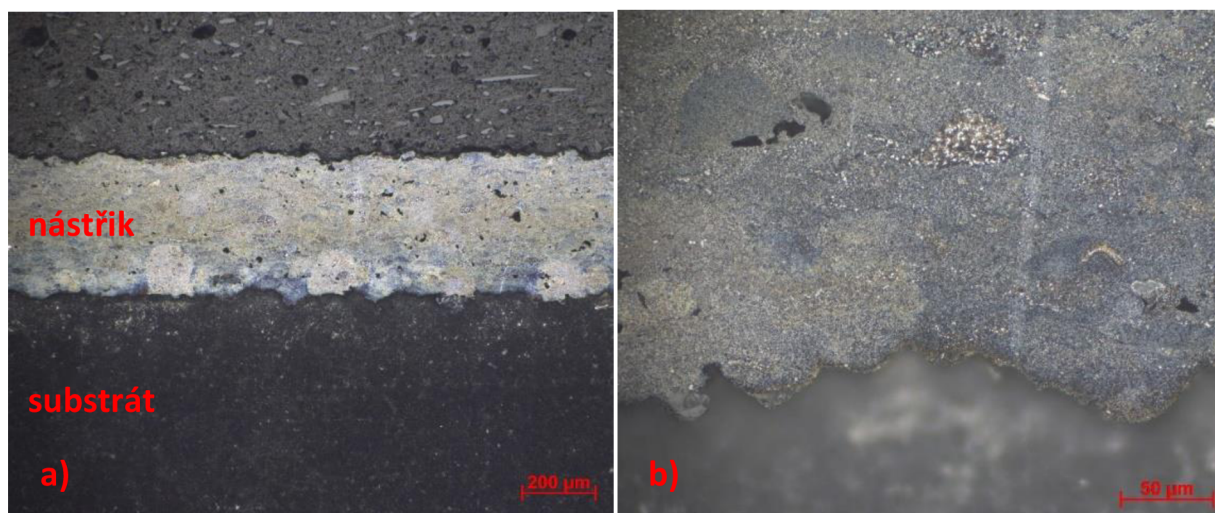
## 8.2 Nástřik NiCrBSi metodou HVOF

Nástřik byl zhotoven ve Výzkumném a zkušebním ústavu Plzeň s HP/HVOF tryskou TAFA JP-5000 s kerosinovým hořákem na plně automatizovaném ramenu pro dosažení co možná nejrovnoměrnejší vrstvy. Před samotným nanesením došlo k zdrsňení povrchu pomocí hnědého korundu  $Al_2O_3$  o zrnitosti F-22, tedy průměru 800 – 1000  $\mu m$ , zakoupeným od společnosti Brusivo s.r.o., který je běžně dostupný a využíváný. Bližší informace o samotném termálním nástřiku (průtok plynů, teplota plamene, rychlost pohybu trysky) nebyl poskytnut vzhledem k vnitřním regulím firmy. Postup se považuje za know-how. Pro nástřik byl použit prášek firmy Flame Spray Technologies s obchodním označením M-771.33 a průměrnou disperzí velikosti částic  $53 \pm 20 \mu m$ , jehož chemické složení je uvedeno v Tab. 6. Nástřik tohoto prášku byl nanesen z obou stran vzorků.

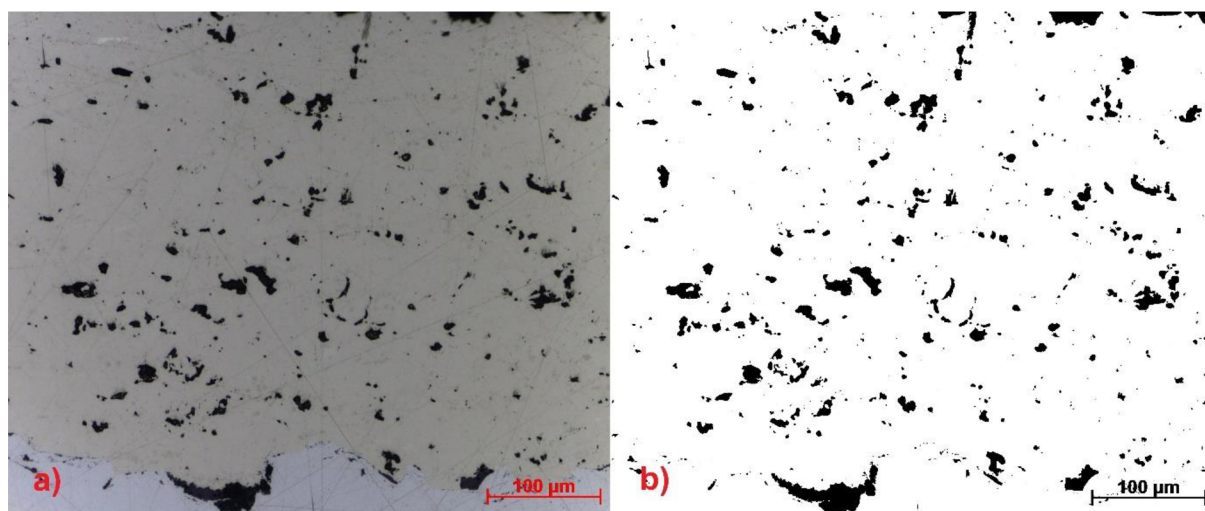
Tab. 6. Chemické složení prášku pro nástřik metodou HVOF (hm. %).

Cr	Fe	Si	B	C	Ni
15	4	4	3	0,8	Zbytek

Na Obr. 15. lze vidět strukturu vrstvy NiCrBSi na substrátu z ocele 42CrMn4, jejíž tloušťka stanovená obrazovou analýzou byla  $371 \pm 13 \mu\text{m}$ . Zjištěná hodnota drsnosti povrchového nástřiku byla  $8,8 \mu\text{m}$ . Jak lze vidět, nástřik neobsahoval žádné trhliny ani řádkové struktury, avšak lze pozorovat vyšší porozitu. Většina pozorovaných pórů byla nekulového charakteru. OA zjištěná porozita činila  $4,6 \pm 2,4 \%$  a velikost pórů byla v rozmezí  $15,8 \pm 15,5 \mu\text{m}^2$ , viz Obr. 16. V přechodové oblasti mezi nástřikem a substrátem se výjimečně vyskytl rozměrnější pór, který měl za následek nižší adhezi mezi nástřikem a substrátem. Velmi ojediněle se také ve vrstvě nástřiku vyskytly „splaty“, tedy zploštělé částice vzniklé vlivem vysokých rychlostí dopadu. Tyto částice jsou pro termální nástřiky běžně vyskytující se strukturou.



Obr. 15. a) výchozí struktura v leptaném stavu pozorována ve SM, b) struktura přechodové oblasti mezi substrátem a nástřikem v leptaném stavu, pozorována ve SM.



Obr. 16. a) Pórovitost struktury v neleptaném stavu ve SM, b) dokumentace pro OA.

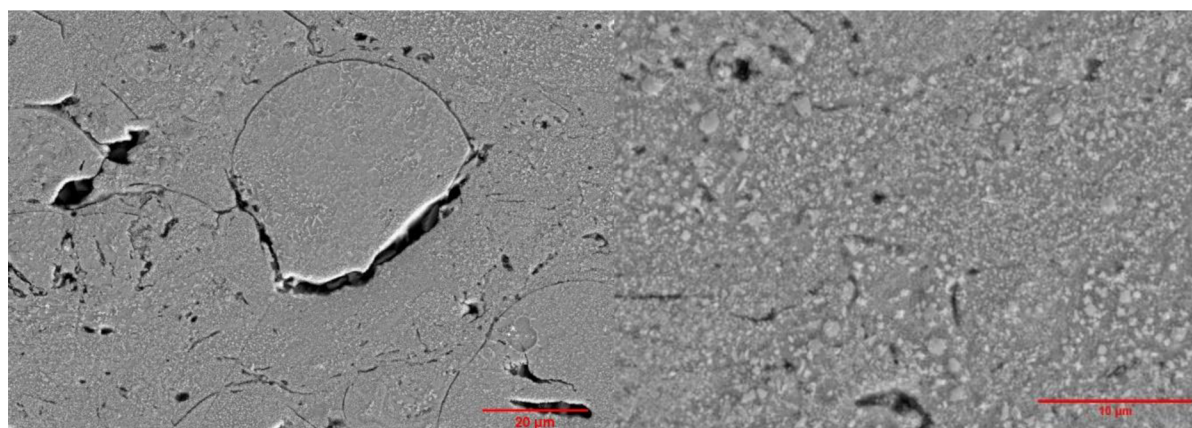


## Mikrostruktura

Sorbitická mikrostruktura substrátu zůstala nezměněna. Pozorováním mikrostruktury nástřiku byly objeveny aglomeráty nehomogenně rozmístěné v této vrstvě. Po bližším přezkoumání pomocí SEM se ukázalo, že se jedná o velmi jemné precipitáty dendritického a kulovitěho tvaru, jak lze vidět na Obr. 17. Následně byly tyto precipitáty analyzovány pomocí XRD. Výsledky z rentgenové analýzy prokázaly výskyt těchto fází: tuhého roztoku niklu, silicidů na bázi chromu a niklu ( $\text{Ni}_3\text{Si}$  a  $\text{CrSi}_2$ ), poslední výrazně zastoupenou fází byl borid trinitku ( $\text{Ni}_3\text{B}$ ), s nižší koncentrací se též vyskytla fáze  $\text{NiB}$ , procentuální zastoupení jednotlivých fází je uvedeno v Tab. 7.

Tab. 7. Podíl uvedených fází v nástřiku NiCrBSi získané metodou XRD.

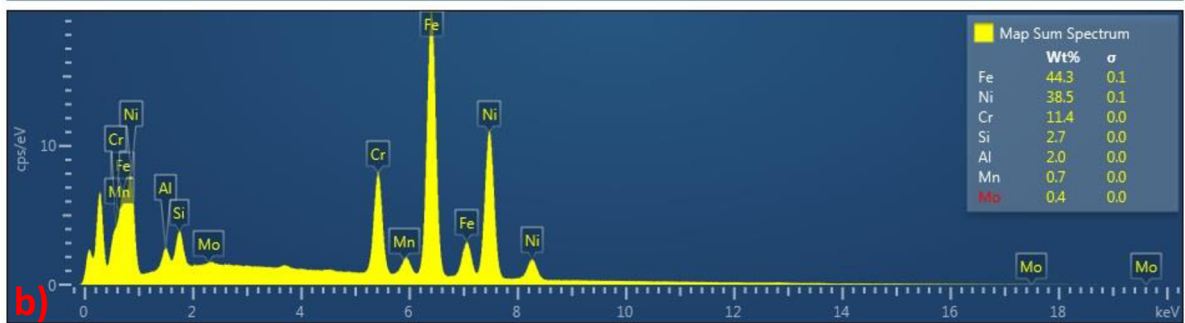
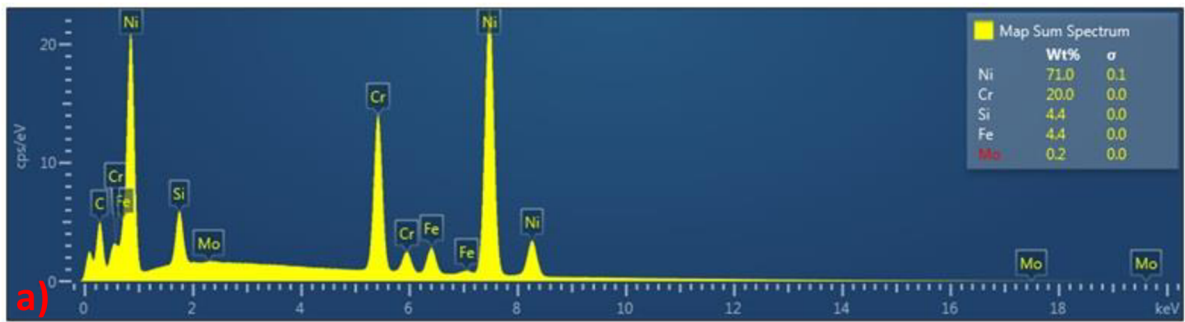
	<i>Ni-TR</i>	<i>Ni<sub>3</sub>B</i>	<i>Ni<sub>3</sub>Si</i>	<i>CrSi<sub>2</sub></i>	<i>NiB</i>
<i>Složení (hm. %)</i>	30,8	45,3	14,5	6,5	2,9



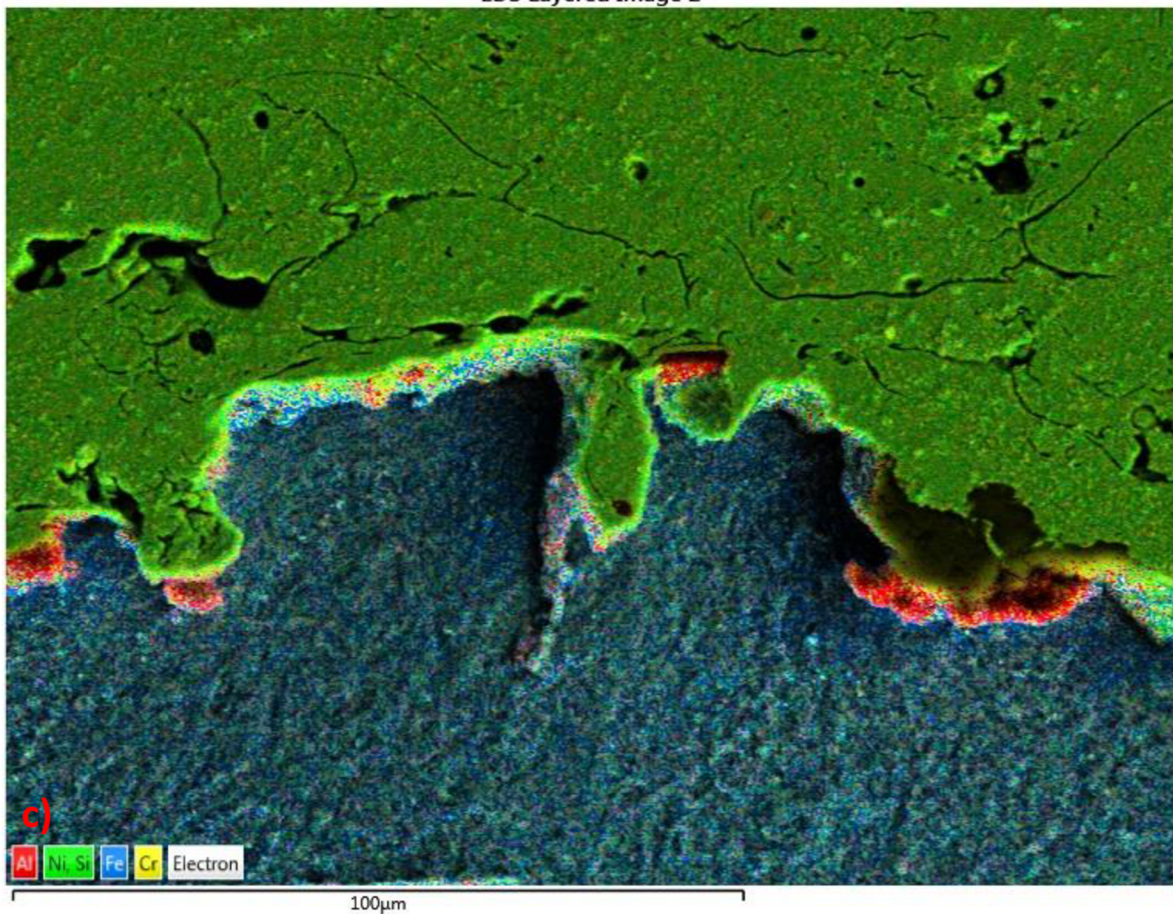
Obr. 17. Struktura nástřiku při pozorování v SEM – SE.

## Chemická analýza

Plošná chemická analýza (SEM EDS) nástřiku NiCrBSi souhlasila s chemickým složením prášku, jež garantuje výrobce, viz Obr. 18 a). Obdobně bylo stanoveno také přibližné složení v přechodové oblasti mezi nástřikem a substrátem. Výsledky plošné chemické analýzy v přechodové oblasti a rozložení jednotlivých prvků v této oblasti jsou uvedeny v Obr. 18 b), c). Jak lze pozorovat, přechodová oblast obsahuje značné množství hliníku. To je pravděpodobně způsobeno částicemi hnědého korundu, které zůstaly uchyceny na povrchu po tryskání při zdrsňení povrchu před samotným nanesením nástřiku. V nástřiku jsou pozorovatelné precipitáty, jenž by mohly být na bázi  $\text{Ni}_3\text{B}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Si}$  a  $\text{CrSi}_2$ . Nástřik vykazuje značnou členitost rozhraní a přesto zde mezi nástřikem a substrátovým materiálem nebyla pozorována difuze prvků, jak ve směru do substrátu, tak ve směru do nástřiku.



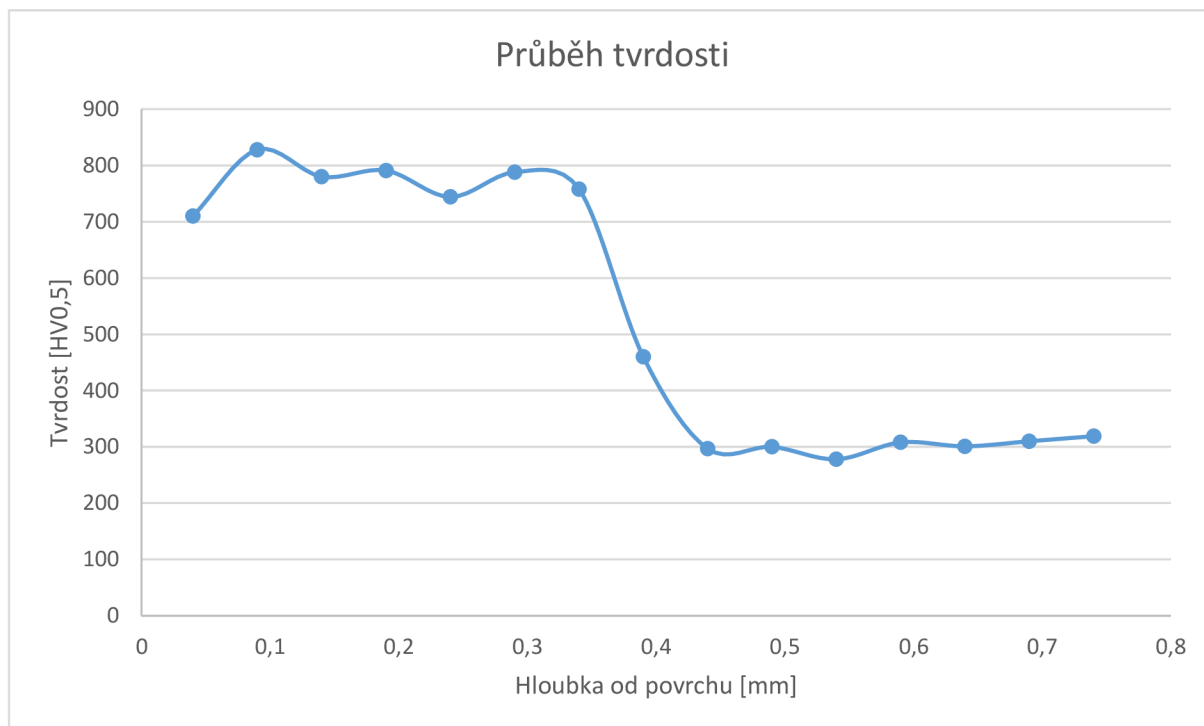
EDS Layered Image 2



Obr. 18. a) Plošná analýza chemického složení nástřiku NiCrBSi, b) Plošná analýza chemického složení v oblasti mezi nástřikem NiCrBSi a substrátem 42CrMo4, c) Rozložení jednotlivých prvků v přechodové oblasti.

## Měření mikrotvrdomosti

Měření mikrotvrdomosti po nanesení nástřiku NiCrBSi metodou HVOF bylo problematické z důvodu vysoké porozity, která zkreslovala výsledky. Nicméně naměřená tvrdost ve vrstvě nástřiku byla stanovena  $760 \pm 45 HV_{0,5}$ . Mikrotvrdomost substrátu zůstala nezměněna s hodnotou  $302 \pm 9 HV_{0,5}$ . Průběh jednoho z měření lze vidět v Obr. 19. Z grafického průběhu lze také vyhodnotit skokovou změnu v tvrdosti mezi substrátem a nástřikem, jelikož nedošlo k tvorbě difuzní vrstvy, která by tuto změnu ovlivnila.

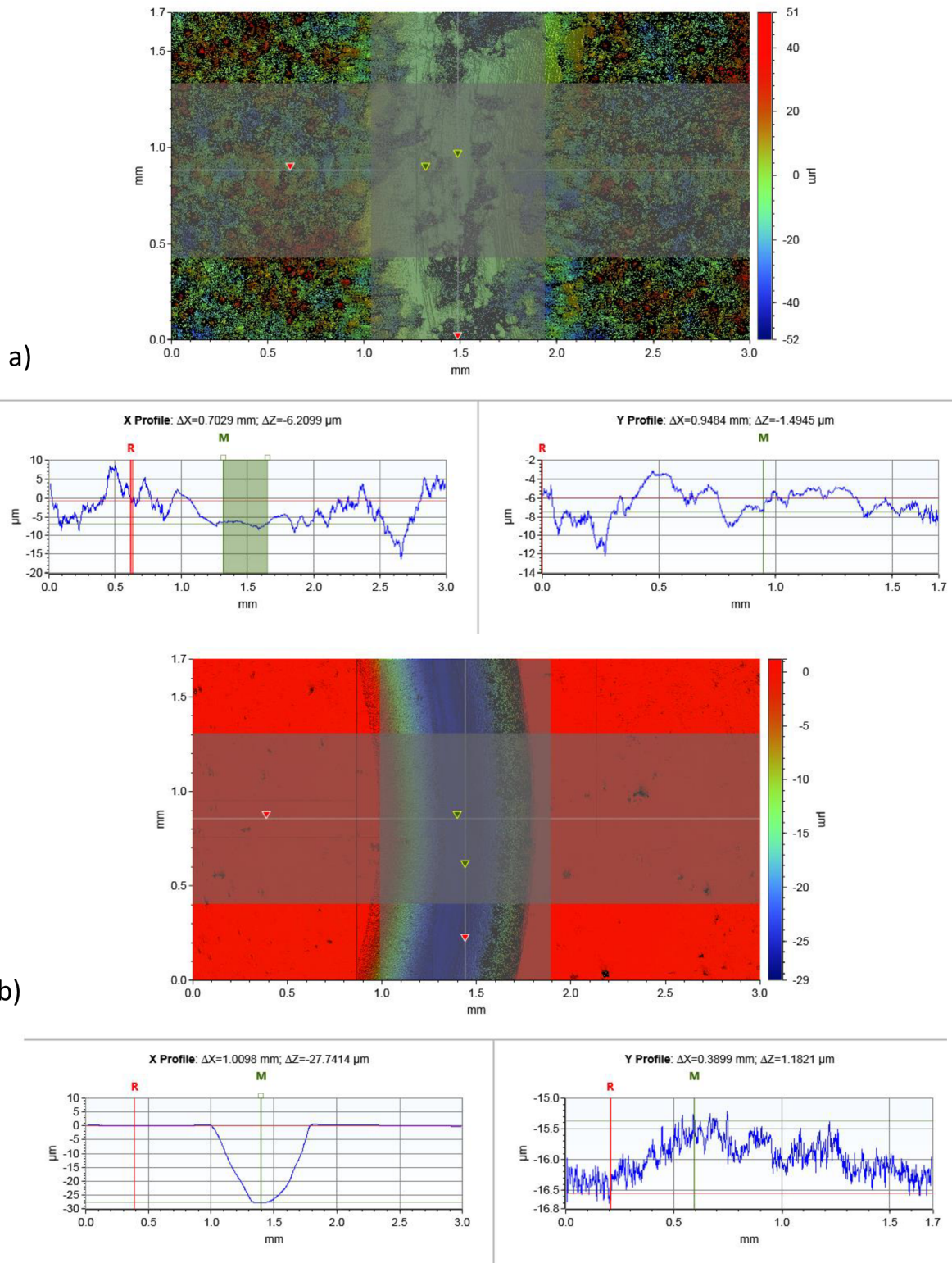


Obr. 19. Průběh tvrdosti od povrchu nástřiku NiCrBSi po nanesení metodou HVOF.

## Opotřebení

Testování metodou pin on disc probíhalo ve dvou stavech, základním, tedy se zvýšenou drsností, a leštěném pro lepší porovnání výsledků. Parametry použité při experimentu jsou uvedeny v kapitole 8. Na Obr. 20. a) lze vidět značnou členitost povrchu, která v kombinaci s vysokou porozitou vede ke značným odchýlkám drsnosti, nicméně hloubka stopy vzniklé po opotřebení je přibližně třetinová od stavu leštěného. To může být způsobeno tím, že zvýšená drsnost brání snadnějšímu pronikání  $Al_2O_3$  kuličky oproti stavu leštěném, kde je minimální drsnost a tím dochází k rovnoměrnému úbytku materiálu.





Obr. 20. Testy opotřebení nástřiku NiCrBSi a) neleštěném stavu, b) ve stavu leštěném.

## 9. Přetavení nástřiku NiCrBSi

Všechny dříve zmíněné zkoušky byly aplikovány také na vzorky s nástřikem NiCrBSi, které byly následně přetaveny za pomoci EB různými parametry vychylování paprsku. Vzorky byly označeny ST pro mód „6-bodů“ a LT pro mód „linka“, přehled je uveden v Tab. 8. Některé módy vychylování již nejsou experimentálně zahrnuty z důvodu praskání nástřiku, nicméně v přehledech jsou zachovány pro porovnatelnost. Díky přetavení se ve všech případech značně snížila drsnost povrchu na rozdíl od výchozího stavu, viz Tab. 9. O něco lepších výsledků bylo dosaženo vychylováním paprsku v módu linka, kdy nejlepší výsledek byl pozorován pro rychlost posuvu  $v_s = 15 \text{ mm/s}$  a  $\text{offset} = 200 \text{ mA}$ . Tloušťka vrstvy při přetavení ST byla  $342 \pm 30 \text{ }\mu\text{m}$  a v případě LT  $374 \pm 9 \text{ }\mu\text{m}$ . Z těchto výsledků vyplývá, že při přetavení v módu linka se tloušťka nástřiku nezměnila oproti tloušťce bez přetavení, ale v módu 6ti-bodů se tloušťka vrstvy snížila, avšak rozhraní mezi substrátem a nástřikem bylo členitější. Jak lze vidět na Obr. 21. přetavená oblast měla tvar čočky a dochází k úplnému odstranění porozity v nástřiku. Zároveň však dochází k výskytu větších pórů na rozhraní mezi nástřikem a substrátem. Pomocí OA byla stanovena porozita na vzorcích ST  $1,4 \pm 0,5 \text{ }\%$  a velikostí pórů  $10,5 \pm 4,5 \text{ }\mu\text{m}^2$ . Hodnota porozity pro vzorky LT  $1,4 \pm 0,6 \text{ }\%$  a velikost pórů  $8,3 \pm 7,1 \text{ }\mu\text{m}^2$ . Na Obr. 22. lze vidět snímky OA pro určení porozity obou módů EB. Porovnáním se vzorky samostatného nástřiku NiCrBSi metodou HVOF došlo k výraznému snížení porozity i částečnému zmenšení velikosti pórů. Po přetavení se v obou případech póry koncentrovaly na rozhraní, ale v případě 6-bodů je jejich velikost větší. Přetavení módem linka nedošlo k úplnému odstranění pórů z objemu, ale velikost pórů na rozhraní byla menší.

Tab. 8. Přehled použitých vzorků a parametrů EB.

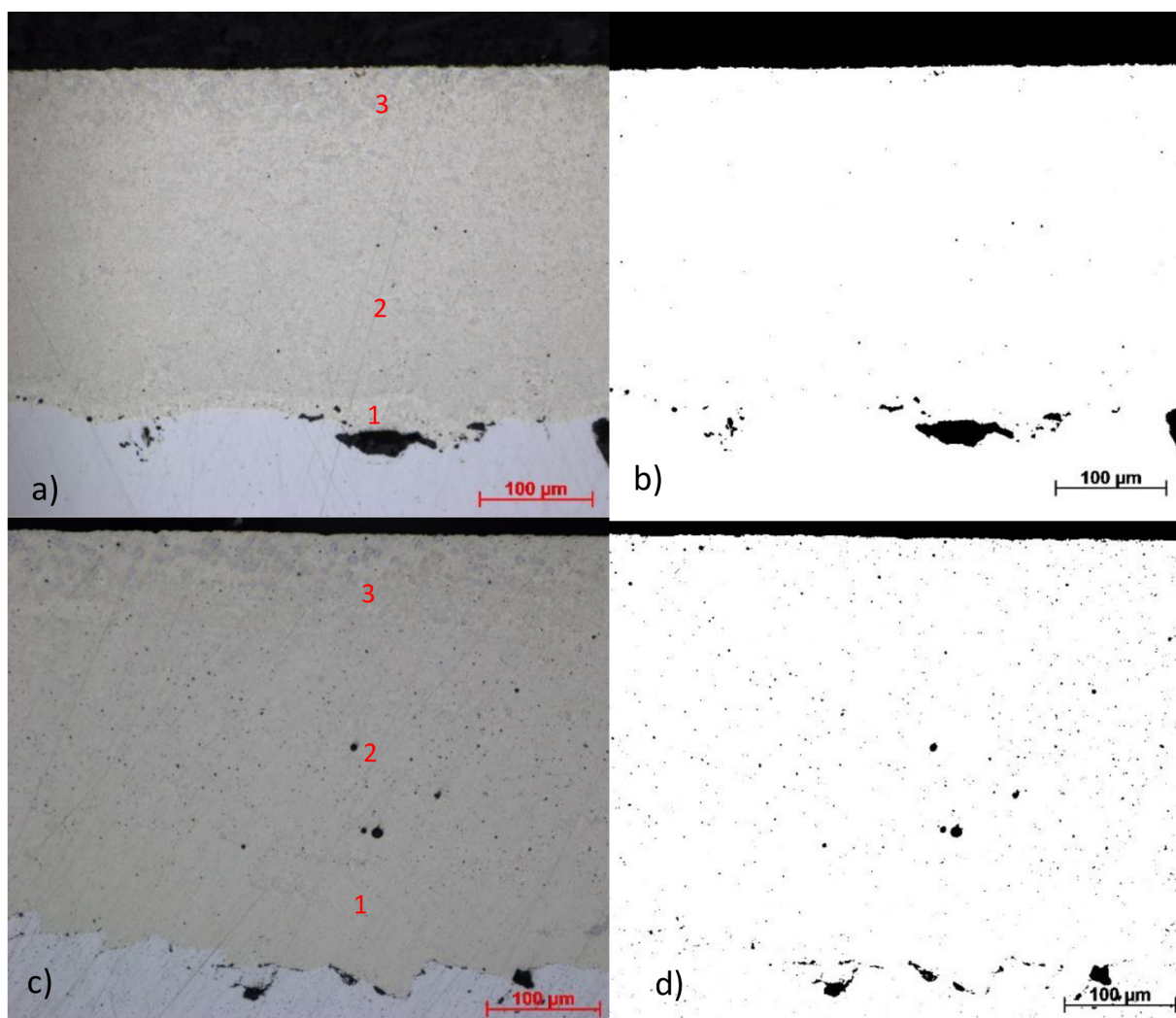
Označení vzorku	Rychlost posuvu (mm/s)	Použitý proud (mA)	Offset (mA)
LT_02	15	12	100
LT_10	15	12	100
LT_14	5	10	100
LT_27	20	14	100
LT_33	15	36	300
LT_42	25	25	100
LT_43	15	19	200
LT_45	15	9	50
LT_47	10	10	100
ST_06	5	9	100
ST_07	15	24	200
ST_12	15	35	300

Tab. 9. Vliv použitých parametrů EB na drsnost povrchu  $S_a$  ( $\mu\text{m}$ ).

Offset = 100 mA	5	10	15	20	25
Rychlost posuvu $v_s$ (mm/s)					
6 bodů	1,4	/	/	/	/
Linka	1,8	0,8	0,9	/	0,5
Rychlost posuvu $v_s = 15 \text{ mm/s}$					
Offset (mA)	0	50	100	200	300
6 bodů	/	/	/	2,4	2,7
Linka	/	0,7	0,9	0,5	2,3



Obr. 21. a) Mód přetavení ST, b) Mód přetavení LT.

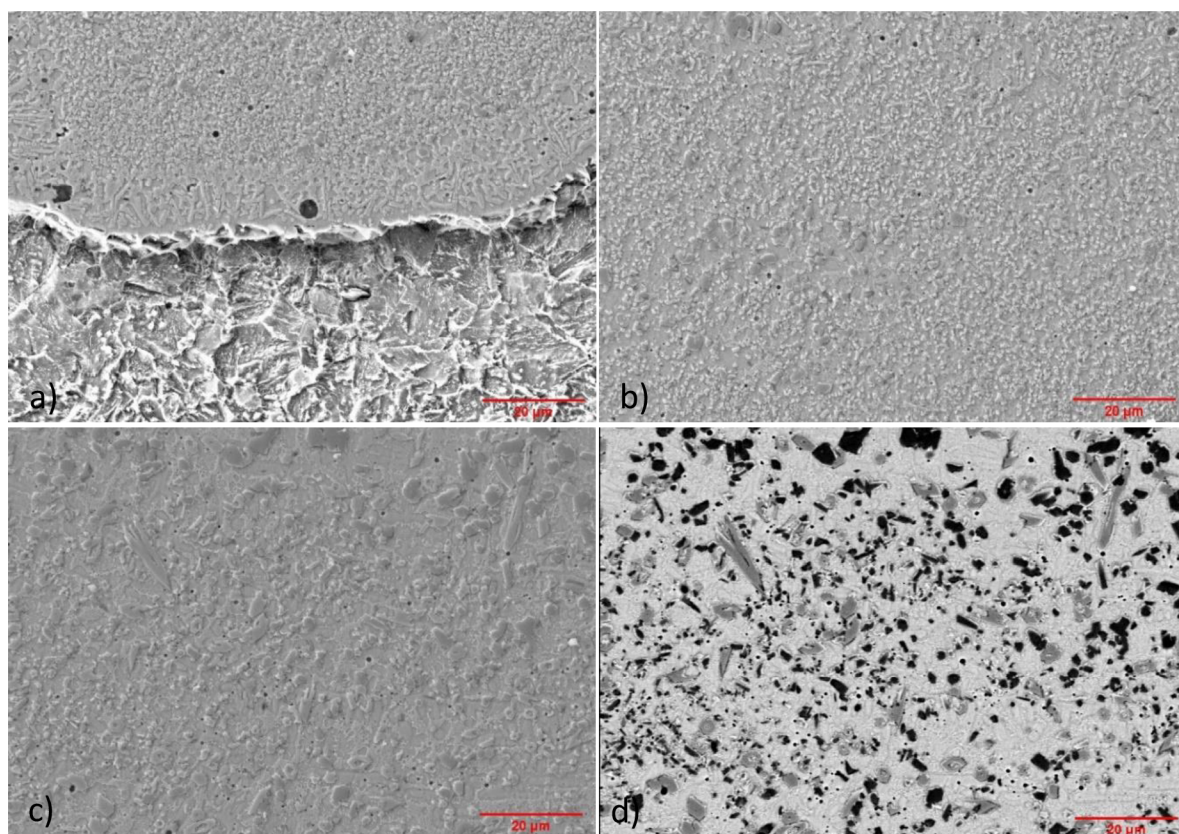


Obr. 22. a) SM vzorku přetaveného v módu 6-bodů, b) OA vzorku přetaveného v módu 6-bodů; c) SM vzorku přetaveného v módu linka, d) OA vzorků přetavených v módu linka.



## Mikrostruktura

V případě obou módů ST i LT se nástřik rozdělil do tří odlišitelných vrstev, kde na první pohled viditelným rozdílem byly jejich jednotlivé tloušťky odlišné. Po přetavení byly v obou případech a všech vrstvách struktury zcela homogenní, bez zjištěných splatů a jiných heterogenit. Nejbližše substrátu, Obr. 22. (1) a Obr. 23. a), lze vidět zhrublé částice intermetalických fází na rozhraní mezi nástřikem a substrátem. Uprostřed nástřiku, Obr. 22. (2) a Obr. 23. b), se vyskytuje vrstva velmi jemných precipitátů. V nejvyšší vrstvě lze pozorovat velmi hrubé precipitáty, viz Obr. 22. (3) a Obr. 23. c). XRD analýzou fázového složení po přetavení, zobrazena v Tab. 10., byla prokázána tvorba boridů chromu (CrB), které ve výchozím stavu nebyly pozorovány. Naopak dříve pozorované chromové silicidy se ne vždy vyskytovaly. Dále byly pozorovány rozdílné obsahy fází v závislosti na módu přetavení. Přetavení módem linka prokázalo nižší obsah fáze TR niklu a vyšší koncentrace nově vzniklých CrB. Přetavení módem 6-bodů mělo opačný efekt, obsah TR niklu vzrostl a ostatní fáze byly minoritní. Za použití bodové chemické analýzy, viz Obr. 24. a Tab. 11., lze usoudit, že světlou oblast tvoří tuhý roztok  $\gamma$ -Ni a prvků chromu, křemíku a železa. Světle šedé protáhlé precipitáty se jeví jako niklové a ojediněle chromové silicidy. Poslední tmavě šedé částice s vysokým obsahem chromu odpovídají obsahem a složením boridům chromu.



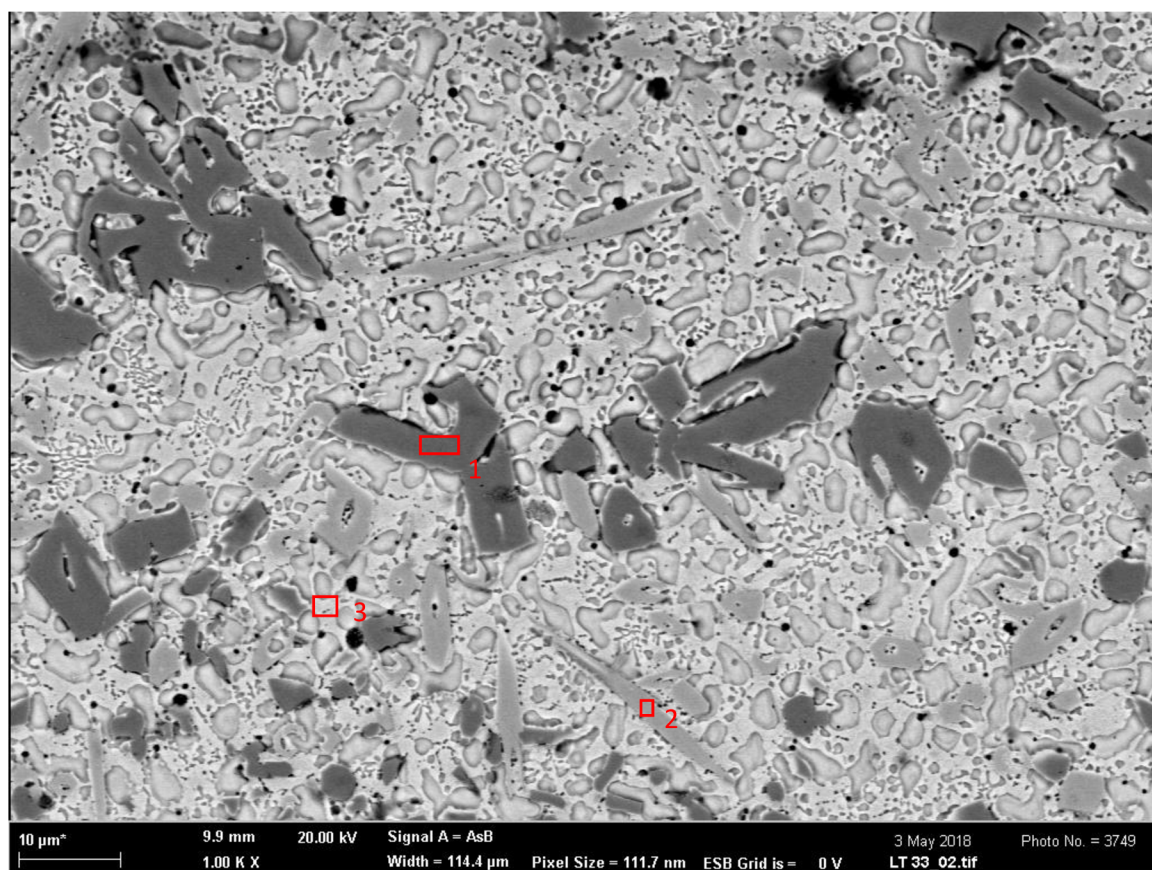
Obr. 23. Struktury pozorované pomocí SEM - SE a) Rozhraní nástřik/substrát, b) Vnitřní přechodová oblast s jemnými precipitáty, c) Svrchní vrstva s hrubými precipitáty, d) Svrchní vrstva s hrubými precipitáty zobrazená SEM-BSE.

Tab. 10. Fázové složení jednotlivých vzorků po přetavení pomocí EB.

Složení (hm. %)	Ni-TR	Ni <sub>3</sub> B	Ni <sub>3</sub> Si	NiB	CrSi <sub>2</sub>	CrB
LT_10	44,1	31,9	16,8	1	1,4	4,8
LT_14	52,7	32,6	6,1	0,2	/	8,4
LT_33	38,9	23,4	22	2	/	13,6
LT_42	40,6	14	24,8	3,5	0,7	16,8
ST_06	74,1	13,4	6,8	1,2	/	4,2

Tab. 11. Bodová chemická analýza z míst označených na Obr. 24.

Chem. složení (at. %)	Ni	Cr	Si	Fe	Mo
Oblast 1	2,4	95,6	/	1,2	0,5
Oblast 2	11,8	83,5	0,6	4,1	/
Oblast 3	79,0	6,8	10,1	4,1	/



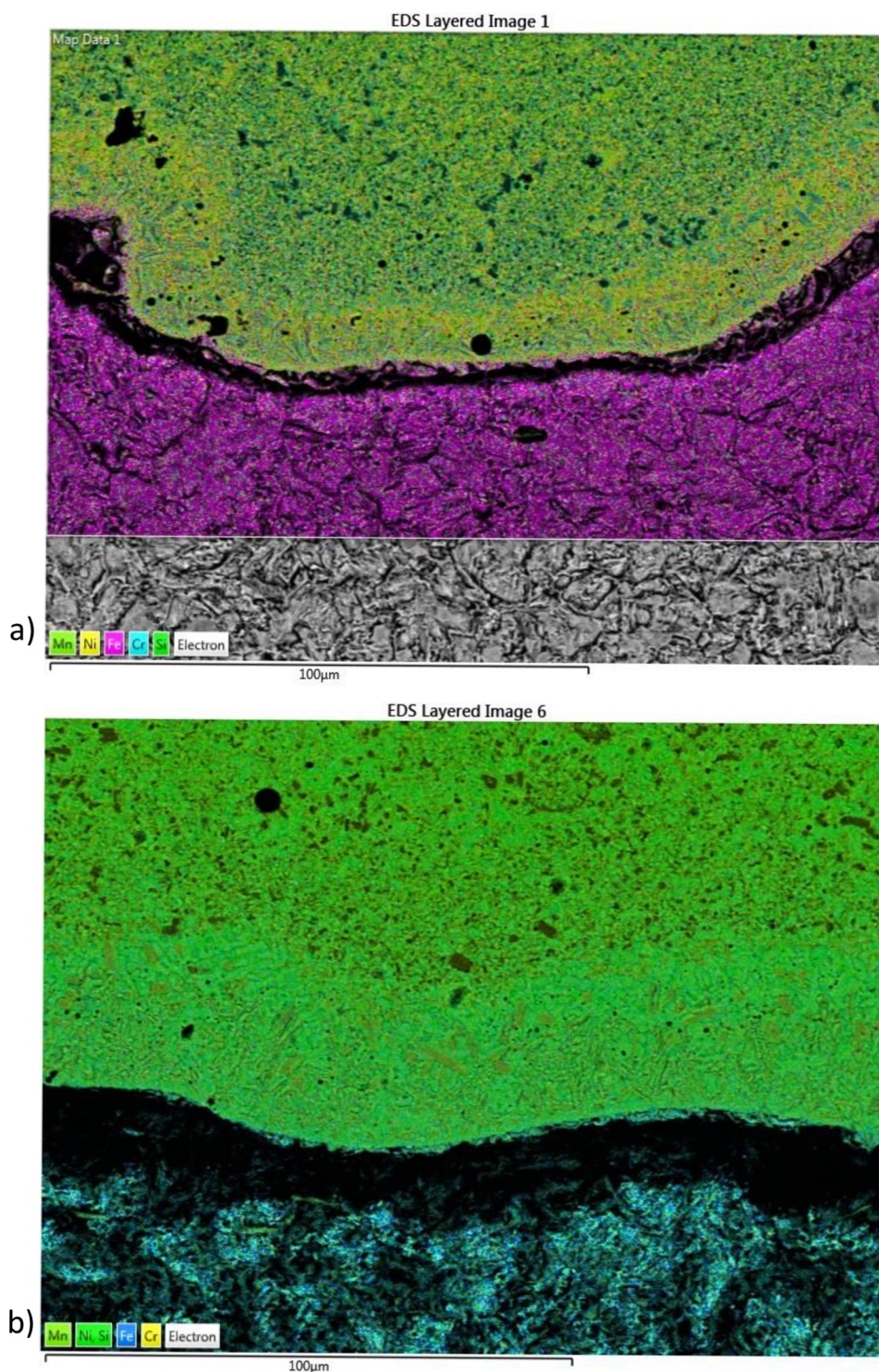
Obr. 24. Struktura LT\_33 zobrazena pomocí SEM s označenými místy bodové analýzy.

### Rozhraní nástřík-substrát

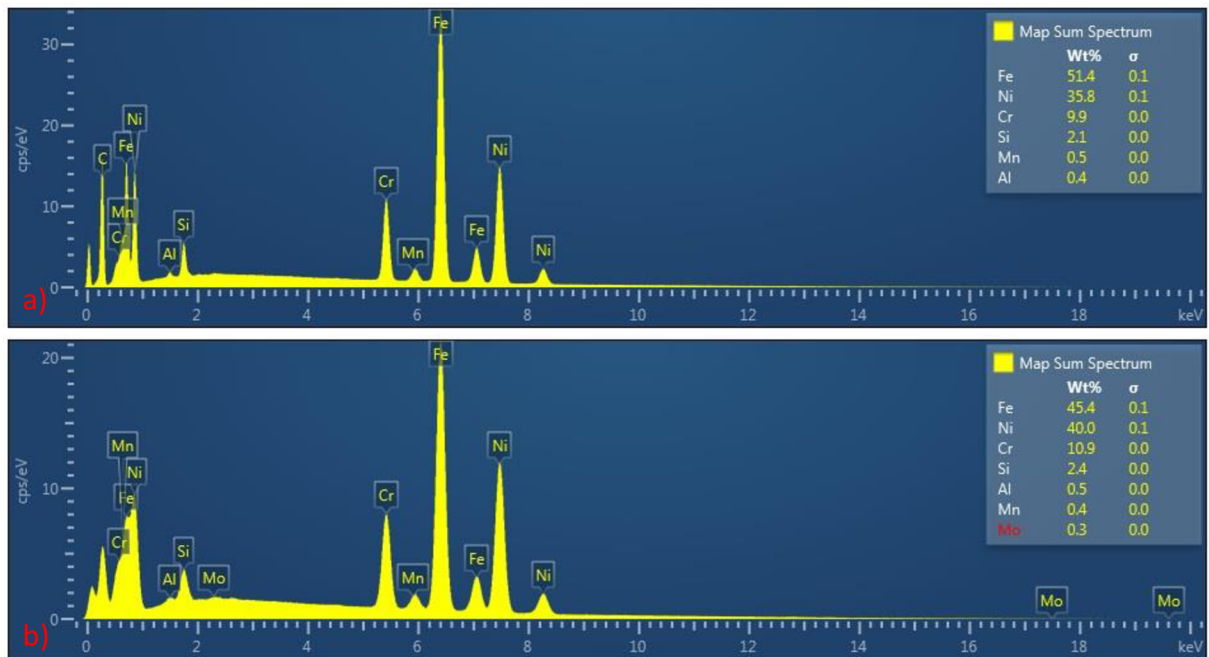
Na rozhraní mezi nástříkem a substrátem došlo po přetavení pouze k částečné difuzi prvků a rozhraní je stále ostře odděleno. Dá se tedy předpokládat, že vrstvy pojí adhezivní síly a nikoliv metalurgický spoj. Nejvíce ovlivněná vrstva změnou chemického složení je vrstva nejbližší substrátu dříve označená jako (1). Na Obr. 25. lze pozorovat změnu koncentrace prvků, které bylo ověřeno pomocí SEM – EDS. Z Obr. 25. a) pro mód 6-bodů, byl pozorován vyšší transport železa ze substrátu do této vrstvy. Toto chování u módu linka



bylo pozorováno také, ale v menší míře viz Obr. 25. b). Při porovnání s výsledky chemického složení po nanesení nástřiku metodou HVOF, byla po přetavení módem 6-bodů tendence většího transportu železa mezi substrátem a nástřikem. Důvodem pro toto tvrzení je, že v módu linka se chemické složení příliš neliší od nepřetavených vzorků, viz Obr. 26.



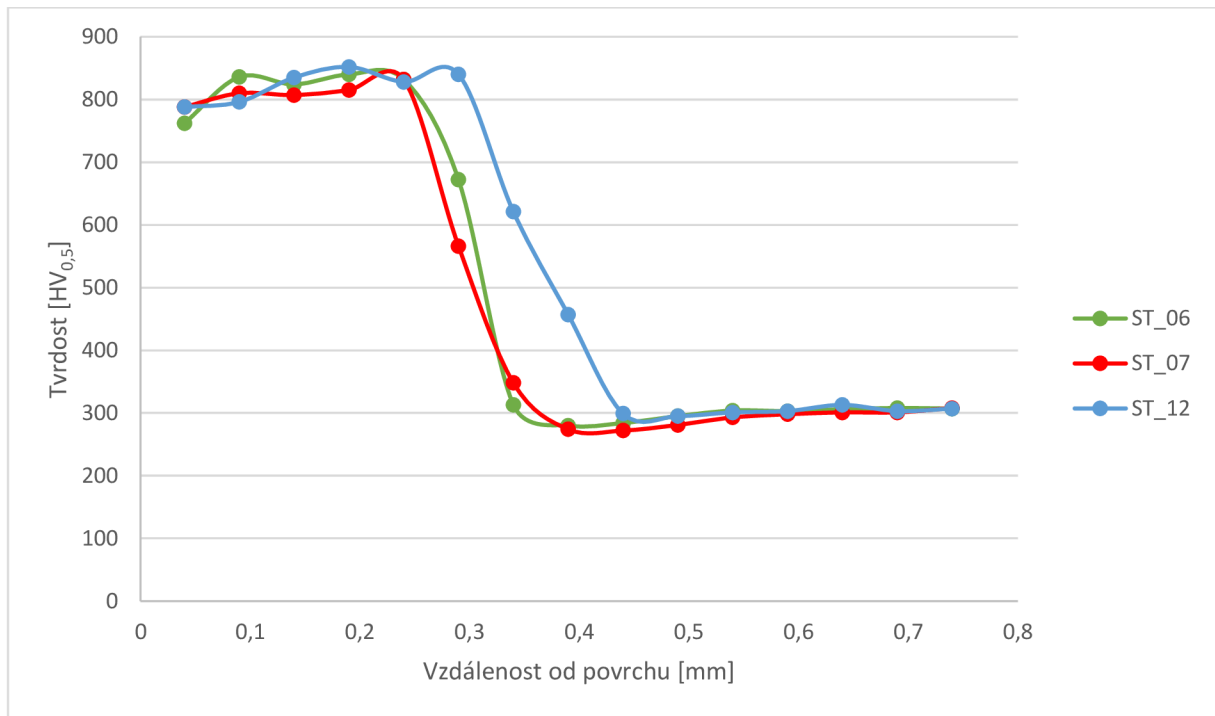
Obr. 25. Rozložení jednotlivých prvků v přechodné oblasti mezi substrátem a nástřikem pořízené SEM – EDS, a) ST\_06, b) LT\_33.



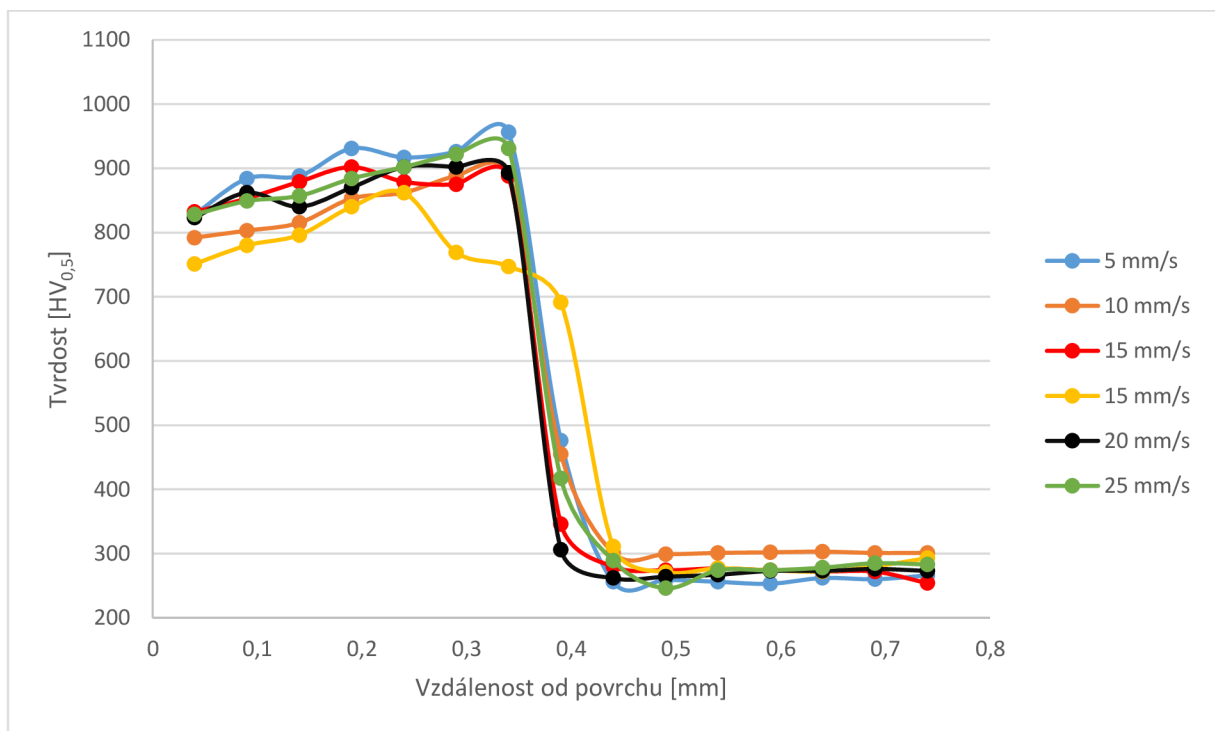
Obr. 26. Chemické složení přechodové oblasti mezi nástřikem NiCrBSi a substrátem 42CrMo4 metodou SEM - EDS a) ST, b) LT.

## Tvrlost

Průběh tvrdosti pro mód přetavení ST ukazuje na mírný pokles tvrdosti v nejsvrchnější vrstvě označované jako (3), která obsahovala hrubé precipitáty. S rostoucí hloubkou dochází k nárůstu tvrdosti v důsledku přechodu do vrstvy s velmi jemnými precipitáty (2). Nicméně naměřená tvrdost  $802 \pm 32 HV_{0,5}$  je stále vyšší v porovnání s původním nepřetaveným stavem nástřiku. Po přechodu přes rozhraní dochází opět k rychlému poklesu tvrdosti na hodnoty tvrdosti obvyklé pro substrát 42CrMo4, viz Obr. 27. V jednom případě došlo k abnormalitě při měření. Pro případ ST\_12 (modrá křivka) se dá předpokládat, že nerovnoměrná tloušťka rozhraní mezi nástřikem a substrátem po přetavení módem 6-bodů způsobila posun křivky vpravo. Měření tvrdosti po přetavení módem linka ukázalo obdobné výsledky průběhu jako v módu 6-bodů, viz Obr. 28. Nicméně stanovená tvrdost  $840 \pm 54 HV_{0,5}$  ukazuje na nárůst tvrdosti nástřiku. Vliv rychlosti posuvu a offsetu nehrál výraznou roli na změnu tvrdosti. Výraznější odchylky se ukázaly pouze v případech, kdy byla rychlost posuvu stolku  $15 \text{ mm/s}$  v kombinaci s *offsetem* = 100 a 300 mA, lze vidět na Obr. 29. Zajímavý výsledek je také pro rychlost posuvu  $v_s = 15 \text{ mm/s}$  a offset 50 mA, kde tvrdost dosahuje téměř  $1000 HV_{0,5}$ , ale dochází k prudkému poklesu tvrdosti na rozhraní, pravděpodobně v důsledku menší tloušťky nástřiku. V ostatních případech byla pozorována tvrdost nástřiku nižší a přechod tvrdosti mezi nástřikem a substrátem byl plynulejší pravděpodobně v důsledku rozdílného rozložení precipitátů v dříve popsaných vrstvách. V Obr. 30. jsou porovnány aritmetické průměry tvrdosti včetně směrodatné odchylky původního nástřiku a nástřiků po obou módech přetavení. Z porovnání vidíme, že nejlepších výsledků dosáhl mód linka, ale rozptyl tvrdostí byl větší než v případě použití módu 6-bodů, kdy byla tvrdost menší.

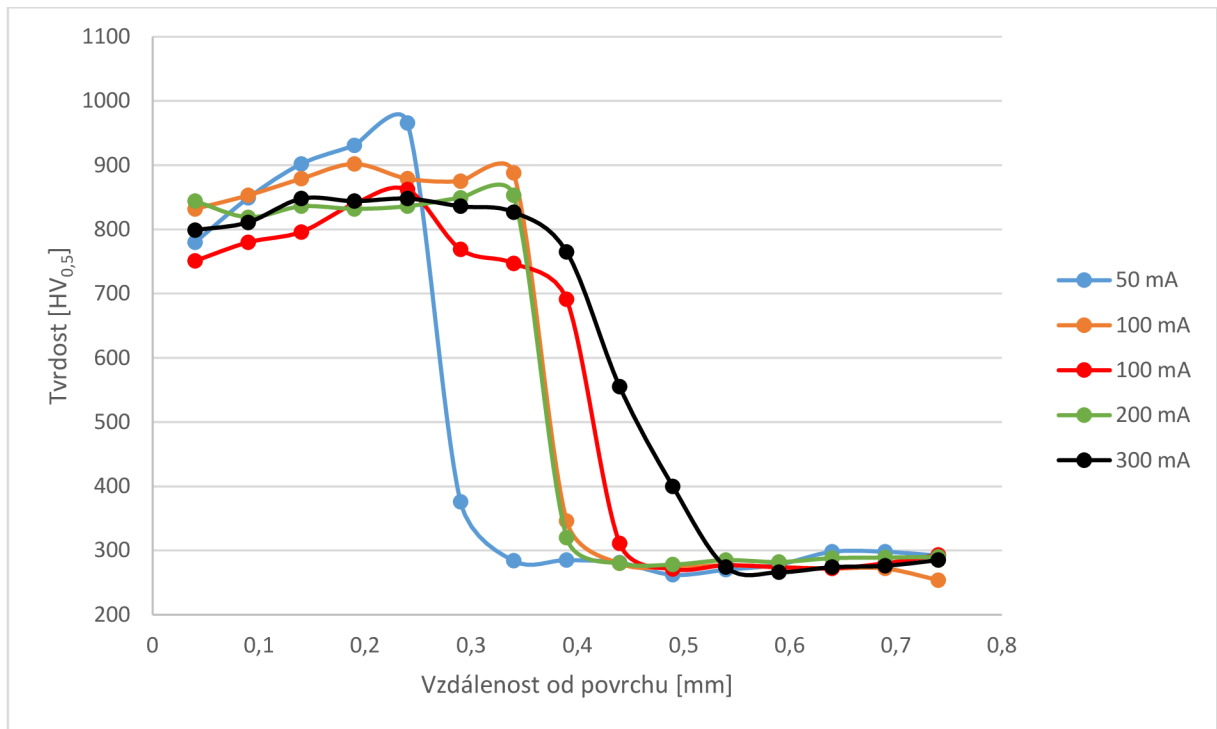


Obr. 27. Průběh tvrdosti směrem do středu materiálu po přetavení módem 6-bodů.

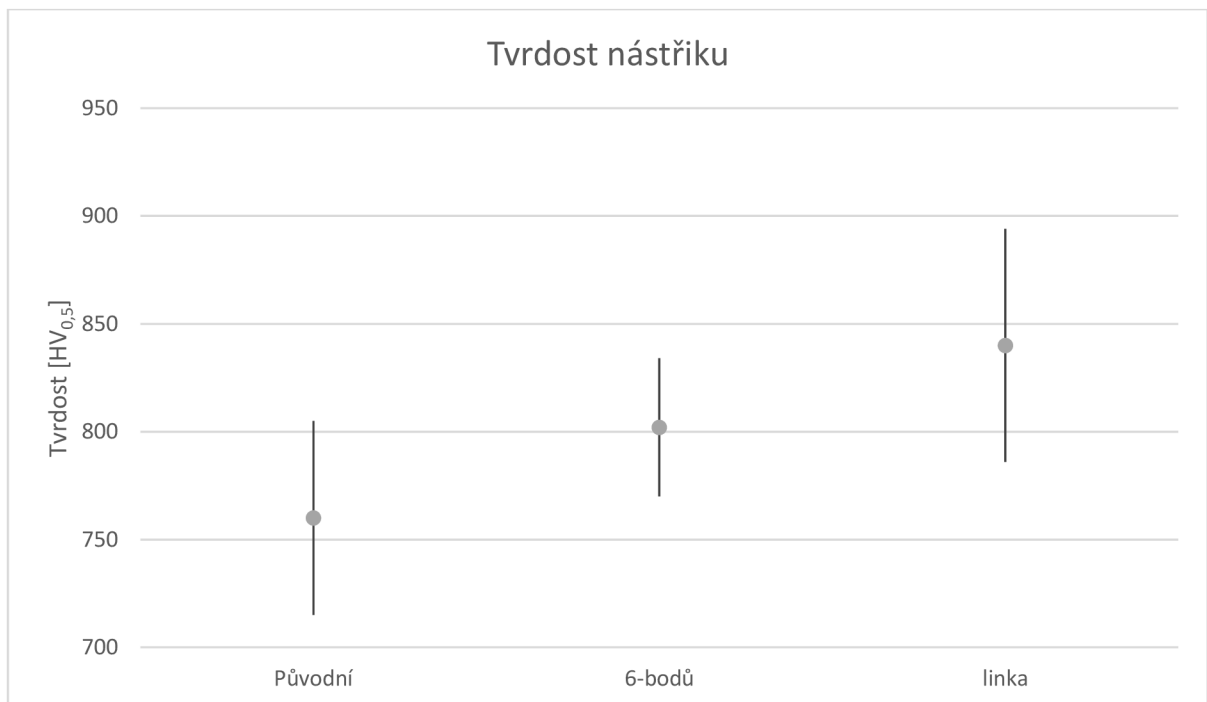


Obr. 28. Průběh tvrdosti směrem do středu materiálu v závislosti na rychlosti posuvu stolku po přetavení módem linka pro *Offset* = 100 mA.





Obr. 29. Průběh tvrdosti směrem do středu materiálu v závislosti na offsetu po přetavení módem linka pro rychlost posuvu stolku  $v_s = 15 \text{ mm/s}$ .

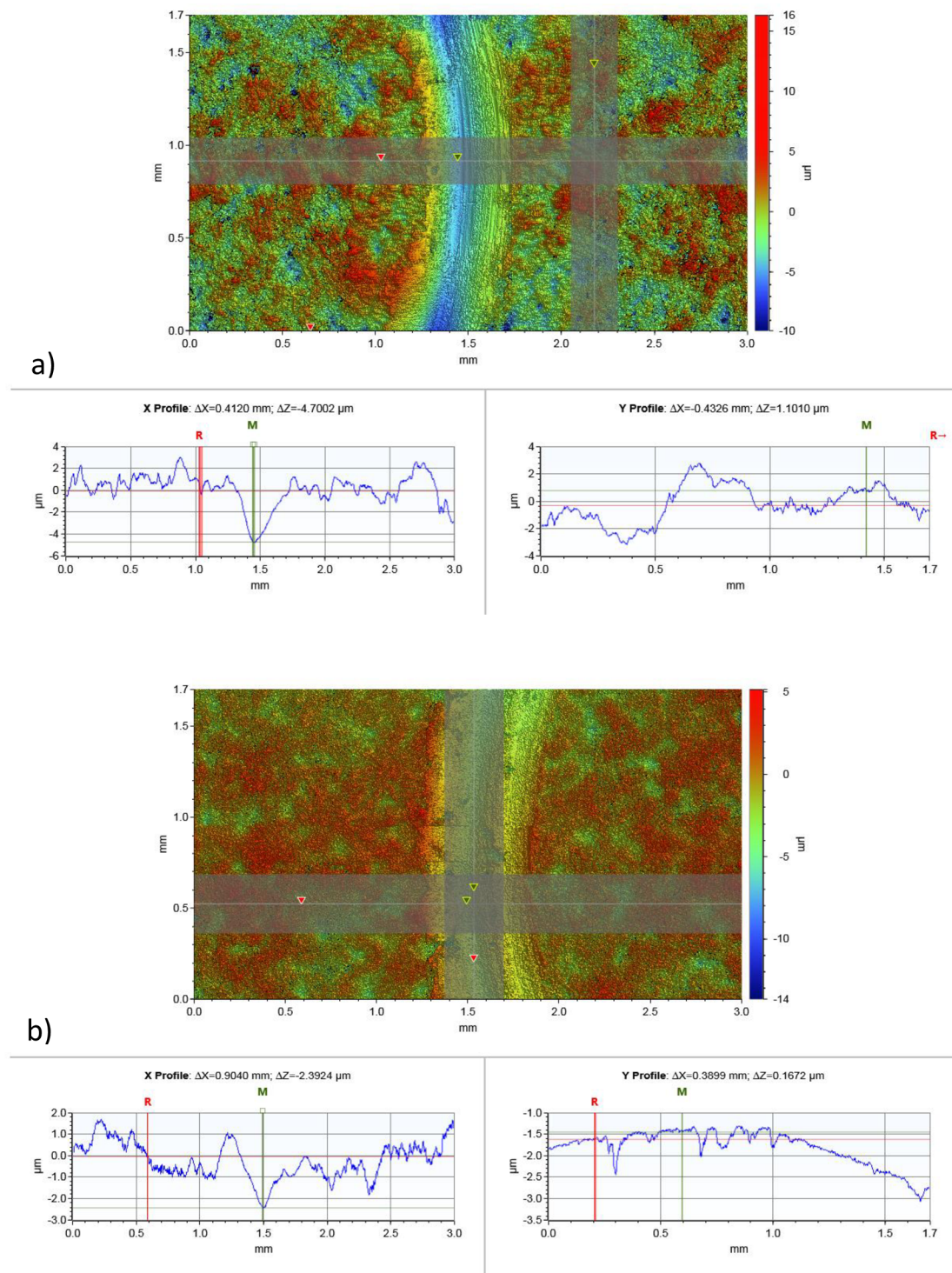


Obr. 30. Porovnání tvrdosti nástřiku před a po přetavení módy 6-bodů a linka.

### Opotřebení

EB přetavení mělo kladný vliv na odolnost nástřiku NiCrBSi proti opotřebení. Jak v případě módu ST, tak v případě LT, byla hloubka stopy po opotřebení menší než v případě, kdy nebyl nástřik přetaven. V případě přetavení módem 6-bodů lze na Obr. 31. a) vidět členitost povrchu, jež byla změřena a uvedena v Tab. 8. Změřená hloubka

stopy po testu opotřebení se rovnala  $4,2 \mu\text{m}$ . Vzniklá stopa po opotřebení neprokázala žádné odlamování nástřiku v průběhu zkoušky. Mód linka dosáhl podobných výsledků jako v případě přetavení 6-body. Opět je potvrzena nižší drsnost povrchu. V tomto případě dosáhla hloubka stopy opotřebení hodnoty pouhých  $2,3 \mu\text{m}$ . Nicméně jak lze vidět na Obr. 31. b), dochází k odlamování povrchového nástřiku, což by při kombinaci opotřebení a korozního prostředí mohlo vést k selhání funkce. Použití různých módů vychylování EB nemělo výrazně jiný vliv na výsledné opotřebení nástřiku.



Obr. 31. Testy opotřebení nástřiku NiCrBSi a) ST\_06, b) LT\_02.

## 10. Diskuse

Houdková et al. [24] uvádějí, že po přetavení nástřiku NiCrBSi vysoce energetickým laserem došlo k vytvoření tří odlišitelných vrstev v nástřiku. Utu a Marginean [28] využili EB k přetavení termálního nástřiku  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$  pomocí HVOF na substrát titanu a k tvorbě uvedených vrstev nedošlo. Nicméně oba zdroje uvádí, že došlo ke zlepšení mikrostruktury nástřiku. Především se jednalo o odstranění struktur splatů, dále sníženou porozitu, ale i více kompaktní a homogenní strukturu. Stejně závěry potvrdily i výsledky této práce, kdy po přetavení nástřiku došlo ke snížení drsnosti z původní hodnoty  $8,8 \mu\text{m}$  na  $2,1 \mu\text{m}$ , v maximu pro případ módu 6-bodů a  $2,3 \mu\text{m}$  v maximu pro mód linka. Stejně jako v případě drsnosti došlo k výraznému snížení porozity z hodnoty  $4,6 \%$  na  $1,4 \%$  u obou módů, viz kapitola 9. Dále se přetavení projevilo tvorbou odlišitelných vrstev v nástřiku, které byly po své délce homogenní.

Vrstva u povrchu obsahovala hrubé precipitáty, vnitřní část nástřiku obsahovala jemnozrnné precipitáty a v blízkosti přechodové oblasti mezi nástřikem a substrátem se nacházely zhrublé částice intermetalických fází. Zenker [29] uvádí, že proces tavení bez změny chemického složení vzniká dodáním energie nad teplotu tavení následovaný rychlým ochlazením. Při odvodu tepla do okolí mají vrstvy dostatečnou teplotu, aby došlo ke zlepšení vlastností vrstev. Výsledky této práce jsou v souladu s tímto výsledkem. Po ověření chemického a fázového složení byly nalezeny precipitáty boridu chromu (CrB) a boridu triniklu ( $\text{Ni}_3\text{B}$ ) v tuhém roztoku niklu, ve zdroji [19] uvádějí výskyt precipitátů stejného typu. Námi pozorované fázové složení navíc odhalilo křemičitany na bázi niklu a chromu  $\text{Ni}_3\text{Si}$  a  $\text{CrSi}_2$ , viz Obr. 24., které byly také pozorovány ve zdroji [24], ale chromové silicidy se nevyskytovaly vůbec pro mód 6-bodů a některé parametry módu linka. Dále byly pozorovány rozdílné obsahy fází v závislosti na módu přetavení. Přetavení módem linka prokázalo nižší obsah fáze TR niklu a vyšší koncentrace nově vzniklých CrB. Přetavení módem 6-bodů mělo opačný efekt, obsah TR niklu vzrostl a ostatní fáze byly zastoupeny pouze v jednotkách procent. Při přípravě vzorků byly použity různé parametry proudu  $I$  (mA), pohybu stolku  $v_s$  (mm/s) a *offsetu* (mA), takže nelze výsledky přímo porovnat. Z tohoto důvodu zavádíme pro porovnatelnost výsledků tvrdosti a opotřebení jednotlivých módů přetavení veličinu „měrné“ energie  $E$  (J/mm). K největšímu předání energie dochází v určité hloubce pod povrchem a materiál je v ní intenzivněji zahříván. Výpočet proběhl dle vztahu (5) a výsledky jsou uvedeny v Tab. 12.

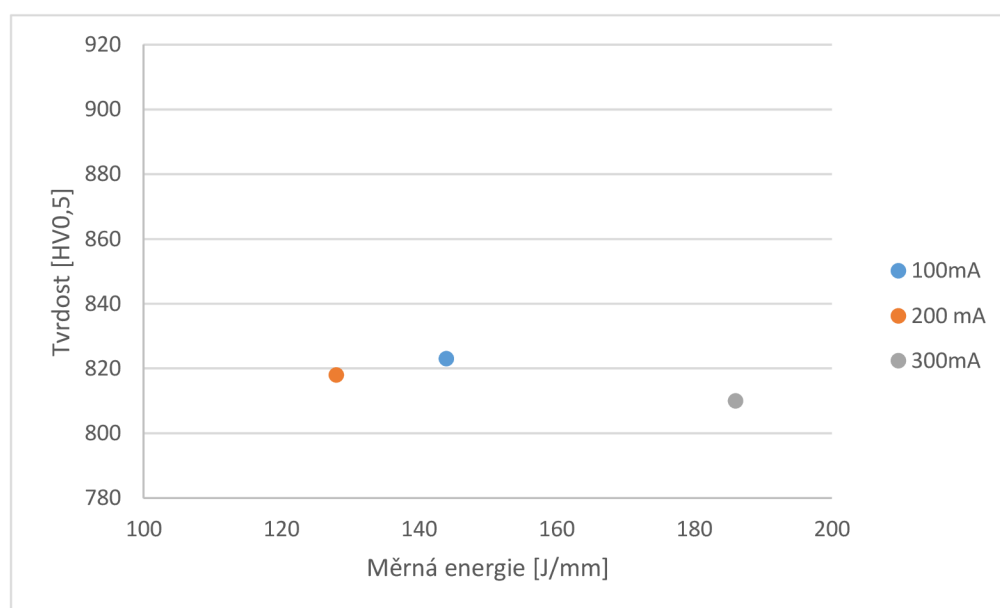
$$E = \frac{U \cdot I}{v_s} \quad (5)$$

Kde  $E$  - měrná energie (J/mm);  $U$  - hodnota urychlovacího napětí zdroje elektronů (V);  
 $I$  - proud pro zdroj elektronů (A);  $v_s$  - rychlost pohybu stolku ve vakuové komoře (mm/s).

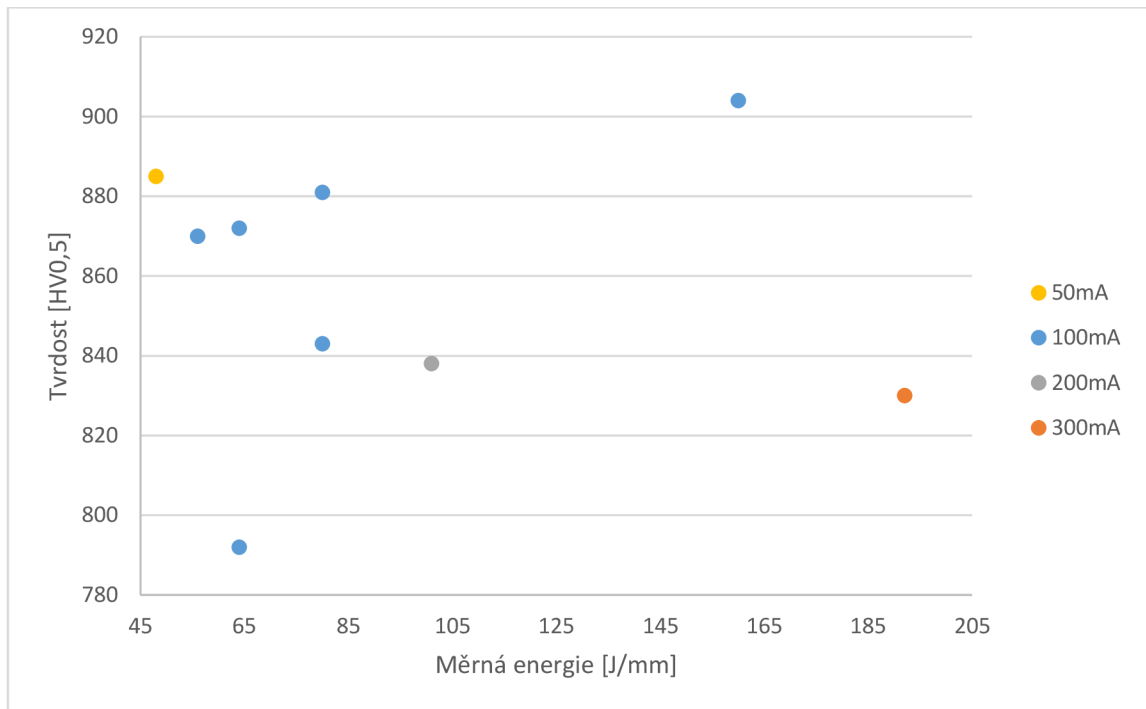
Tab. 12. Přehled vzorků a jejich hodnoty měrné energie.

Označení vzorku	Rychlost stolku (mm/s)	Proud (mA)	Měrná energie (J/mm)
ST_06	5	9	144
ST_07	15	24	128
ST_12	15	35	186
LT_02	15	12	64
LT_10	15	12	64
LT_14	5	10	160
LT_27	20	14	56
LT_33	15	36	192
LT_42	25	25	80
LT_43	15	19	101
LT_45	15	9	48
LT_47	10	10	80

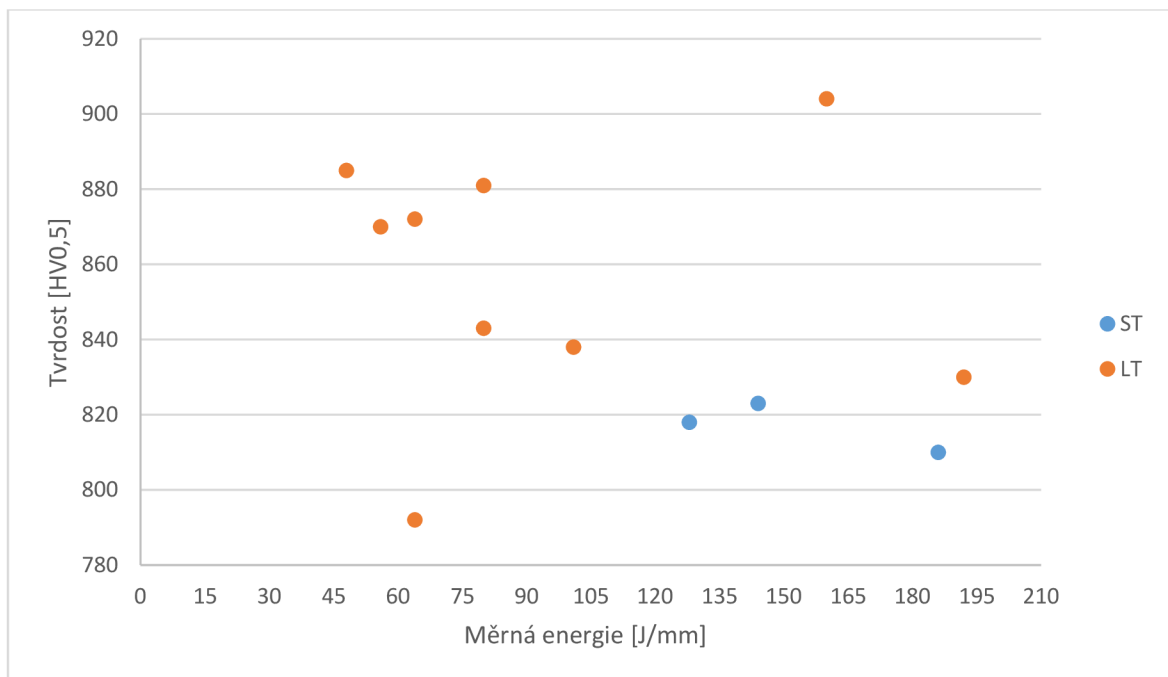
Vyšší hodnoty tvrdosti po přetavení, které byly pozorovány v Obr 27-29. jsou opět v souladu s dříve pozorovanými výsledky zdrojů [19; 24; 30]. Závislost tvrdosti na dodané “měrné“ energii pro mód 6-bodů je zobrazen v Obr. 32. i přes malé množství vzorků lze vidět, že použité parametry napětí, proudu a offsetu nemají výrazný vliv na výslednou tvrdost. Jinak je tomu pro případ linka, viz Obr. 33., kde větší fokusace při nižších energiích dosahuje velmi dobrých hodnot tvrdosti a naopak větší rozostření při vyšších energiích vede k tvrdosti nižší. Z těchto závěrů vyplývá, že u vzorků s vyšší měrnou energií a větším offsetem nedocházelo k tak výraznému nárůstu tvrdosti. Pravděpodobně to bylo díky menší hustotě energie přenesené na materiál v důsledku toho, že jsou elektrony rozptýleny na větší ploše. Naopak vyšších hodnot tvrdosti se dosáhlo v případě vyšší hustoty energie dodané na menší ploše, díky menší hodnotě offsetu a to i přes nižší hodnotu měrné energie. V obou případech se dosáhlo největší tvrdosti pro nastavení *offsetu* = 100 mA a energiích přibližně 150 – 165 J/mm. Porovnání lze vidět na Obr. 34. Zvýšená abrazivzdornost se znovu ukazuje jako výsledek očekávaný. Houdková, González, Serres a jejich týmy [18; 19; 24] uvádějí stejné závěry.



Obr. 32. Závislost průměrné tvrdosti na měrné energii pro mód přetavení 6-bodů.



Obr. 33. Závislost průměrné tvrdosti na měrné energii pro mód přetavení linka.



Obr. 34. Závislost průměrné tvrdosti na měrné energii pro všechny vzorky současně.

## 11. Závěr

Vzorky připravené nanesením práškového materiálu NiCrBSi metodou termálního nástřiku HVOF na substrát ocele 42CrMo4 byly přetaveny módy EB 6-bodů a linka. U takto připravených vzorků byl následně studován vliv EB na strukturu, porozitu, chemické složení, tvrdost a abrazivzdornost. Z naměřených výsledků vyplývají tyto závěry:

1. V obou případech přetavení, jak 6-bodů, tak linka došlo ke snížení drsnosti povrchu nástřiku z původních  $8,8 \mu\text{m}$  bez přetavení na hodnoty kolem  $1 \mu\text{m}$  pro mód linka a přibližně  $2 \mu\text{m}$  pro mód 6-bodů.
2. Po přetavení nástřiku NiCrBSi dochází nezávisle na módu a EB k jeho rozdělení do tří vrstev s různou strukturou. Nejbliže povrchu se nachází vrstva s hrubými precipitáty, druhá vrstva tvořící se uprostřed nástřiku obsahuje velmi jemné precipitáty. V oblasti na rozhraní mezi nástřikem a substrátem vznikla vrstva se zhrubými intermetalickými částicemi. Pro mód 6-bodů došlo také ke zmenšení tloušťky vrstvy.
3. Výše uvedené vrstvy po přetavení byly v obou případech zcela homogenní s nižší porozitou ve vzorcích 6-bodů  $1,4 \pm 0,5 \%$  a velikostí pórů  $10,5 \pm 4,5 \mu\text{m}^2$ . Hodnota porozity pro vzorky linka byla  $1,4 \pm 0,6 \%$  a velikost pórů  $8,3 \pm 7,1 \mu\text{m}^2$ . Původní porozita činila  $4,6 \pm 2,4 \%$  a velikost pórů byla v rozmezí  $15,8 \pm 15,5 \mu\text{m}^2$ .
4. Mezi nástřikem a substrátem nedochází k výrazné difuzi, a tím pádem se chemické složení v přechodové oblasti mění minimálně. Jediný prvek, který byl pozorován ve vyšší koncentraci po přetavení bylo železo. To se objevilo pouze v nejbližší vrstvě na rozhraní mezi nástřikem a substrátem.
5. Po přetavení došlo k nárůstu tvrdosti při použití obou módů EB, použití módu linka mělo výraznější vliv na růst tvrdosti. Nicméně vždy byl průběh velmi podobný a kopíroval vzniklé vrstvy po přetavení. Nejprve je hodnota tvrdosti nižší díky hrubým precipitátům, po přechodu do vrstvy jemných precipitátů dochází k jejímu nárůstu. Nárůst pokračuje i přes třetí vrstvu hrubých intermetalických fází blízko rozhraní substrát/nástřik. Poté dochází k prudkému poklesu z důvodu přechodu do substrátového materiálu 42CrMo4. Po skokové změně je tvrdost substrátu stejná, jako v případě bez přetavení.
6. Abrazivzdornost přetaveného nástřiku také vzrostla. Použitá metoda pin-on-disc neprokázala výraznější závislost na módu přetavení. Hloubka stopy testu opotřebení po přetavení nástřiku nepřesáhla  $4,2 \mu\text{m}$ , což je hodnota přibližně poloviční než v případě bez přetavení.
7. Mód linka má po přetavení výraznější vliv na vlastnosti nástřiku, ovšem velmi závisí na parametrech zdroje elektronů jako je offset, urychlovací napětí a proud.



## Citovaná literatura

- [1] PTÁČEK, L. a KOLEKTIV. *Nauka o materiálu II*. Brno: CERM, 1999. ISBN 80-7204-130-4.
- [2] VOCEL, M. a V. DUFEK. *Tření a opotřebení strojních součástí*. 1. vyd. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1976. Řada strojírenské literatury.
- [3] SUCHÁNEK, J. *Erozivní opotřebení materiálů*. 1. vyd. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2014. ISBN 978-80-01-05532-8.
- [4] Erosive Wear. *JGS* [online]. Marinette: Website Design & SEO, 2013 [cit. 2019-02-28]. Dostupné z: <https://1url.cz/MMTkb>
- [5] JUREČKA, M. *Erozivní účinky kavitace*. Brno, 2010. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Prof. Ing. František Pochylý, CSc.
- [6] SUCHÁNEK, J. Kavitační opotřebení. *Tribotechnika* [online]. Slovensko: TechPark, 2011 [cit. 2019-02-28]. Dostupné z: <https://1url.cz/dMTk6>
- [7] *Corrosionpedia: Fatigue Wear* [online]. Alberta, Canada: Janalta Interactive, 2017 [cit. 2019-02-18]. Dostupné z: <https://1url.cz/2MTsL>
- [8] SUCHÁNEK, J. Vibrační opotřebení. *Tribotechnika* [online]. Slovensko: TechPark, 2011 [cit. 2019-02-18]. Dostupné z: <https://1url.cz/MMTkm>
- [9] KRAUS, V. *Tepelné zpracování a slinování*. 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013. ISBN 978-80-261-0260-1.
- [10] PÍŠEK, David. *Chemicko-tepelné zpracování ocelí*. Brno, 2015. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Ing. Karel Němec, Ph.D.
- [11] BISCH, C., M. NADAL, F. TEYSSANDIER, M. BANCEL a B. VALLON. Chemical vapour deposition of titanium carbide on WC-Co cemented carbides. *Materials Science and Engineering: A*. 1995, **202**(1), 238-248. DOI: [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(95\)09812-7](https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)09812-7). ISSN 0921-5093. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0921509395098127>
- [12] PROCHÁZKA, P. *Příprava grafenu metodou CVD*. Brno, 2012. Diplomová. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Ing. Jindřich Mach, Ph.D.
- [13] OHRING, Milton. *Materials science of thin films: deposition and structure*. 2nd. San Diego: Academic Press, 2002.
- [14] MATTOX, D. Handbook of physical vapor deposition (PVD) processing. MATTOX, Donald. *Handbook of physical vapor deposition (PVD) processing* [online]. Second Edition. Oxford: Elsevier, 2010, s. 1-24 [cit. 2019-03-25]. ISBN 978-0-8155-2037-5.

- [15] ESPALLARGAS, N. Future development of thermal spray coatings: types, designs, manufacture and applications. ESPALLARGAS, Nuria. *Future development of thermal spray coatings: Types, Designs, Manufacture and Applications* [online]. First. Cambridge: Elsevier, 2015, s. 1-50 [cit. 2019-03-26]. ISBN 978-0-85709-774-3.
- [16] What is thermal spray?. *Flame Spray Technologies* [online]. Duiven: Colophon, 2019 [cit. 2019-03-26]. Dostupné z: <https://www.fst.nl/about/thermal-spray-process-what-is-thermal-spray/>
- [17] KWOK, C.T, H.C MAN a F.T CHENG. Cavitation erosion–corrosion behaviour of laser surface alloyed AISI 1050 mild steel using NiCrSiB. *Materials Science and Engineering: A*. 2001, **303**(1), 250-261. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01850-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01850-5). ISSN 0921-5093. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509300018505>
- [18] SERRES, N., F. HLAWKA, S. COSTIL, C. LANGLADE a F. MACHI. An investigation of the mechanical properties and wear resistance of NiCrBSi coatings carried out by in situ laser remelting. *Wear*. 2011, **270**(9), 640-649. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2011.01.025>. ISSN 0043-1648. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164811000342>
- [19] GONZÁLEZ, R., M. CADENAS, R. FERNÁNDEZ, J.L. CORTIZO a E. RODRÍGUEZ. Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser. *Wear*. 2007, **262**(3), 301-307. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.05.009>. ISSN 0043-1648. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164806002080>
- [20] MIGUEL, J.M., J.M. GUILMANY a S. VIZCAINO. Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes. *Tribology International*. 2003, **36**(3), 181-187. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0301-679X\(02\)00144-5](https://doi.org/10.1016/S0301-679X(02)00144-5). ISSN 0301-679X. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0301679X02001445>
- [21] PLANCHE, M.P., Hanlin LIAO, Bernard NORMAND a Christian CODDET. *Relationships between NiCrBSi particle characteristics and corresponding coating properties using different thermal spraying processes*. 2005, **200**, 2465 s. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2004.08.224.
- [22] BERGANT, Z. a J. GRUM. *Quality Improvement of Flame Sprayed, Heat Treated, and Remelted NiCrBSi Coatings*. 2009, **18**, 380 s. DOI: 10.1007/s11666-009-9304-7.
- [23] KARIMI, M., H. SALIMIJAZI a M. GOLOZAR. Effects of remelting processes on porosity of NiCrBSi flame sprayed coatings. *Surface Engineering*. Taylor & Francis, 2016, **32**(3), 238-243. DOI: 10.1179/1743294415Y.0000000107. ISSN 0267-0844. Dostupné také z: <https://doi.org/10.1179/1743294415Y.0000000107>
- [24] HOUDKOVÁ, Š., E. SMAZALOVÁ, M. VOSTŘÁK a J. SCHUBERT. Properties of NiCrBSi coating, as sprayed and remelted by different technologies. *Surface and Coatings Technology*. 2014, **253**, 14-26. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.05.009>. ISSN 0257-8972. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897214004150>

- [25] VÁLKA, L. *Stroj pro svařování a povrchové tepelné zpracování s pomocí elektronového svazku PROBEAM K26*. Brno: FSI VUT Brno, 2013.
- [26] MIKUŠ, T. *Vliv trajektorie elektronového svazku na vlastnosti povrchu oceli 42CrMo4*. FSI, Brno, 2018. Diplomová. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.
- [27] FRANKE, R., I. HAASE, M. KLEMM a R. ZENKER. Friction and wear behaviour of electron beam surface treated aluminium alloys AlSi10Mg(Cu) and AlSi35. *Wear*. 2010, **269**(11), 921-929. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.08.002>. ISSN 0043-1648. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164810002711>
- [28] UTU, I.D a G. MARGINEAN. Effect of electron beam remelting on the characteristics of HVOF sprayed Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiO<sub>2</sub> coatings deposited on titanium substrate. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*. 2017, **526**, 70-75. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.colsurfa.2016.10.034>. ISSN 0927-7757. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927775716308883>
- [29] ZENKER, R. Structure and Properties as a Result of Electron Beam Surface Treatment. *Advanced Engineering Materials*. John Wiley & Sons, Ltd, 2004, **6**(7), 581-588. DOI: 10.1002/adem.200400416. ISSN 1438-1656. Dostupné také z: <https://doi.org/10.1002/adem.200400416>
- [30] HE, J., B.G. ZHANG a W.L. LI. The dependence of the electron beam remelting parameters on the surface residual stress and hardness of NbSi<sub>2</sub> coatings on niobium alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2013, **577**, 436-438. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.06.120>. ISSN 0925-8388. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838813015181>

## Seznam zkratk

Zkratka	Anglický název	Český překlad
EB	Electron beam	Elektronový paprsek
HVOF	High velocity oxy-fuel	Vysokorychlostní nástřik plamenem
CHTZ		Chemicko-tepelné zpracování
CVD	Chemical vapour deposition	Chemická depozice z par
PVD	Physical vapour deposition	Fyzikální depozice z par
APS	Advanced plasma spraying	Vylepšené nanášení plazmou
CS	Cold spray	Kinetická depozice
TR		Tuhý roztok
PECVD	Plasma enhanced CVD	Plazmou vylepšené CVD
LECVD	Laser enhanced CVD	Laserem vylepšené CVD
IVD	Ion vapour deposition	Depozice výparu iontů
IBAD	Ion beam assisted deposition	Depozice s pomocí iontového svazku
SM		Světelný mikroskop
SEM	Scanning electron microscope	Rastrovací elektronový mikroskop
SE	Secondary electrons	Sekundární elektrony
BSE	Back-scatter electron	Zpětně odražené elektrony
EDS	Energy dispersion spectrum	Energiově disperzní spektrum
XRD	X-ray diffraction	Rentgenová difrakce
OA		Obrazová analýza

## Seznam symbolů

Symbol	Význam a jednotka
$W$	Objemový úbytek [ $mm^3/s$ ]
$K_{adh}$	Součinitel opotřebení [-]
$\alpha$	Konstanta velikosti částic [-]
$P_m$	Tlak potřebný k dosažení plastické deformace [ $\sim HB$ ]
$K, k$	Konstanta [-]
$W_o$	Objemový otěr [ $mm^3/m$ ]
$H_a$	Tvrdość abraziva [ $HB$ ]
$H_k$	Tvrdość kovu [ $HB$ ]
$W_s$	Objemový úbytek rýhováním [ $mm^3/m$ ]
$W_d$	Objemový úbytek deformační [ $mm^3/m$ ]
$M$	Celková hmotnost dopadajících částic [kg]
$v$	Dopadová rychlost částic [m/s]
$\phi$	Poměr mezi délkou a hloubkou rýh [-]
$E_o$	Energie potřebná na odstranění jednotky objemu při deform. mechanismu [J]
$E$	“Měrná“ energie [J/mm]
$U$	Urychlovací napětí [V]
$I$	Proud pro zdroj elektronů [A]
$v_s$	Rychlost posuvu stolku [m/s]