



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

MODIFIKACE POVRCHU KOVOVÝCH MATERIÁLŮ S VYUŽITÍM ELEKTRONOVÉHO SVAZKU

SURFACE TREATMENT TECHNOLOGY OF METALLIC MATERIALS AND ITS APPLICATIONS USING
ELECTRON BEAM

DIZERTAČNÍ PRÁCE

DOCTORAL THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Ing. et Ing. Jiří Matlák

ŠKOLITEL

SUPERVISOR

prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.

BRNO 2019

ABSTRAKT

Rychlé vychylování představuje jednu z velkých předností elektronového svazku, díky které je možné zpracovat naráz poměrně velikou oblast a zároveň modifikovat distribuci dodávané energie. Dizertační práce je zaměřena na povrchové tepelné zpracování elektronovým svazkem s důrazem na zhodnocení vlivu způsobu vychylování svazku na tento proces. Dále je studován vliv rychlosti zpracování a míry rozostření elektronového svazku. V literární části práce je uveden princip technologie elektronového svazku a souhrn poznatků z oblasti povrchového tepelného zpracování různých materiálů. Experimentální část je věnována studiu vlivu parametrů zařízení na proces zpracování jak v pevné fázi, realizováno na oceli 42CrMo4, tak i v kapalné fázi na slitině NiCrBSi. Dosažené výsledky jsou posuzovány především z hlediska změn struktury, tvrdosti, tvaru zpracované oblasti a odolnosti proti opotřebení. Rovněž je provedeno zhodnocení výsledků z energetického hlediska. Dále pak je pro povrchové tepelné zpracování v pevné a kapalné fázi doporučena optimální kombinace technologických parametrů.

ABSTRACT

Fast deflection is one of the great advantages of an electron beam, making it possible to process a relatively large area at once and also to modify the distribution of the supplied energy. The dissertation deals with surface heat treatment with a focus on the effect of beam deflection on the process. Furthermore, the influence of processing speed and defocusing of the electron beam is studied. The principles of electron beam technology and the summary of surface heat treatment of various materials are presented in the literary part of the thesis. The experimental part is focused on the influence of process parameters on processing in the solid phase, carried out on steel 42CrMo4, and in the liquid phase, carried out on alloy NiCrBSi. Especially changes in structure, hardness, shape of the processed area and wear resistance are evaluated on processed samples. The results are also evaluated from an energy perspective. Furthermore, an optimum combination of technological parameters is recommended for solid and liquid phase surface heat treatment.

KLÍČOVÁ SLOVA

Ocel 42CrMo4, slitina NiCrBSi, elektronový paprsek, vychylování, rozostření, kalení, přetavování, povrchové zpracování

KEYWORDS

Steel 42CrMo4, alloy NiCrBSi, electron beam, deflection, defocusing, hardening, remelting, surface treatment

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

MATLÁK, Jiří. Modifikace povrchu kovových materiálů s využitím elektronového svazku. Brno, 2019. Dostupné také z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/113811>. Dizertační práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Rudolf Foret.

PODĚKOVÁNÍ

Rád bych poděkoval prof. Ing. Rudolfovi Foretovi, CSc. a prof. Ing. Ivovi Dlouhému, CSc., stejně jako ostatním zaměstnancům FSI, kteří mi pomohli cennými připomínkami a odbornými radami při zpracování materiálů, přípravě vzorků a jejich vyhodnocování.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem dizertační práci vypracoval samostatně a že všechny použité literární zdroje jsem správně a úplně citoval.

V Brně dne 18. července 2019

.....
Ing. et Ing. Jiří Matlák

OBSAH:

1 Úvod	8
2 Elektronový paprsek	9
2.1 Vlastnosti a chování elektronů	9
2.2 Interakce elektronového svazku a pevné látky.....	9
2.3 Generátor elektronového paprsku	11
2.3.1 Elektronový zdroj	13
2.3.2 Elektronová optika	14
2.3.3 Vady elektronového svazku.....	16
3 Aplikace elektronového paprsku	18
3.1 Svařování a pájení	19
3.2 EB povrchové zpracování	20
3.2.1 Povrchové zpracování bez přetavení	21
3.2.2 Povrchové zpracování s přetavením	23
4 Cíle práce	27
5 Materiál a metodiky experimentů	28
5.1 Experimentální materiál	28
5.1.1 Zpracování v pevné fázi – ocel 42CrMo4	28
5.1.2 Zpracování v kapalně fázi - nástřik NiCrBSi.....	29
5.2 Zařízení elektronového svazku a vychylování EB	31
5.3 Parametry zařízení ovlivňující procesy povrchového tepelného zpracování	35
5.4 Příprava vzorků	35
5.4.1 Použité metody a zařízení při vyhodnocování vzorků.....	37
6 Výsledky experimentů a jejich diskuse	39
6.1 Teplotní profil zpracování EBH.....	39
6.2 Strukturní změny oceli 42CrMo4.....	44
6.2.1 Vliv parametrů v_s , <i>Offset</i> a <i>FRQ</i>	46
6.2.2 Přetavení povrchu	48
6.2.3 Kalení elektromagnetickou indukcí a laserem.....	49
6.3 Měření tvrdosti oceli 42CrMo4.....	51
6.3.1 Hloubka EBH vrstvy.....	57
6.3.2 Indukční a laserové kalení	59
6.4 Struktura nástřiku NiCrBSi	62
6.4.1 Výchozí stav	62
6.4.2 Výskyt trhlin v přetavené vrstvě.....	64

6.4.3	Povrchová drsnost a porozita nástřiku	65
6.4.4	Změna struktury po přetavení	67
6.4.5	Fázové a chemické složení nástřiku	70
6.5	Měření tvrdosti nástřiku NiCrBSi	77
6.6	Odolnost proti opotřebení	80
6.7	Geometrie stop	85
6.7.1	Zpracování v pevné fázi	85
6.7.2	Zpracování v kapalně fázi	91
6.8	Energetická analýza	92
6.9	Shrnutí a diskuse výsledků	97
6.9.1	Zpracování módem „1 bod“	98
6.9.2	Zpracování módem „meandr“	98
6.9.3	Zpracování módy „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“	99
6.9.4	Zpracování módem „pole“	100
6.9.5	Vliv v_s a <i>Offset</i>	101
6.9.6	Odolnost proti opotřebení	102
7	Závěr	104
	Použitá literatura	106
	Seznam použitých zkratk	112
	Seznam příloh	113

1 ÚVOD

Technologie elektronového svazku bezesporu patří mezi moderní nástroje zpracování materiálů. V oblasti povrchových modifikací největší konkurenty představují investičně méně nákladné technologie indukčního kalení a zpracování laserem. Elektronový svazek uvedené technologie předčí v univerzálnosti, nižší oxidaci díky práci za sníženého tlaku, zpracováním komplikovaných trajektorií stejně jako přesně lokalizovaných oblastí, atd.

K dalším přednostem elektronového svazku patří možnost rychlého vychylování během procesu zpracování, které se realizuje pouze změnou velikosti proudu procházejícího elektromagnetickými cívkami, zatímco v případě laseru je zapotřebí mechanického pohybu zrcadla. Moderní zařízení bývají vybavena systémem velmi rychlého víceosého vychylování, díky čemuž lze ovlivňovat rozložení dodávané energie. Vliv distribuce energie na proces tepelného zpracování je předmětem aktuálního výzkumu [1] – [3], ale v dostupné literatuře je vždy analyzován pouze jeden typ vychylování. Cílem této dizertační práce je porovnání více způsobů vychylování a studium jejich vlivu na dosažené výsledky při kontinuálním zpracování v pevné a kapalné fázi. Dále se zaměřuje na vliv neostroty elektronového svazku a rychlosti posuvu komponenty pro daný typ procesu a nalezení optimálních hodnot, což v případě rozostření nebylo v literatuře doposud diskutováno.

Experimenty při zpracování v pevné fázi byly prováděny na oceli 42CrMo4. Povrchové přetavení bylo testováno na nástřiku NiCrBSi, který byl na základní materiál deponován metodou HVOF. Modifikace zvoleného nástřikaného materiálu byla dle literatury realizována řadou metod [4], nicméně elektronový svazek mezi nimi zatím nebyl.

2 ELEKTRONOVÝ PAPERSEK

Nástroj „elektronový paprsek“ lze chápat pro termické aplikace jako úzký proud vysoce urychlených elektronů pohybujících se přibližně stejným směrem a rychlostí. Jeho vlastnosti jsou dány zdrojem elektronů a poté elektronově-optickou soustavou.

2.1 Vlastnosti a chování elektronů

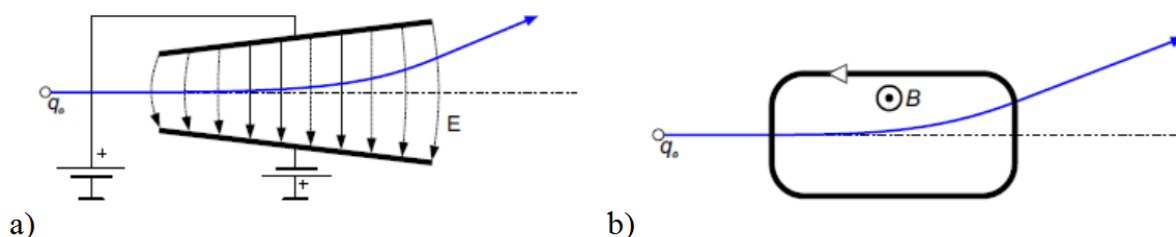
Elektrony představují základní elementární částice vyskytující se v každém atomovém obalu. Vykazují záporný náboj o velikosti $q_e = 1,602\,177 \cdot 10^{-19}$ C a klidové hmotnosti $m = 9,109\,390 \cdot 10^{-31}$ kg [5]. Většina hmotnosti atomů se ale koncentruje v jádru v podobě nenabitých neutronů a kladných protonů, jejichž jednotková hmotnost je přibližně o tři řády vyšší nežli elektronů.

Díky náboji elektrony mohou být ovlivněny elektrostatickým polem, kdy se urychlují pohybem k anodě (pozitivní elektroda) díky tzv. Coulombově síle. Aplikovaný rozdíl vnějšího napětí determinuje akceleraci částice. Například napětím 50 kV se dosahuje přibližně 40 % rychlosti světla, zatímco 150 kV již 63 %.

Druhou možnost ovlivnění trajektorie EB představuje průlet elektronu rychlostí v skrz elektromagnetické pole, kde na něj působí Lorentzova síla, kterou lze spočítat pomocí vztahu:

$$\mathbf{F}_L = q_e (\mathbf{E} + \mathbf{v} \times \mathbf{B}), \quad (2.1)$$

přičemž \mathbf{E} představuje vektor elektrické intenzity a \mathbf{B} vektor magnetické indukce vnějšího elektromagnetického pole. Schematicky znázorněné působení elektrostatického i elektromagnetického pole je uvedeno na Obr. 2.1 [6]. Existence této dvojice představuje nástroj umožňující změnu velikosti a také směru vektoru rychlosti elektronů.



Obr. 2.1 Vychylování svazku elektronů a) elektrostatickým polem a b) elektromagnetickým polem [6]

2.2 Interakce elektronového svazku a pevné látky

Interakcí se rozumí mechanismus penetrace elektronů a přenos energie jejich prostřednictvím do pevného materiálu. Elektrony ve svazcích využívaných pro svařování či obrábění mívají obvykle energii od 10^4 do 10^5 eV [7] a při dopadu na pevnou látku mohou interagovat s elektrony ve vnitřních obalech, nebo i s atomovým jádrem. Vzhledem k malé velikosti jader i elektronů se jedná o velmi málo pravděpodobný jev, a navíc při něm

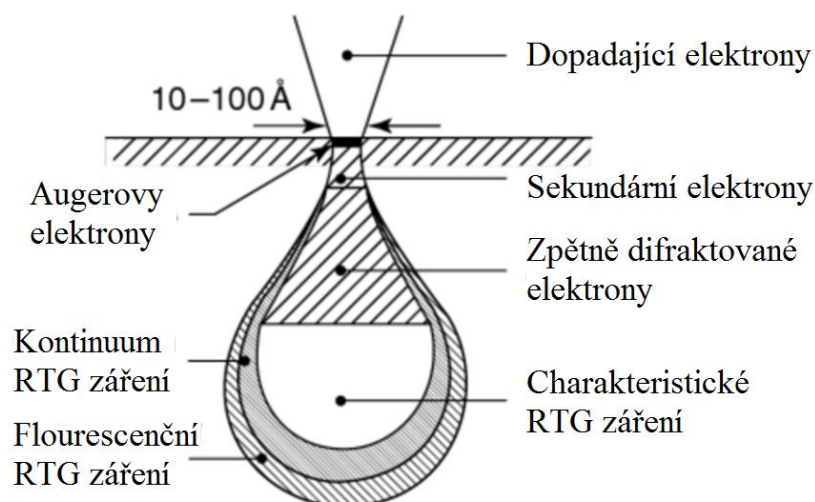
nedochází k výraznému přenosu energie, a tedy se jedná spíše o pružnou srážku. S výrazně vyšší pravděpodobností dochází ke střetu s elektrony v elektronovém obalu atomů a z důvodu srovnatelné hmotnosti se předává větší míra hybnosti respektive energie. Z oblasti kolize se šíří energie dále do zbytku materiálu pomocí následných srážek mřížkových fononů, což ve výsledku vede ke zvýšení teploty materiálu.

Veškerá energie dopadajících primárních elektronů z působícího svazku se ovšem nepřemění na teplo. Část elektronů může být odražena pružně zpět, či interagovat v následujících podobách:

- **Zpětně rozptýlené elektrony** – částice pronikající pod povrch, kde jsou pomocí pružných srážek opět navráceny zpět nad povrch a přitom ztrácí minimum své původní energie. Obvykle se označují zkratkou BSE.
- **Sekundární elektrony** – při srážce primárních elektronů ze svazku s elektrony uspořádanými okolo atomu dochází občas k jejich vyražení a uvolnění z rovnovážné polohy. Tyto uvolněné elektrony označované jako sekundární (SE) se následně vyzarují z materiálu.
- **Augerovy elektrony** – příčinou vzniku tohoto druhu elektronů je tzv. Augerův jev. V první fázi dochází k uvolnění sekundárního elektronu. Na prázdné místo poté přeskočí elektron z vyšší energetické hladiny a zároveň dochází k emisi přebytečné energie. Energetické kvantum je natolik veliké, že po pohlcení dalším elektronem v atomovém obalu se také uvolní a vyzáří jako tzv. Augerův elektron.
- **Charakteristické rentgenové záření** – při uvolnění SE vzniká v elektronovém obalu prázdné místo, které se zaplní elektronem z energeticky vyšší hladiny a přebytek energie se vyzáří jako rentgenové záření s vlnovou délkou 10^{-9} až 10^{-12} m. Obvykle se jedná o kaskádu přeskoků, při kterých je emitováno celé spektrum rentgenového záření, jehož vlnové délky jsou charakteristické pro daný prvek, a proto umožňují i jeho identifikaci.
- **Tepelné záření, světelné záření, atd.** – Záření vznikající stejným způsobem jako rentgenové, jen s jinou energií, resp. vlnovou délkou.

Kaskáda interakcí elektronů s pevným materiálem se realizuje v objemu, který se obvykle označuje jako Augerova hruška (Obr. 2.2 [8]), jejíž hloubku a šířku determinuje energie dopadajících primárních elektronů.

Energie a intenzita rentgenového záření rychle rostou se stoupajícím urychlovacím napětím svazku, a proto u zařízení pracujících s napětími vyššími než 60 kV je zapotřebí dbát zvýšené radiační bezpečnosti. U nižších napětí dochází k dostatečnému odstínění stěnami pracovní komory, nebo speciálními skly v průzorech. Vakuové komory u strojů s vyšším napětím jsou konstruovány ze silnějších materiálů a případně se přistupuje i k olověnému opláštění.



Obr. 2.2 Charakteristický hruškovitý tvar interakčního objemu elektronů s vyznačením oblastí charakteristických pro různé typy emitovaných produktů [8]

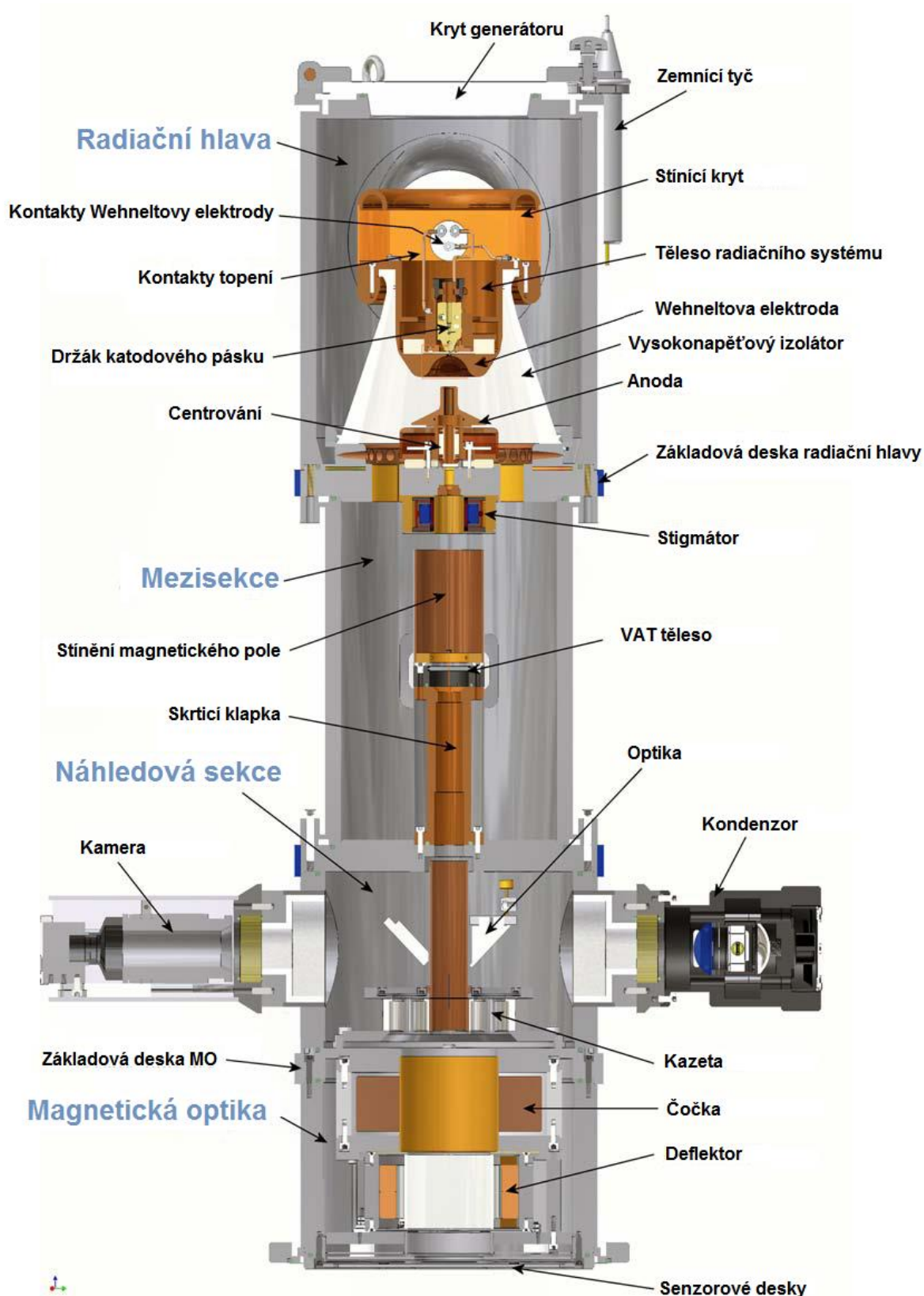
Problematika stanovení hloubky penetrace elektronů se řeší již poměrně dlouho. Nejprve se objevují pokusy o experimentální určení, jako například v práci Farnswortha na stříbře [9] či Ehrenberga s luminiscenčním fosforem [10]. Pozdější práce (např. [11], [12], [13]) již vytvářejí matematický model, pomocí kterého by mělo být možné výpočetně stanovit hloubku penetrace elektronů. Tato problematika je ovšem dodnes stále aktuální a současná tendence je zvládnout celý proces pomocí numerické simulace, jak dokládají např. práce [14], [15]. Pro účely této práce si ale vystačíme pro stanovení hloubky průniku elektronů d_v [m] s jednoduchým empirickým vztahem [7].

$$d_v = 2,1 \cdot 10^{-5} \frac{U_A^2}{\rho}, \quad (2.2)$$

kde ρ [$\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$] představuje měrnou hmotnost materiálu a U_A [V] urychlovací napětí. Výsledné hodnoty se v závislosti na urychlovacím napětí a typu materiálu pohybují v řádech tisícín až desetin milimetru [16].

2.3 Generátor elektronového paprsku

Generátor elektronového paprsku, také často nazývaný jako elektronové dělo, představuje komplikovanou sestavu mnoha komponent, jež jsou na vysoké technické úrovni. Dva základní stavební kameny elektronového děla představuje zdroj elektronů a elektronická optická soustava. Schéma reálné sestavy generátoru je znázorněno na Obr. 2.3 [17], který má navíc ve spodní části umístěny detektory umožňující práci jako na elektronovém rastrovacím mikroskopu. Elektronový svazek se přesně vychyluje do stanovených pozic a v každém bodě sbírá informace z analyzátorů o množství elektronů zbylých z interakce se základním materiálem. Následným zpracováním dat se vytvoří snímek aktuálně skenované oblasti, což umožňuje velice přesné navádění svazku v reálném čase.



Obr. 2.3 Schéma generátoru elektronového paprsku [17]

Pro hrubé navedení systému do zpracovávané oblasti lze navíc využít také obrazu získaného pomocí CCD kamery, která má vlastní optickou soustavu včetně osvětlení implementovaných do systému elektronového děla. Protože se jedná o systém nezávislý

na elektronovém děle, je tak možné celý proces zpracování živě sledovat a záznam následně dle potřeby archivovat.

Výše uvedené dva základní segmenty elektronového děla ke svému provozu vyžadují několik dalších podpůrných systémů, kterým zde nebude věnována bližší pozornost. Například mezi ně patří:

- **Výkonný vakuový systém** – vnitřní prostor elektronového děla i pracovní komory musí být udržovaný ve stavu hlubokého vakua (10^{-5} Pa), aby nedocházelo k nechtěným interakcím elektronů s molekulami vzduchu
- **Generátor vysokého napětí** – pro urychlování elektronů na požadované energie se využívá elektrostatické pole o napětí vyšším, nežli se nachází v distribuční síti. Proto se instaluje transformátor převádějící nízké napětí v rozvodné síti na požadované vysoké napětí (desítky až stovky kV).
- **Chladičí systém** – celý systém produkuje při provozu zbytkové teplo, které je nutné také odvádět.
- **Řídicí a ovládací systém, bezpečnostní systém, atd.**

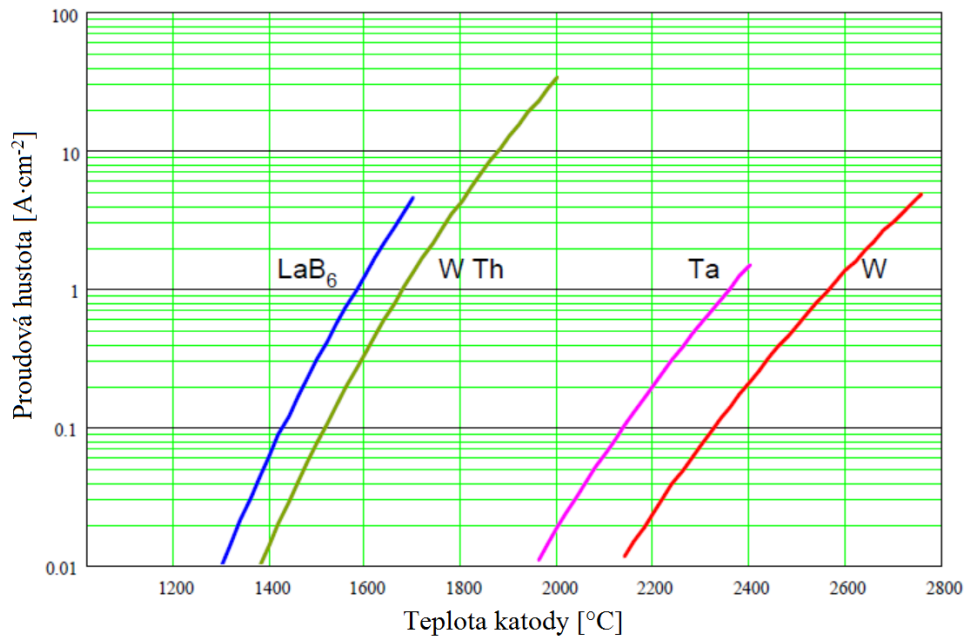
2.3.1 Elektronový zdroj

Na materiály používané na zdroje elektronů jsou kladeny specifické nároky, které výrazně limitují možný výběr. Mezi nejdůležitější patří vysoký bod tání, mechanická pevnost, nízká výstupní práce potřebná pro uvolnění elektronů a nízká chemická afinita. Jeden z nevhodnějších materiálů představuje wolfram, i když má relativně vysokou výstupní práci (4,5 eV). Další poměrně často využívaný materiál představuje hexaborid lanthanu LaB_6 . Nízká mechanická pevnost ovšem neumožňuje tvorbu celého tělesa zdroje, a proto se nosné části konstruují z jiných materiálů. Velmi výhodná a typická je ale nízká výstupní práce pohybující se v rozmezí 2,2–2,6 eV.

Zdroj elektronů vlastně představuje katoda, ze které se elektrony mohou uvolňovat na základě více mechanismů. Prakticky je ovšem možné využít pouze dvou jevů – autoemise a termoemise. Při autoemisi se elektrony uvolňují v důsledku působení silného elektrostatického pole a tzv. Schottkyho jevu, kdy dochází ke snížení velikosti výstupní práce [18]. Zdroje tohoto typu jsou ovšem technologicky náročnější, neboť pro svou funkci vyžadují ultra-vakuum (tlak 10^{-5} – 10^{-10} Pa) a pak samotná katoda má tvar hrotu s poloměrem křivosti řádově až desítky μm [18]. V případě termoemisního zdroje je katoda zahřívána na vysokou teplotu, čímž se dodává elektronům energie potřebná pro jejich uvolnění do volného prostoru. Katody tohoto typu jsou vývojově starší a jejich náklady nejsou tak vysoké.

Při porovnávání elektronových zdrojů se posuzují především parametry jako proudová hustota (velikost proudu na jednotkovou plochu), proud do jednotkového prostorového úhlu, směrová proudová hustota (proud na jednotkovou plochu a prostorový úhel), velikost výstupní práce (energie potřebná pro uvolnění elektronů), velikost zdánlivého zdroje, aj. Po zhodnocení uvedených charakteristik vyplývá, že autoemisní zdroje umožňují získat vyšší proudové hustoty u užších svazků, čehož lze výhodně využít například v elektronové mikroskopii [18]. Pro aplikace jako svařování, povrchové zpracování, aj. se ale spíše používají termoemisní zdroje s většími rozměry paprsku. Navíc v případě katody ohřáté

na vysokou teplotu nehrozí tak vysoké riziko depozice par kovů uvolňujících se v průběhu procesu zpracování, které mohou výrazně zkrátit životnost zdroje. Příklad dosažitelných proudových hustot v závislosti na teplotě žhavení demonstruje Obr. 2.4 [19].



Obr. 2.4 Závislost proudové hustoty na teplotě žhavení vybraných materiálů [19]

2.3.2 Elektronová optika

Většina elektronových zdrojů vytváří nedaleko za anodou mírně divergentní svazek, který pro potřeby aplikací tepelného zpracování či svařování musí být zaostřen do stopy o průměru mezi 0,1 a 1,0 mm. Díky tomu lze dosáhnout vysoké hustoty energie v rozmezí od 10^6 do $10^7 \text{ W}\cdot\text{cm}^{-2}$. Na pozici precizních ostřících elementů pro uvedený typ aplikací se prosadily především elektromagnetické cívky, jejichž vliv na EB se podobá účinkům skleněných čoček na světelný svazek [20], [21].

Celý proces průchodu svazku lze rozdělit do tří základních fází. Při vstupu do oblasti působení magnetické indukce cívky B_z dochází ke změně azimutální složky rychlosti z nulové hodnoty na hodnotu

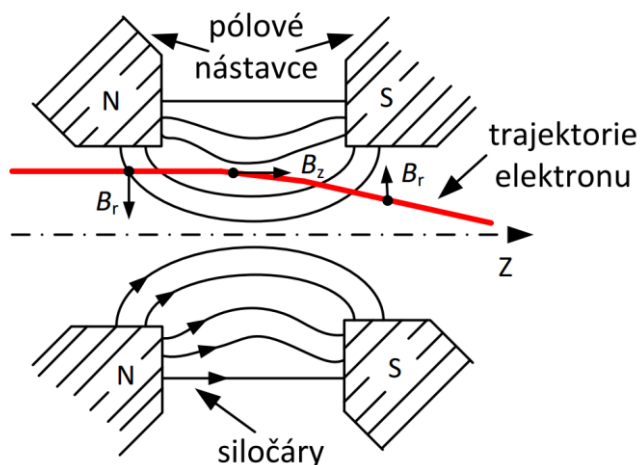
$$v_\varphi = -\frac{q_e \mu_0 r N I}{2m l}, \quad (2.3)$$

kde μ_0 [-] představuje permeabilitu prostředí, r [-] poloměr dráhy elektronu, N [-] počet závitů, l [m] délku cívky a I [A] proud procházející cívkou. Radiální rychlost se příliš nemění. Ve druhé fázi, kdy působí magnetická indukce rovnoměrně beze změn, zůstává azimutální složka rychlosti nenulová a nezměněna. Ovšem radiální složka se změní o přírůstek

$$\Delta v_r = -\left(\frac{q_e \mu_0 N I}{2m l}\right)^2 \frac{r l_0}{v}, \quad (2.4)$$

kde l_0 [m] představuje vzdálenost podél optické osy. V posledním stádiu se opět mění velikost indukce, což způsobí vyrušení azimutální složky rychlosti, ale zachování radiální části

z minulé fáze. Schéma celého průletu elektronu elektromagnetickým polem uvádí Obr. 2.5 [22].

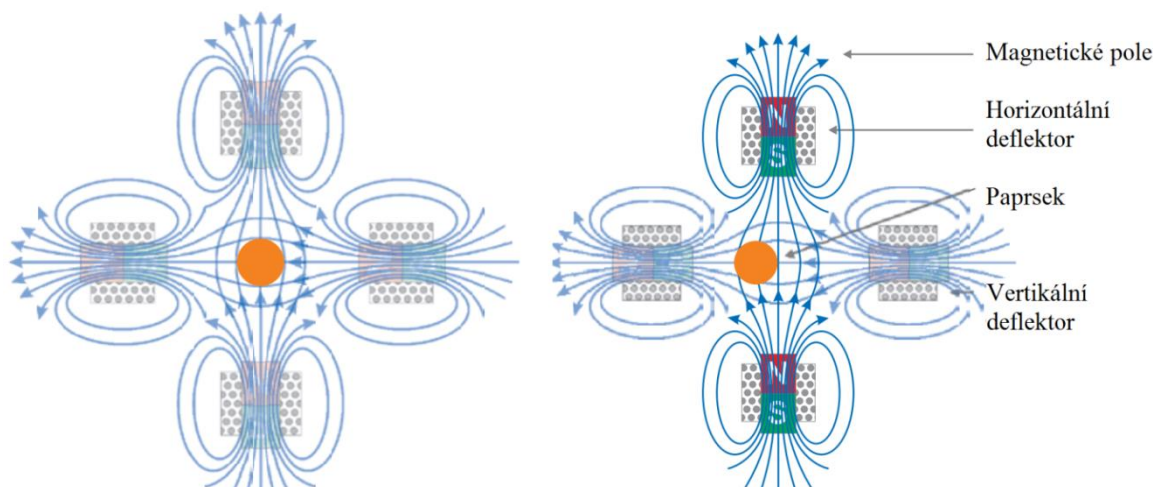


Obr. 2.5 Proces fokusace elektromagnetickou čočkou [22]

Výhodou elektromagnetických čoček oproti čočkám používaným ve světelné optice představuje možnost rychlé změny ohniskové vzdálenosti modulací procházejícího proudu. Ohnisková vzdálenost se dá přibližně stanovit pomocí vztahu:

$$f = \left(\frac{2mv}{q_e \mu_0 NI} \right)^2 l. \quad (2.5)$$

Elektronovou optiku představují kromě ostřicí čočky také prvky odstraňující vady elektronového svazku popsané v kapitole 2.3.3. Poslední významný prvek tvoří systém na vychylování elektronového svazku, pomocí kterého se EB nasměruje do požadované oblasti na povrchu zpracovávaného materiálu. Nejčastěji se jedná o sadu dvou párů elektromagnetických cívek uspořádaných tak, že vytváří na sebe kolmá téměř homogenní magnetická pole, což poté umožňuje jednoduché navádění ve dvou ortogonálních osách. Princip vychylovacího systému naznačuje schéma na Obr. 2.6 [19].



Obr. 2.6 Schéma vychylování EB deflektorem (vlevo původně centrováný paprsek, vpravo stranově vychýlený) [19]

2.3.3 Vady elektronového svazku

Každý EB vykazuje určité nedokonalosti v závislosti na konstrukci generátoru. Některé vady jsou charakteristické pro daný systém a jiné se během provozu částečně mění. Kvalita svazku musí proto být pravidelně monitorována a případné odchylky kompenzovány.

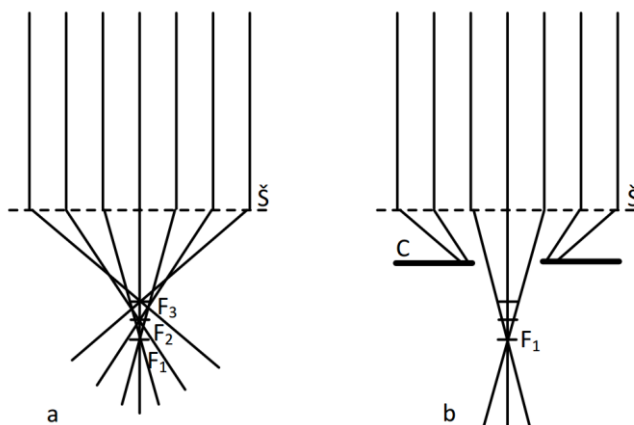
Mezi nejběžnější a nejtypičtější vady elektronového paprsku patří:

1) Nepřesnost centrování elektronového svazku

Obvykle první systém za zdrojem elektronů bývá určen pro centrování EB. Jedná se opět o soustavu elektromagnetických cívek, které korigují odchylky elektronového svazku od fokusační osy.

2) Sférická (kulová) vada

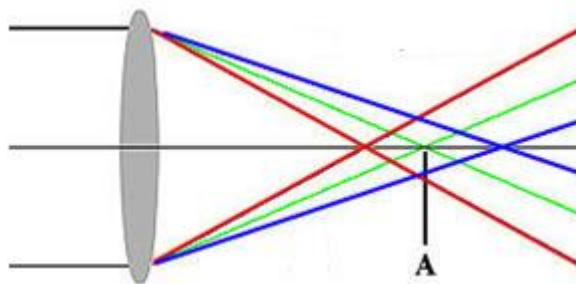
Ostřicí cívka neumožňuje zaostření EB do jednoho bodu, protože elektrony procházející těsně u středu optické osy se centrují dál nežli elektrony blíže u okraje čočky (Obr. 2.7a [18]). Velikost sférické vady závisí na ohniskové vzdálenosti čočky a navíc se s rostoucí vzdáleností zvětšuje. V elektronové mikroskopii se tento typ chyby projevuje tím, že obraz má jiné zvětšení ve středu a na okrajích. Potlačení sférické vady se provádí pomocí clony, která odstiňuje záření na okrajích (Obr. 2.7b [18]).



Obr. 2.7 Sférická vada - a) princip vzniku, b) potlačení pomocí clony C [18]

3) Chromatická (barevná) aberace

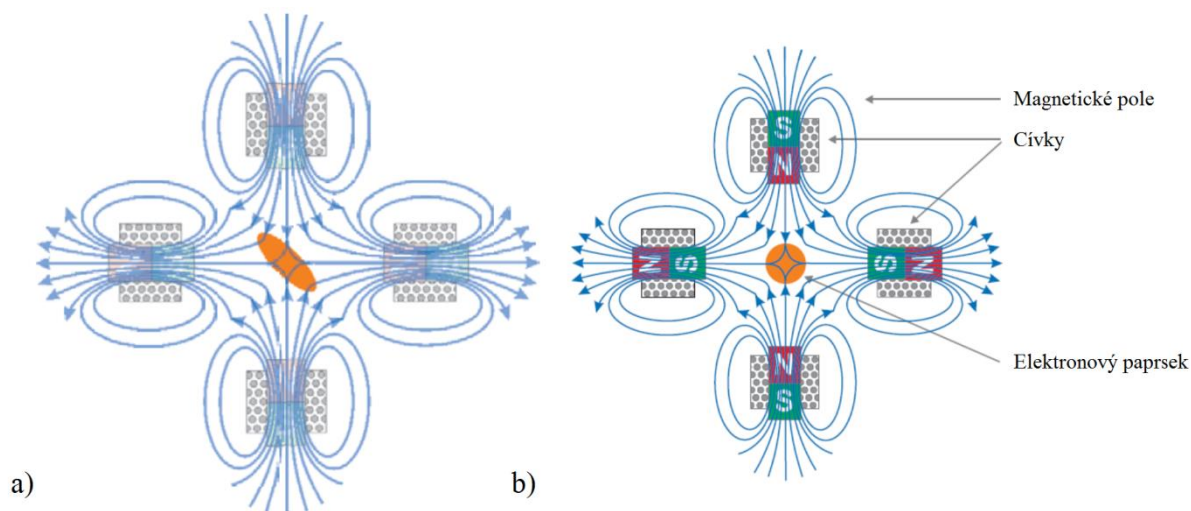
Energie všech elektronů v EB není absolutně totožná, nýbrž se jedná o rovnoměrné rozložení energií. Z této nedokonalosti pramení chromatická aberace. Elektrony o nižších energiích pohybující se nižší rychlostí jsou zaostřeny fokusační cívkou do jiného místa nežli elektrony rychlejší a v důsledku tohoto efektu vzniká spektrum ohnisek o daných energiích (Obr. 2.8 [22]). Vadu nelze korigovat dalším členem v elektronové optice, protože vychází z konstrukce zařízení a typu používaného zdroje elektronů. Stabilizací urychlovacího napětí ovšem lze částečně chybu ovlivnit a zlepšit koherenci záření i jeho monochromaticnost.



Obr. 2.8 Princip vzniku chromatické vady [22]

4) Astigmatismus

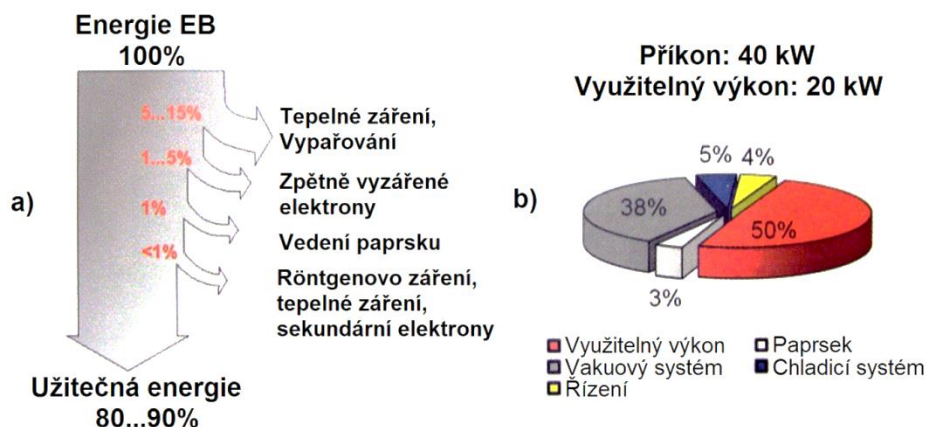
Magnetická pole v generátoru působící na EB vykazují jistou míru asymetrie, což se projevuje formou astigmatismu. Čočka zaostřuje elektrony odlišně v různých rovinách a původně kruhový profil se tím změní na eliptický Obr. 2.9 [23]. Na vině bývají nedokonalosti cívek stejně jako i nečistoty na vnitřních částech optické soustavy. Nevodivé nečistoty se velice často nabíjí a vytváří vlastní rušivé pole, jež ovlivňuje trajektorie elektronů. Pro korekci tohoto typu vady se do optické soustavy zařazuje prvek stigmátor – soustava cívek generující magnetické pole kompenzující zmíněné škodlivé vlivy.



Obr. 2.9 Vada typu osový astigmatismus se projevuje a) deformací tvaru svazku, ale lze ji potlačit pomocí b) stigmátoru, kdy opět nabývá EB kruhového průřezu [23]

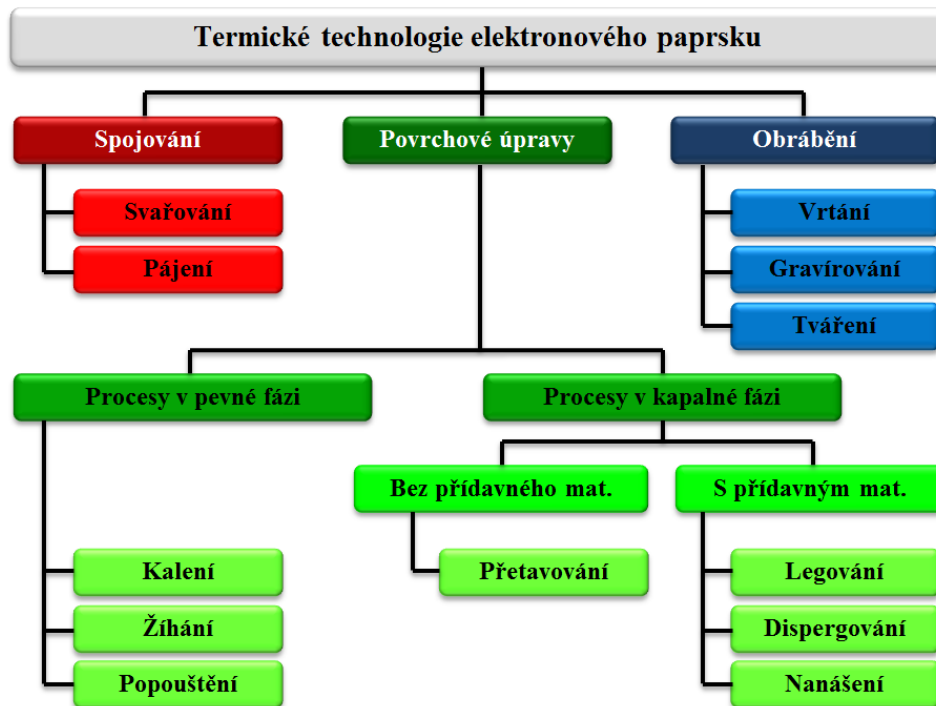
3 APLIKACE ELEKTRONOVÉHO PAPERSKU

Elektronový paprsek nalézá v dnešní době nejčastěji uplatnění v elektronové mikroskopii, kde se kladou velmi vysoké nároky na kvalitu svazku, ale zároveň se pracuje s nízkými proudovými hustotami. Vedle ní stojí silové aplikace, které získávají na stále větším významu a v některých aspektech dosahují vlastností nedosažitelných jinými technologiemi. Navíc jak naznačuje schéma na Obr. 3.1 [24], energetická bilance procesů využívajících EB vychází velmi příznivě jak v rámci samotného procesu zpracování, tak i provozu celého zařízení. Nejvíce se svými vlastnostmi elektronovému svazku blíží lasery, které ve srovnání vycházejí hůře až o 5 % v případě moderních CO₂ laserů a o 10 až 20 % u polovodičových.



Obr. 3.1 Energetická bilance a) vlastního procesu povrchového zpracování EB a b) celkové technologie elektronového svazku [24]

Nejdůležitější interakci urychlených elektronů s materiálem představuje v uvažovaných silových aplikacích přeměna kinetické energie v tepelnou, která se následně šíří vedením do zbylého objemu komponenty rychlostí 10^3 až 10^4 K·s⁻¹ [24]. EB technologie se obvykle dělí do tří skupin: spojování, obrábění a povrchové úpravy. Oblast povrchového zpracování je natolik obsáhlá, že bývá členěna podle vztahu aktuální teploty zpracování T_z k teplotě tání základního materiálu T_m na procesy v tuhé ($T_z < T_m$), respektive kapalně ($T_z > T_m$) fázi, jak schematicky uvádí Obr. 3.2 [24].

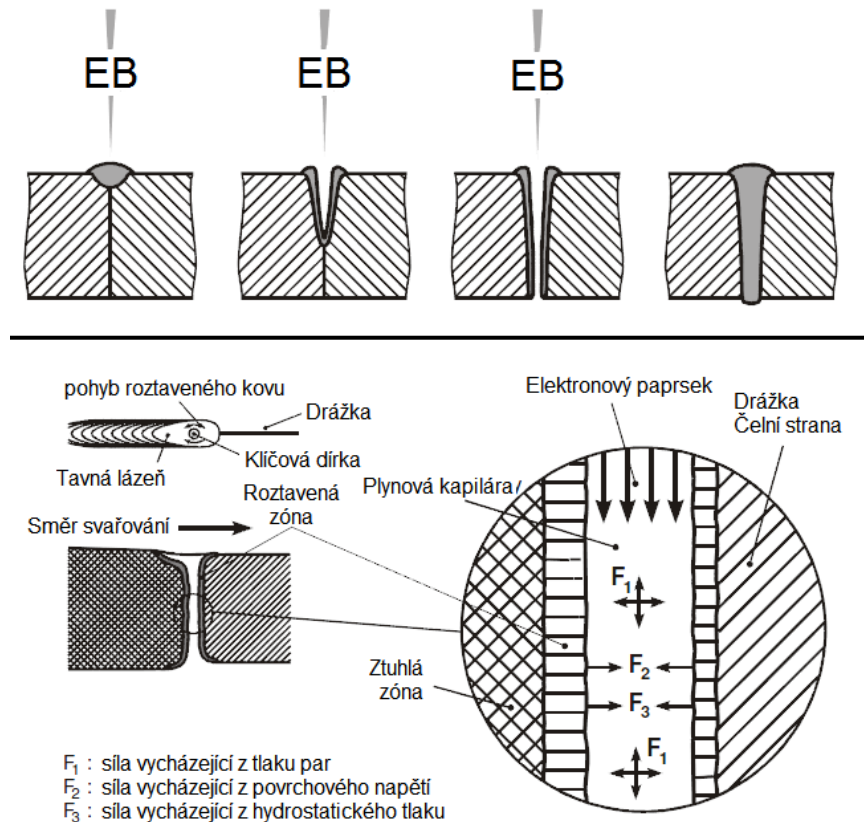


Obr. 3.2 Dělení silových aplikací elektronového paprsku [24]

3.1 Svařování a pájení

Nejrozšířenější silovou aplikací EB představuje svařování, které se standardně provádí bez přídavného materiálu. Svazek mírně zaostřený pod povrch, z důvodu prevence mikrotrhlin, nataví materiál obou komponent a po opětovném zchladnutí se vytváří svarový spoj charakteristického nožovitého tvaru [25]. Ačkoliv elektrony penetrují do hloubek v řádech tisícín až desetin milimetrů, díky tzv. hloubkovému efektu (též nazývaný jako „deep penetration effect“) mohou vznikat průvary až 300 mm v nerezavějící oceli a 200 mm v mědi na jeden průchod. Svary vytvořené EB technologií jsou charakteristické minimální šíří tepelně ovlivněné zóny v poměru k hloubce, kde se dosahuje hodnot až 1:30. Vedle velmi hlubokých svarů technologie ale umožňuje vytvářet i spoje o milimetrových až submilimetrových rozměrech.

Energetická hustota dosažená pomocí EB způsobuje při svařování jednak natavení materiálu, ale i částečné jeho odpaření, z čehož právě vychází princip hloubkového efektu. Vznikající páry vytlačují taveninu do stran a vytvářejí tak kapiláru, v literatuře často označovanou jako klíčová dírka (keyhole), jež umožňuje elektronovému paprsku pronikat postupně do větších hloubek. Tvar, rozměry a především stabilita kapiláry závisí na mnoha parametrech, které jsou předmětem širokého výzkumu. Princip vzniku klíčové dírky a nástin silových poměrů uvnitř kapiláry znázorňuje schéma na Obr. 3.3 [26]. Rychlost penetrace tepla směrem do hloubky je výrazně vyšší než odvod tepla do stran, což se také projevuje vznikem úzké tepelně ovlivněné oblasti. Díky malému tepelnému ovlivnění lze technologii EB mimo jiné využít i v případech, kdy je nutné zhotovit svar v blízkosti části citlivé na zvýšenou teplotu (např. pájené spoje).



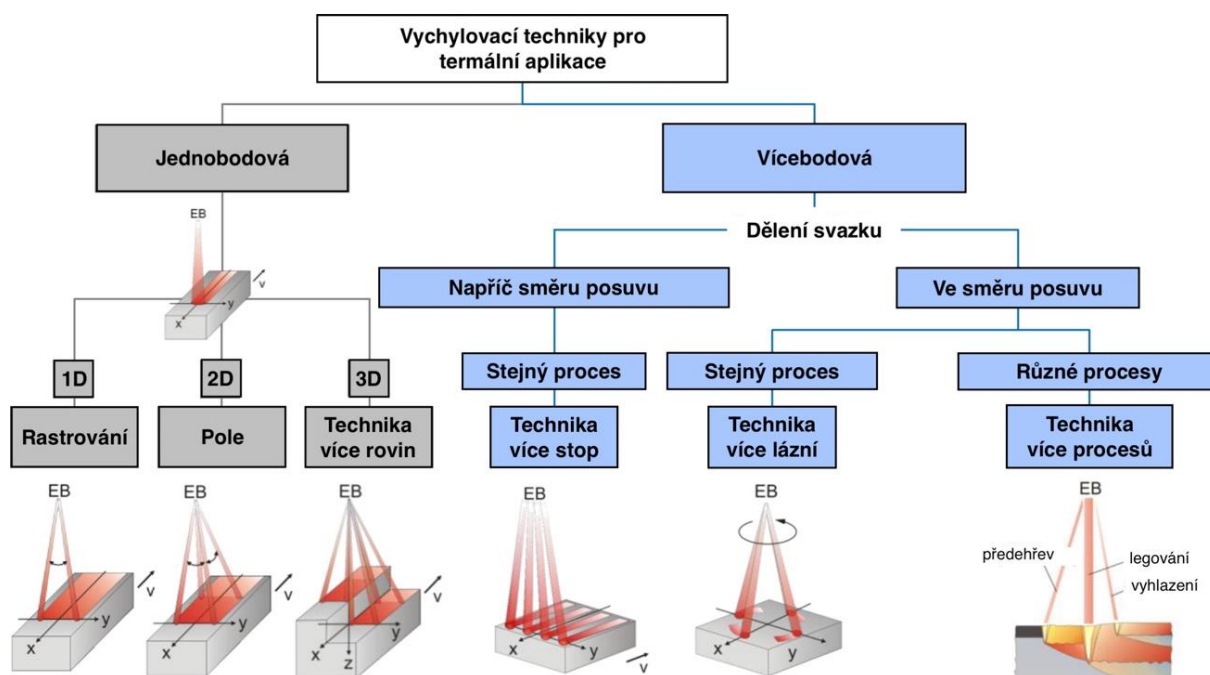
Obr. 3.3 Princip procesu hlubokého svařování (nahore) za tvorby kapiláry (klíčová dírka) a schématické naznačení podmínek v plynové kapiláře (dole) [26]

Velmi rychlé vychylování EB umožňuje vytvořit a udržovat současně několik tavných lázní a provádět tzv. vícebodové (multikapilární) svařování (označované jako „multipoint“ nebo „multipool welding“). Mezi všemi ostatními technikami svařování se jedná se o unikátní vlastnost. Další přední výhodou EB procesu představuje minimální deformace v důsledku malého tepelného ovlivnění svařovaných součástí. Významnou pozici si také svařování EB vydobylo na poli spojování materiálů s rozdílnými vlastnostmi. Potřeba použití odlišných materiálů může vycházet z vysoké náročnosti dané aplikace (např. při vysokém tepelném zatížení funkční plochy lze použít wolfram, molybden nebo tantal), z ekonomických důvodů, lepší obrobitelnosti nebo jiných důvodů. Některé kombinace kovů (např. hliník-titan, nikl-stříbro, měď-ocel) nelze ani jinými konvenčními technologiemi svařit. Dupák et al. [27] představuje spoje korozivzdorné ocele s wolframem, tantalem a molybdenem. Von Dobeneck v [28] prezentuje spoje oceli s hliníkem.

3.2 EB povrchové zpracování

Rychlé dvoudimenzionální vychylovací systémy dostupné od roku 1986 umožnily rozvoj segmentu povrchových modifikací materiálů a jejich široké nasazení do průmyslových aplikací [29], [30]. Od roku 2000 se možnosti elektronového svazku navíc dále rozšířily díky vývoji techniky rychlého 3D vychylování, kde se pracuje i s ohniskovou vzdáleností. Zenker et al. v [24], [31] – [36] uvádí příklady využití EB povrchového zpracování v průmyslu. Široké spektrum možností nastavení trajektorie elektronového svazku umožňuje realizovat

dané aplikace více technologicky odlišnými způsoby. Pro vnesení systematiky se technologie obvykle rozdělují v závislosti na pohybu komponenty. Jako flash techniky bývají označovány případy, kdy se nehybná komponenta zpracovává pouze pomocí vychylování svazku. Tato skupina se pak dále dělí podle zvolených kritérií – např. zda EB pracuje v pulzním režimu či kontinuálním [37]. Tato disertační práce se orientuje pouze na tzv. kontinuální techniky, kdy dochází k současnému pohybu komponenty i elektronového svazku. I v tomto případě lze aplikovat mnoho variant navádění svazku a příklad jejich možného dělení je uveden na Obr. 3.4 [38]. Moderní systémy tak umožňují zpracovávat více vybraných oblastí současně (technika více rovin, stop či lázni), nebo je i možnost multiprocesního zpracování, kdy svazek v jeden okamžik provádí více typů tepelného zpracování.

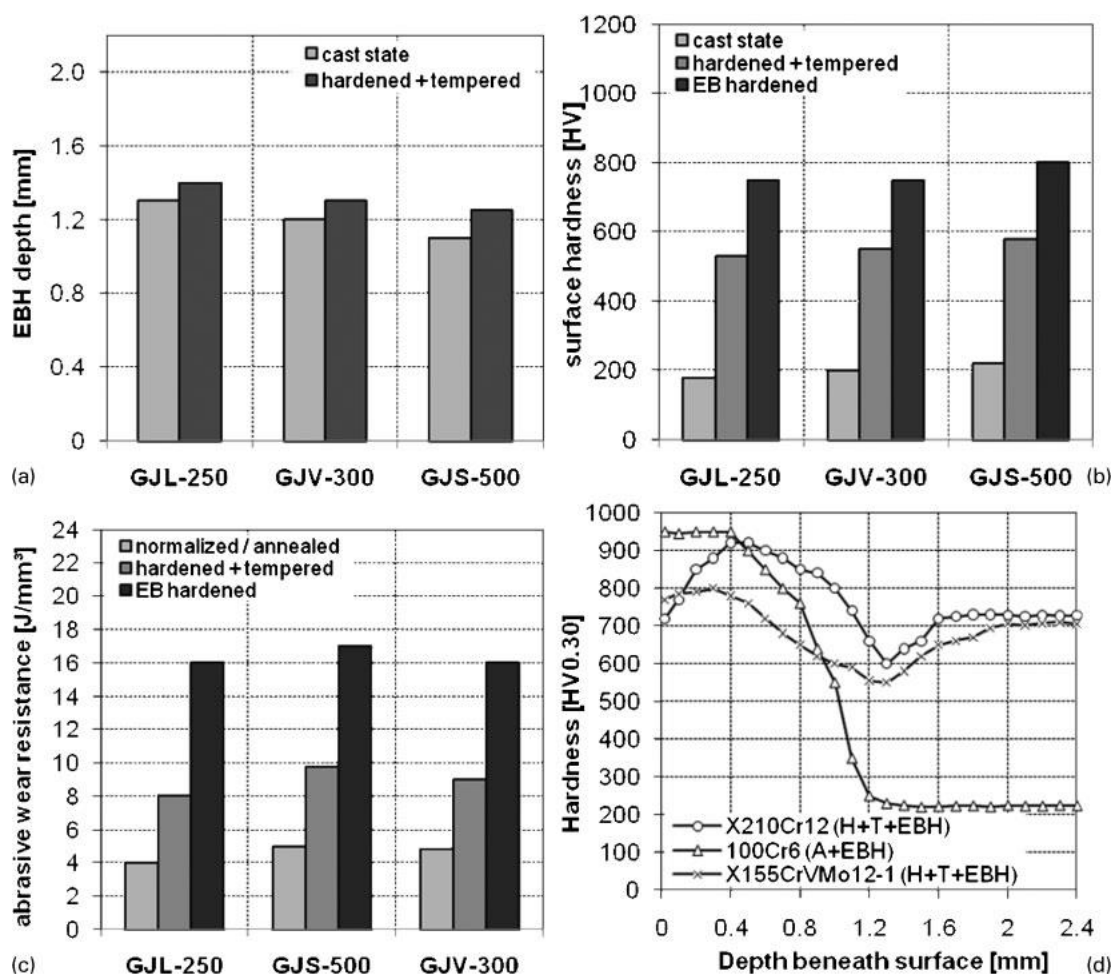


Obr. 3.4 Příklad možného dělení kontinuálních technik [38]

3.2.1 Povrchové zpracování bez přetavení

Nejjednodušší dělení procesů povrchového zpracování je patrně podle výskytu kapalně fáze. Nejvýznamnější pochody probíhající v materiálu bez natavení představují žíhání, kalení a popouštění. Kalení se omezuje většinou na kalitelné materiály na bázi železa (oceli a litiny), kdy ochlazování probíhá velmi rychlým odvodem tepla do zbylého objemu materiálu rychlostí až $10^4 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$. Maximální hloubka zakalené vrstvy závisí na obsahu uhlíku v materiálu. Zenker [39] uvádí, že u uhlíkových a nízkoalegovaných ocelí se dosažitelná hloubka pohybuje v rozmezí 1,2–2,0 mm a dochází ke zmenšení velikosti zrna přibližně na třetinu. Dále uvádí, že vysokouhlíkové a vysokolegované oceli, obsahující velké množství primárních karbidů, jsou velmi citlivé na parametry EB, neboť při dlouhém interakčním čase dochází k rozpouštění karbidů do tuhého roztoku a současné stabilizaci měkkého zbytkového austenitu způsobující pokles finální tvrdosti materiálu. Maximální tloušťka zakalené vrstvy u těchto materiálů bývá nižší než 1,3 (1,4) mm také z důvodu nižší tepelné vodivosti způsobené vyšším obsahem legujících prvků. Zenker [35] ovšem uvádí, že pro většinu průmyslových aplikací jsou dostačující vrstvy o síle v rozmezí 0,1–1,2 mm.

Kalení elektronovým svazkem (EBH) lze provádět u litin, které ovšem musí mít ve své matici více než 0,25 % uhlíku, aby mohla proběhnout martenzitická transformace. Choo et al. [40] zpracovávali perlitickou litinu s lupínkovým grafitem a Mössbauerovou spektroskopií stanovují, že po EBH se v materiálu nachází 76 % martenzitu a 10 % zbytkového austenitu, který se stabilizuje díky zvýšení množství uhlíku difundujícího z grafitu. Zakalená vrstva o tloušťce okolo 600 μm vykazuje výrazné zvýšení tvrdosti na více jak 800 HV_{0,05} oproti matici s tvrdostí 300 HV_{0,05}. Suh et al. [41] se naopak věnují bainitické litině s kuličkovým grafitem, ale získaná struktura obsahuje pouze 29,5 % martenzitu a 25,6% austenitu. Zenker [39] při zpracování využívá rychlé dvoudimenzionální vychylování a zónovým zpracováním litin dosahuje přibližně dvojnásobně tlustých vrstev (Obr. 3.5a [39]) o srovnatelné povrchové tvrdosti (Obr. 3.5b [39]). Nezávisle na tvaru grafitu EBH výrazně zvyšuje odolnost litin proti opotřebení (Obr. 3.5c [39]).



Obr. 3.5 Porovnání vybraných vlastností litin po konvenčním zpracování a EBH [39]

EB kalení se obvykle užívá pro lokální zpracování komponent. V některých případech je ale pro pokrytí celé požadované oblasti nutné provést více průchodů, které se musí částečně překrývat. Abashkin et al. [42] uvádějí, že v případě více průchodů dochází u dříve vytvořených částí k popuštění martenzitické struktury. Wang et al. v práci [43] také potvrzují, že dochází k popuštění, ale navíc stanovují optimální míru překryvu stop vytvářených jednoduchým paprskem. Pro zónové zpracování bylo stanoveno optimální překrytí na 50 %, jak uvádí Matlák v příspěvku [44].

Aby bylo možné predikovat proces zpracování a předpovědět výsledný stav, vytvářejí se simulace metodou konečných prvků. Wei et al. [45] simulovali proces EBH na litině s kuličkovým grafitem a také [46] na uhlíkové oceli C45 s velmi dobrou shodou s výsledky praktických zkoušek. Simulaci vzniku jednotlivých struktur během procesu představuje Chen et al. [47]. Modelování zpracování pulzním EB se naopak věnují Markov a Rotshtein [48].

EBH může stát jako samostatný proces či jej lze spojit s další technologií a provádět duplexní zpracování. Velice zajímavě se jeví kombinace tvrdokovové vrstvy na bázi nitridů chromu, hliníku či titanu s EBH. Sled jednotlivých operací závisí na zvolené technologii depozice (PVD, CVD, magnetron, aj.) a především na teplotě nanášení. Pokud se aplikuje EBH na již nanesený materiál, lze dosáhnout vyšších tvrdostí nežli samostatně jednotlivými technologiemi, jak uvádí Sacher et al. v [49]. Tepelné zpracování EB navíc výrazně zvyšuje adhezi nanesené vrstvy a odolnost proti opotřebení, jak dokazují experimenty na odlišných substrátech diskutované v [50] – [52].

3.2.2 Povrchové zpracování s přetavením

Vlastnosti dnes běžně používaných kovových konstrukčních materiálů lze vylepšit pomocí rychlého přetavení povrchu a získat tak vrstvu s odlišnými vlastnostmi. U slitin na bázi železa se EB přetavení využívá při zpracovávání grafitických litin. V důsledku velmi rychlého ochlazení taveniny se vylučuje ledeburit a vzniká tak bílá litina o výrazně vyšší tvrdosti (až dvojnásobně) a odolnosti proti opotřebení. V tepelně ovlivněné zóně může navíc proběhnout martenzitická transformace a vytvořit se velmi tvrdý martenzit. Sohi et al. [53] uvádí, že popuštění na teplotu 300 °C zachovává tvrdost přetavené vrstvy, ale dochází k popuštění martenzitu, a vzniká tak gradientní povrchová vrstva. EB přetavení do materiálu vnáší veliké vnitřní zbytkové napětí, a aby nedocházelo ke tvorbě trhlin, je vhodnější zamezit martenzitické transformaci pomocí předehřevu na teplotu minimálně 400 °C [35].

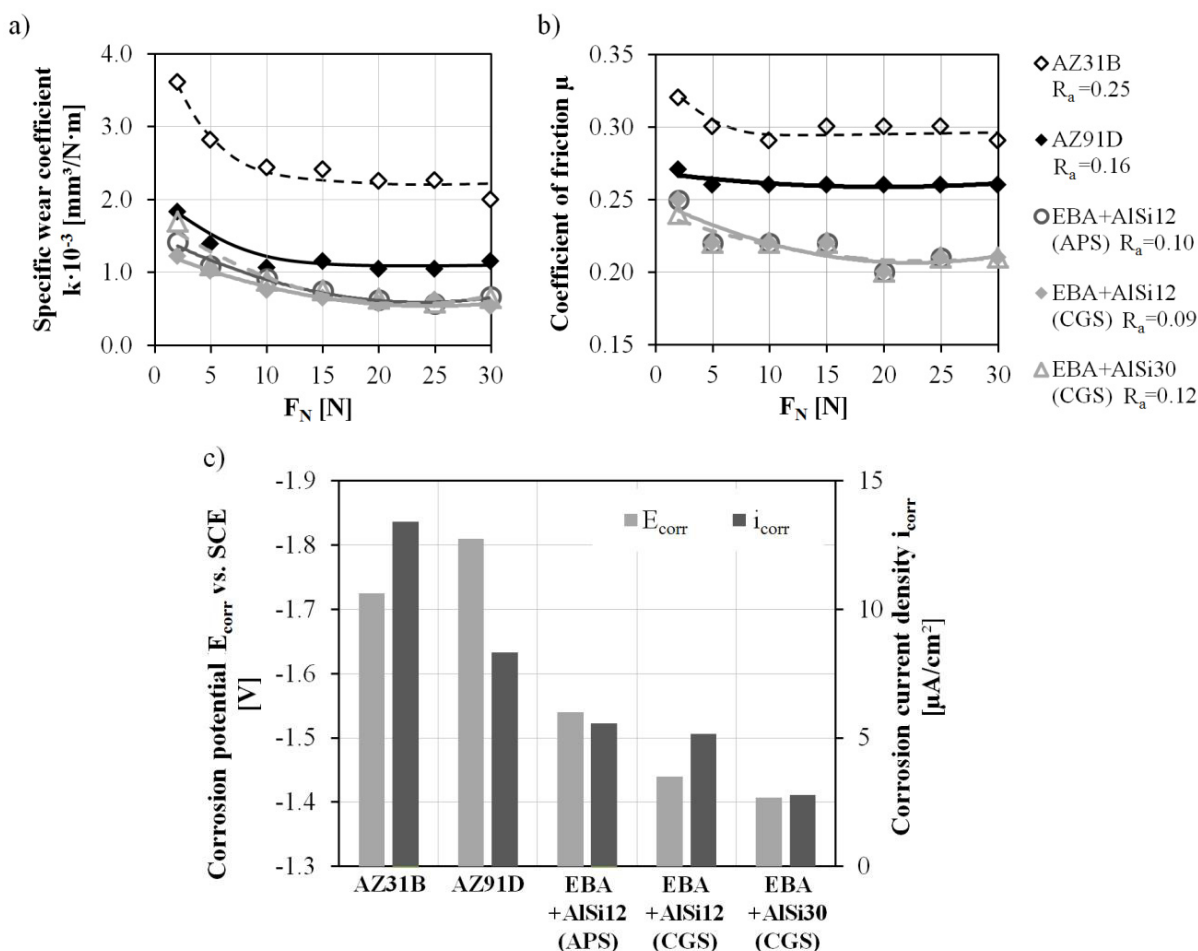
V případě titanových slitin lze využít polymorfie a provádět kalení podobně jako u ocelí. Ohřevem se α -fáze nataví nebo v tepelně ovlivněné oblasti transformuje na β fázi a následným rychlým ochlazením, díky odvodu tepla do celého objemu materiálu, se v oblasti vytváří α' nebo α'' martenzit, jak uvádí Schulov et al. [54]. Tepelně ovlivněnou oblast tvoří směs α a stabilizované β fáze. Kalením za vhodných podmínek lze dosáhnout zmenšení velikosti zrna β fáze a především tím i zvýšení povrchové tvrdosti, jak uvádí Tkachenko et al. [55]. Pokud není ale zvolen optimální režim zpracování, může v důsledku odpaření většího množství legujících prvků dojít k poklesu finální povrchové tvrdosti jako v případě Zhang et al. [56]. Leštění povrchů pomocí EB lze velice efektivně využít v případě čistého titanu, pro který je charakteristická špatná leštitelnost povrchu. Získaný jemnější povrch vykazuje vyšší lesk, korozní odolnost ve srovnání s povrchem mechanicky leštěným [57]. Stejných výsledků dosahuje technologie EB i na obrobených površích [58].

Přetavení povrchu pomocí EB pomáhá zlepšit vlastnosti i u dalších neželezných slitin. U slitin hliníku bylo zjištěno, že lze tvrdost až zdvojnásobit a odolnost proti opotřebení zvýšit o 20 % [59]. Petrov a Dimitroff [60] při zpracování hliníkové slitiny s nižším obsahem křemíku sice tvrdost zvýšili pouze o 20 %, ale prokázali, že při provozu komponenty v prostředí se zvýšenou teplotou přetrvávají odlišné vlastnosti EB zpracované vrstvy a výchozího litého stavu. V případě slitin hořčíku lze dosáhnout změny struktury, zvýšení povrchové tvrdosti v přetavené vrstvě a hlavně zlepšení korozní odolnosti, jak se diskutuje např. v pracích [61] – [66]. Přetavení povrchu resultuje dále ve zvýšení odolnosti materiálu proti opotřebení [66] – [68]. Mezi negativa EB zpracování v pulzním režimu patří zvýšení

povrchové drsnosti způsobené rozstříkáním materiálu po lokálním odpaření kovu a následným přitahováním taveniny zpět k povrchu substrátu. Pro potvrzení této teorie Zou et al. [69] vytvořili fyzikální model, jehož výsledky dobře korespondují s experimentem.

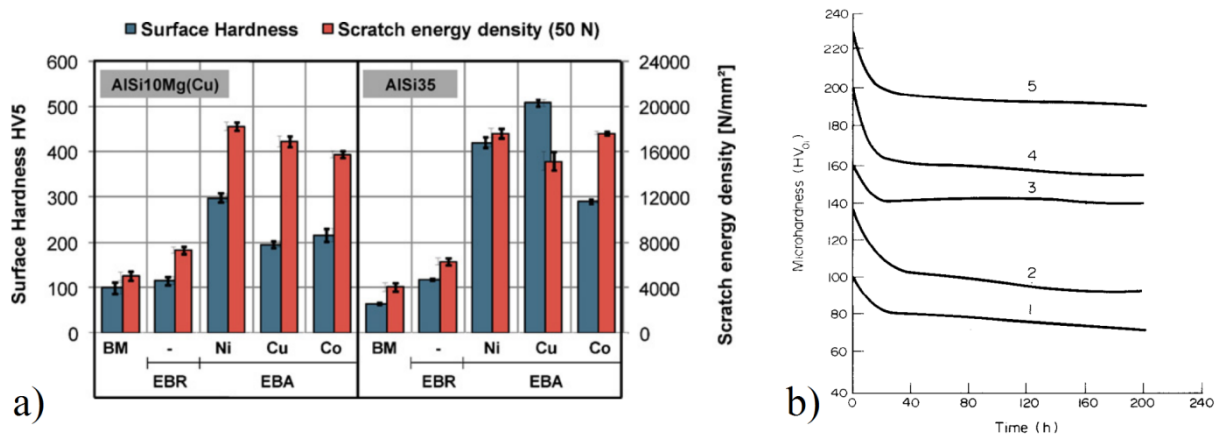
Vedle pouhého přetavení povrchu se dále využívá EB technologie k legování povrchové vrstvy popř. k nanášení povlaku. Pro obě techniky je ale nejprve zapotřebí depozice přídavného materiálu na povrch substrátu za pomoci další technologie, a až poté následuje EB zpracování.

U hořčkových slitin se obvykle provádí povrchové legování materiálem na hliníkové bázi, aby došlo ke zvýšení tvrdosti, korozní odolnosti a odolnosti proti opotřebení [70] – [74]. Pozitivní vliv na sledované vlastnosti vrstvy má nejen rostoucí obsah křemíku, ale i volba použité technologie depozice – Obr. 3.6 [70]. Pro další zvýšení korozní odolnosti je možné nanést přímo vrstvu hliníkové slitiny a dosáhnout lepších výsledků než v případě povrchového legování [71]. Hořčkové slitiny nacházejí relativně hojně využití v medicíně a pro další zvýšení biokompatibility se na slitinu nanáší např. hydroxyapatit. Takovýto systém může být navíc modifikován pomocí EB a zvýšeny tak pevnostní charakteristiky apatitové vrstvy [75].



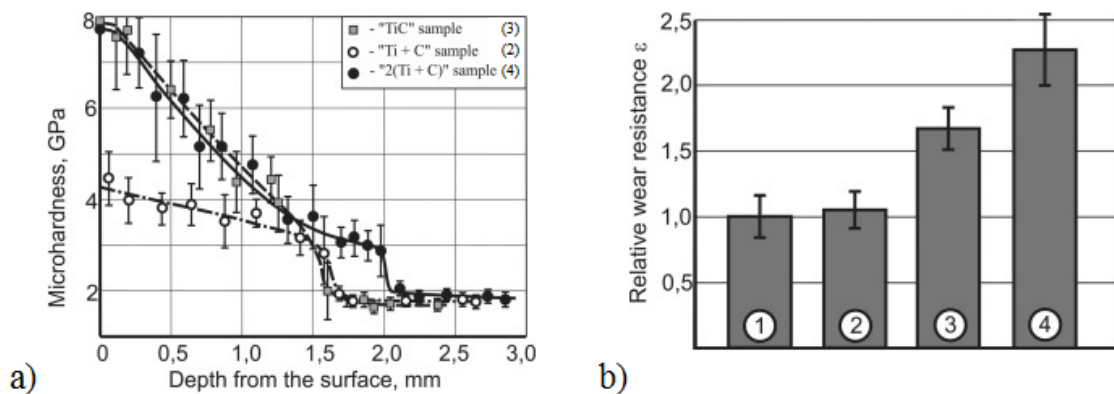
Obr. 3.6 Porovnání vlastností EB legovaných vrstev v závislosti na technologii nanášení a rozdílném chemickém složení legující slitiny a) specifický koeficient opotřebení b) koeficient tření c) korozní potenciál a hustota korozního proudu [70]

Hliníkové slitiny se často povrchově legují kobaltem, mědí a niklem [76] – [79]. Modifikované materiály vykazují 2krát až 6krát vyšší tvrdost oproti výchozímu stavu a dochází i ke zvýšení odolnosti proti opotřebení a snížení koeficientu tření. Porovnání vlivu legujících prvků na povrchovou mikrotvrdost je vyobrazeno na Obr. 3.7 [80]. Zvýšení povrchové tvrdosti lze také dosáhnout pomocí nitridace, kdy vzniká velmi tvrdý povlak. Tato metoda je využitelná pouze pro nižší hodnoty zatížení, neboť při větším zatížení se deformuje měkký substrát a nanesená vrstva se následně poruší [81]. Duplexním zpracováním, povrchové legování následované nitridací, lze vytvořit gradientní povrch, který výrazně lépe odolává proti opotřebení. Dalke et al. [81] provádí povrchové legování pomocí železa, zatímco Buchwalder et al. [78] využívá kobaltu dosahujícího vyšších tvrdostí. Modifikované povrchy navíc vykazují vyšší odolnost proti korozi.



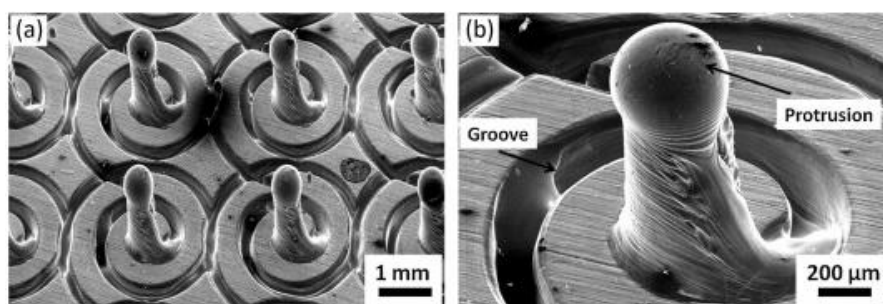
Obr. 3.7 a) Porovnání tvrdosti a základního materiálu (BM), přetaveného materiálu (EBR) a legovaného (EBA) různými prvky [80]. b) Změna povrchové mikrotvrdosti během stárnutí při 200 °C: výchozí stav (1), po EB přetavení (2), legování Ni-Cr (3), legování Fe-Cr (4) a legování Co-Cr [60].

V případě slitin titanu lze pro zvýšení povrchové tvrdosti, odolnosti proti opotřebení a korozní odolnosti využít dolegování tvrdými materiály jako např. nitrid boritý [82], karbid křemíku [83] – [84] a nitridy či boridy titanu [85] – [87]. Lenivtseva et al. [88] pracují se směsí grafitového a titanového prášku a vytváří v modifikované vrstvě TiC. Zbytkový grafit ve vrstvě ale způsobuje snížení tvrdosti i odolnost proti opotřebení, jak je zřejmé z Obr. 3.8 [88]. Po opakovaném EB zpracování ale dochází k ponížení množství zbytkového grafitu a distribuce tvrdých částic je více homogenní, což pak resultuje v růst sledovaných veličin. Dále se pro EB povrchové legování používají další biokompatibilní kovy, aby zůstala zachována možnost využití v medicíně. Nejčastěji se jedná o tantal [89] – [90], niob [91] a zirkonium [92]. V případě, že proces probíhá v oxidačním prostředí, je možné vytvářet dokonce kompozitní vrstvy cermetového typu, jako např. Sosin et al. [93] legující ytrem.



Obr. 3.8 Porovnání tvrdosti a) a relativní odolnosti proti opotřebení b) čistého titanu (1) se EB povrchovým legováním pomocí TiC (3), směsi prášků Ti a C (2) a zdvojeného procesu legování práškem Ti + C (4) [88]

Za zmínku stojí technologie povrchového zpracování „Surfi-Sculpt“, jež lze aplikovat na většinu kovových materiálů, ale značná pozornost se věnuje právě titanovým slitinám - [94] – [96]. Během procesu dochází k natavení malé oblasti kovu, který se působením paprsku přesouvá, a vytváří se cílený povrchový reliéf. Příklad upraveného povrchu je na Obr. 3.9 [94]. Příkladem oblasti praktického využití metody může být protetika, kde reliéfní povrch cíleně zvyšuje soudržnost náhrady s kostí.



Obr. 3.9 Příklad výčnělků vytvořených technologií „Surfi-Sculpt“ (a) včetně detailu topografie jednoho výčnělku (b) [94]

EB povrchové zpracování v kapalně fázi nachází své uplatnění u materiálů na bázi železa. Bataev et al. [97] dokazují, že zajímavé vlastnosti bílé litiny lze využít i v případě součástí z nízkouhlíkové oceli. Nanesením a EB přetavením směsi práškového grafitu a velmi čistého železa vzniká gradientní povlak měnící se z ferito-perlitické matrice na podeutektickou a nadeutektickou bílou litinu. Jung et al. [98] experimentují s nanášením vrstvy na bázi kobaltu nebo železa na korozivzdornou ocel, čímž zvýší 1,5–2x povrchovou tvrdost, koeficient odolnosti proti opotřebení a v případě kobaltové slitiny i odolnost proti korozi. Zvýšení povrchové tvrdosti uhlíkové oceli lze dosáhnout i nanesením vrstvy boridu železa [99], nitridu (karbonitridu) titanu [100], či kovového skla na bázi zirkonia [101]. Kovové sklo zvyšuje korozní odolnost v síranovém prostředí, ale snáze podléhá důlkové korozi v chloridovém prostředí. Ke zvýšení korozní odolnosti slitin železa rovněž dochází EB povrchovým legováním tantalem [102] či hliníkem [103] – [104].

4 CÍLE PRÁCE

Elektronový svazek představuje velmi výkonný a dobře ovladatelný nástroj v oblasti materiálů a komponent s mnohostranným využitím. Studium dostupné literatury ukázalo na klíčovou roli vychylování paprsku na procesy povrchového zpracování a současně, že nebyl tento problém doposud hlouběji studován. Pro dizertační práci tak byly stanoveny následující cíle:

- Specifikovat postupy vychylování elektronového svazku, které umožní řízené zpracování povrchů kovových materiálů v pevné i kapalně fázi. Dále analyzovat u každého způsobu vychylování vliv rychlosti zpracování a míry rozostření elektronového svazku. Porovnat teplotní profily pro zpracování danými módy.
- V této souvislosti nalézt hodnoty optimálního výkonu elektronového svazku pro zvolené konfigurace elektronového svazku při zpracování v pevné i kapalně fázi. Pro studium povrchového kalení zvolit uhlíkovou ocel, např. 42CrMo4, a přetavení studovat na nástřiku, např. NiCrBSi. Analýzou stanovených výkonů a režimů svazku nalézt trendy, které by umožnily odhadnout hodnoty u jiných materiálů.
- Materiál získaný povrchovým kalením a přetavováním studovat z hlediska mikrostruktury a fázového složení. V této souvislosti hodnotit vliv parametrů svazku na tvrdost struktury a její změny. Rovněž analyzovat rozměry zpracované oblasti, především hloubky zakalení ve vztahu k energii a parametrům svazku.
- Posoudit vliv způsobu vychylování při zpracování v kapalně fázi na kvalitu povrchu a posoudit změnu odolnosti proti opotřebení povrchu NiCrBSi zpracovaného touto metodou.
- Na základě zjištěných poznatků stanovit optimální nastavení zařízení a paprsku pro požadovaný typ zpracování.

5 MATERIÁL A METODIKY EXPERIMENTŮ

5.1 Experimentální materiál

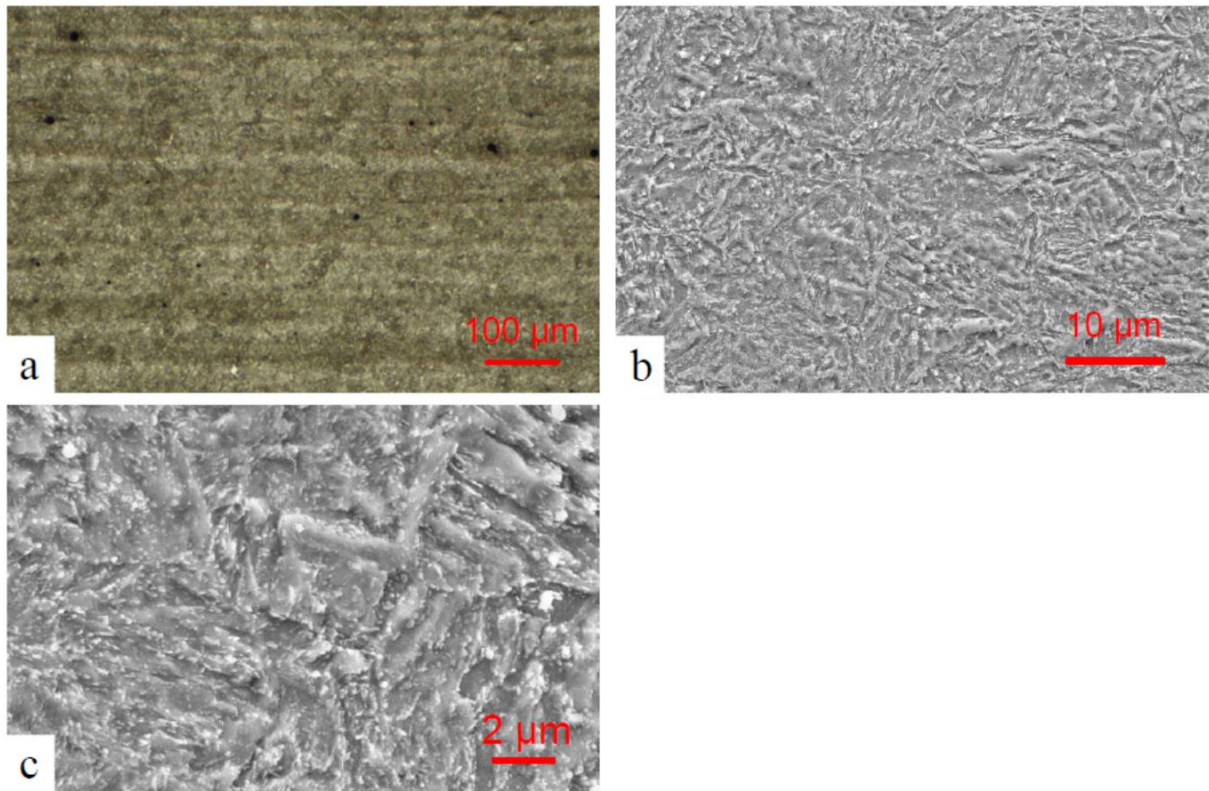
V této kapitole bude provedena základní charakterizace a popis výchozího materiálu vzorků, které byly následně tepelně zpracovávány pomocí elektronového svazku.

5.1.1 Zpracování v pevné fázi – ocel 42CrMo4

Prováděné povrchové kalení patří k nejrozšířenějším technikám EB zpracování bez natavení, ale aby bylo možné materiál vůbec kalit, musí splňovat několik požadavků. V první řadě se jedná u nelegovaných ocelí o minimální obsah uhlíku 0,2 %, potažmo při obsahu nad 0,35 % se jedná již o dobrou kalitelnost. Další významnou vlastnost zpracovávaného materiálu představuje tepelná vodivost, neboť ochlazování materiálu při kalení elektronovým svazkem (EBH) je realizováno především odvodem tepla do zbylého objemu komponenty. Zvyšující se množství legujících prvků vede ke snížení tepelné vodivosti. Také je důležité mít na paměti, že se jedná o veličinu závislou na teplotě, kdy u nelegovaných či nízkolegovaných ocelí je výrazný pokles tepelné vodivosti s rostoucí teplotou.

Zvolená nízkolegovaná ocel 42CrMo4 (1.7225 nebo AISI 4140) je vhodným materiálem pro experimenty, neboť se běžně využívá pro povrchové kalení. Uplatnění nachází v aplikacích, kde se požaduje při vysoké pevnosti i vyšší houževnatost, zejména se jedná o hřídele, klikové hřídele, ozubená kola, spojovací součásti, atp. U použité oceli bylo spektrometricky (GD-OES) stanoveno toto chemické složení: 0,41% C; 0,69 % Mn; 0,25 % Si; 1,04 % Cr; 0,20 % Mo (protokol měření v Příloze 1). Tvar vzorků pro experimenty byl zvolen ve formě plochých tyčí (40 × 20) mm a délce 250 mm. Výchozí materiál byl ve stavu vyžíhaném naměkko, proto byly vzorky nejprve objemově tepelně zpracovány kalírnou Q.I.P. s.r.o. Vsázka byla ohřáta během 60 min. na teplotu 850 °C, ze které byla po 60 minutové výdrži kalena do oleje o teplotě 75 °C. Poté následovalo popouštění po dobu 120 min. při teplotě 600 °C. Vzorky byly následně oboustranně broušeny, aby vytvořené EBH vrstvy mohly být vyhodnocovány.

Zušlechtním vstupního materiálu byla změněna struktura na sorbitickou, která je nejvhodnější pro povrchové tepelné zpracování. Díky teplotě popouštění 600 °C vznikl spíše hrubější sorbit s nižší úrovní zbytkového vnitřního napětí, díky čemuž bylo sníženo riziko vzniku kalicích trhlin. Průměrná hodnota naměřené tvrdosti byla (302 ± 6) HV0,5 (pozn. ± směrodatná odchylka). Struktura nadále vykazovala výraznou řádkovitost v důsledku tvářecího procesu polotovaru (Obr. 5.1).



Obr. 5.1 Výchozí struktura oceli 42CrMo4 s tvářecí texturou (a) SM (b), (c) SEM – SE

Pro porovnání výsledků EBH s příbuznými technologiemi byly zhotoveny zakalené vrstvy postupným indukčním kalením. V tomto případě ale byly použity válcové vzorky o průměru 23 mm a délce 90 mm, neboť nebyl k dispozici jiný vhodný induktor. Tyto vzorky byly rovněž nejprve shodným postupem tepelně zpracovány, ale po zušlechtnění byl jejich povrch upraven pouze soustružením. Struktura materiálu byla shodná s plochými vzorky, nebyla zde však pozorována řádkovitost.

5.1.2 Zpracování v kapalné fázi - nástřik NiCrBSi

Povlaky NiCrBSi vykazují dobrou odolnost proti opotřebení, korozi a oxidaci a mohou být provozovány i v prostředích s teplotou do 800 °C. Upotřebení nacházejí v aplikacích napříč sklářským, papírenským, petrochemickým a chemickým průmyslem [4]. Často se volí jako náhrada tvrdého chromování, které je dnes na ústupu kvůli své škodlivosti k životnímu prostředí.

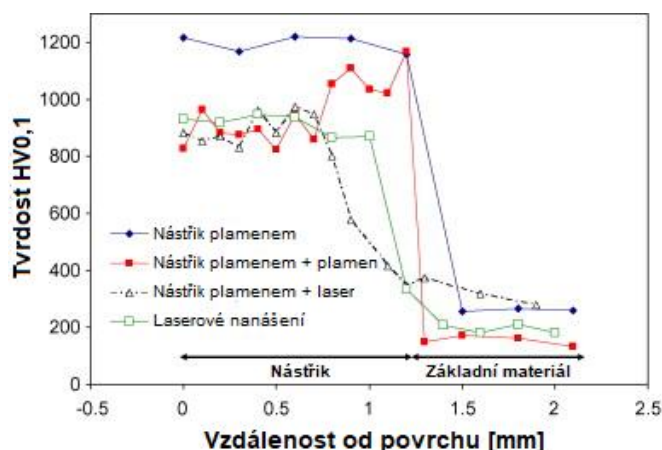
K nanášení NiCrBSi se využívá obvykle termických nástřiků. Vrstvy zhotovené různými technologiemi se od sebe odlišují množstvím pórů, nenatavených částic, adhezí vrstvy, tvrdostí, apod. Při porovnání nejběžnějších technik se nejhorších výsledků dosahuje u nástřiku plamenem, kde se deponované částice pohybují nejpomaleji [105]. Kvalitnější vrstvy se vytvářejí pomocí plazmatického hořáku. Za nejlepší lze pak označit technologii vysokorychlostního nástřiku plamenem (HVOF) s nejnižší porozitou i počtem nenatavených částic a zároveň nejvyšší tvrdostí [4], [105]. Ve všech případech se vytváří pouze adhezí spoj nástřiku a základního materiálu. Následným přetavením naneseného NiCrBSi dochází ke vzniku metalurgického propojení s matricí, snížení porozity, homogenizaci struktury, atd. [4]. K přetavení lze použít různé technologie, jež se odlišují délkou, teplotou, řízením

či opakovatelností zpracování. Nejdostupnější způsoby jako ohřev v peci, plamenem, elektrickým odporem či TIG poskytují méně kvalitní výsledky ve srovnání s laserovým zpracováním [4], [106] – [110]. V posledních letech zažívá rozmach laserového nanášení, kde lze při jediné operaci zhotovit nástřik obdobných vlastností jako u laserového přetavování [111]. Možnost přetavování nástřiku pomocí technologie elektronového svazku zatím nebyla v literatuře diskutována.

Porozita nástřikaných vrstev se v závislosti zvolené technologii a jejím stupni optimalizace pohybuje od 0,5 % do 5 % [105]. Při tavení prášku během stříkání dochází k částečné oxidaci materiálu. U vrstev HVOF byly pozorovány minimální obsahy oxidů (0,2 %) v porovnání s plamenem (3 %) [105]. Mikrostruktura bývá stejná napříč celou nástřikanou vrstvou a tvoří ji jednotlivé částice šupinovitého tvaru (dále splaty), které obsahují tvrdé jemné precipitáty obklopené eutektikem. Přetavením se eliminují splaty, redukuje pórovitost a v závislosti na technologii vzniká různě silná přechodová oblast, ačkoliv nedochází k natavení rozhraní mezi nástřikem a výchozím materiálem. U vzorků zpracovaných laserem některé zdroje uvádějí výskyt tří typů struktur: rozvinutá jemná dendritická struktura v blízkosti rozhraní se základním materiálem, na kterou poté navazuje velmi jemná mikrostruktura, a u povrchu se nachází dobře uspořádaná struktura s většími zrny [4]. Při přetavování laserem za pokojové teploty byly v nástřiku pozorovány četné trhliny, a pro jejich eliminaci bylo nutné aplikovat přehřev minimálně na teplotu 250 °C [108].

Zajímavé funkční vlastnosti povlaku vycházejí z unikátního chemického složení. Chrom zodpovídá za chemickou odolnost, odolnost proti oxidaci a tepelnou stabilitu. Bor a křemík se formou boridů a silicidů s tuhým roztokem niklu podílejí na tvorbě eutektik, čímž snižují teplotu tání a usnadňují proces přetavování. Přítomnost uhlíku umožňuje tvorbu karbidů, které navyšují tvrdost vrstvy a odolnost proti opotřebení [4], [107]. XRD Fázovou analýzou bývají vždy identifikovány tuhý roztok Ni a boridy chromu a niklu. V některých případech ([4], [105] – [105][106]), na rozdíl od zbývajících literatury ([107], [109] – [112]), se podařilo detekovat přítomnost silicidů, ale zase naopak nebyly zaznamenány karbidy.

Tvrdost materiálu bývá nejvyšší ve stavu po nástřikání. Maximální hodnoty závisí především na úrovni tlakového napětí, které bylo vneseno různými rychlostmi částic dopadajících na základní materiál. Tento trend je patrný z porovnání [105], kde nejvyšších hodnot 890 HV_{0,3} bylo dosaženo právě technikou HVOF a naopak nejnižších 690 HV_{0,3} plamenem. Z měření González et al. [111] vyplývá, že tvrdosti přetavených vrstev různými technikami jsou přibližně srovnatelné, ale u laseru se vytváří širší přechodová vrstva projevující se plynulým přechodem tvrdosti na hodnoty základního materiálu (Obr. 5.2).



Obr. 5.2 Porovnání tvrdosti nástřiků nanesených plamenem a laserem s přetavenými nástřiky [111]

Snížení porozity po přetavení zvyšuje spolehlivost NiCrBSi jako bariéry proti penetraci korozního média k základnímu materiálu, čímž zlepšuje korozní odolnost materiálu ([4], [113] – [115]). Odolnost NiCrBSi proti opotřebení byla prověřována pomocí různých testů, přičemž asi nejvíce používaný způsob, díky své dostupnosti a reprodukovatelnosti výsledků, představuje metoda pin-on-disc. Nejhorší odolnost proti opotřebení a třecí vlastnosti byly naměřeny u nástřiků plamenem, protože docházelo vlivem nízké koheze vrstvy k uvolňování celých zrn ([4], [110], [116]). Výrazně lepších výsledků bylo dosaženo u HVOF, které se jen minimálně odlišovaly od vzorků přetavených. V žádné práci nebyl sledován vliv způsobu přetavení na odolnost proti opotřebení ([4]). Tribooxidace a mikroabraze bývají nejčastěji uváděny jako mechanismy opotřebení. Po laserovém přetavení vzniká na povrchu tenká vrstva tvrdých oxidů, jež napomáhá počáteční odolnosti materiálu. U tribooxidace se na povrchu rovněž vytváří tenká vrstva oxidů, která ale při větším zatížení praská a uvolněné částice oxidů způsobují abrazivní opotřebení. Při použití ocelové kuličky může docházet k adheznímu opotřebení.

Vzorky oceli 42CrMo4 byly rovněž využity jako základní materiál pro nástřik NiCrBSi, který byl nanesen pomocí plně robotizovaného zařízení HP/HVOF TAFE JP-5000 na pracovišti VZÚ Plzeň. Před stříkáním byl broušený povrch zdrsněn tryskáním pomocí hnědého korundu Al_2O_3 o zrnitosti F22 (0,8–1 mm). Parametry technologie nanášení nejsou blíže veřejně publikovatelné, neboť vycházejí z procesu optimalizace a jsou považovány za duševní majetek VZÚ. Pro nástřik byl použit prášek s označením 771.33 od společnosti Flame Spray Technologies s chemickým složením: 15 % Cr; 4 % Fe; 4 % Si, 3 % B; 0,8 % C; zbytek Ni (atest materiálu v Příloze 2). Vzorky o rozměrech 40 × 20 × 250 mm byly opatřeny nástřikem z obou stran a tloušťce přibližně 0,5 mm.

5.2 Zařízení elektronového svazku a vychylování EB

Experimentální část práce byla realizována na univerzálním zařízení pro svařování a povrchové tepelné zpracování elektronovým svazkem s označením K26 od firmy pro-beam AG & CO. KGaA dostupným v rámci NETME CENTRE v Brně. Uvedené zařízení disponuje v pracovní komoře dvouosým numericky řízeným stolem, na který je možné navíc umístit taktéž numericky řízený rotační adaptér s možností naklápění. Pro aplikace vyžadující přídavný materiál je k dispozici i systém podávání drátu integrovaný do ovládacího systému

zařízení. Předehřev zpracovávané komponenty lze realizovat pouze pomocí elektronového svazku a k orientačnímu stanovení teploty lze využít bezkontaktní laserový pyrometr o rozsahu 350–1800 °C. K přesnému měření naopak slouží přidaný systém využívajících kontaktních termočlánků, který se rovněž využívá pro kalibraci bezkontaktního měření. Další vybrané parametry zařízení elektronového svazku jsou uvedeny v Tab. 5.1.

Ovládání EB zařízení je postaveno na platformě průmyslového řídicího systému Sinumerik od společnosti Siemens AG. Nastavení vychylování samotného elektronového svazku se provádí pomocí předpisu souřadnic pozic ve virtuálním dvoudimenzionálním prostoru o rozměru $2^{16} \times 2^{16}$. Zařízení navíc umožňuje práci se dvěma předpisy pozic, které navzájem definovaným způsobem zkombinuje a vytvoří se výsledný tzv. skenovací obrazec. Na základě skenovacího obrazce poté generátor upravuje hodnoty proudů procházejících elektromagnetickými vychylovacími cívkami, díky čemuž se EB navede do zadané pozice. Zadáním korekčního koeficientu, platného pro konkrétní urychlovací napětí a vzdálenost elektronového děla od povrchu komponenty, zařízení upraví fyzickou velikost skenované oblasti, aby odpovídala zadaným rozměrům.

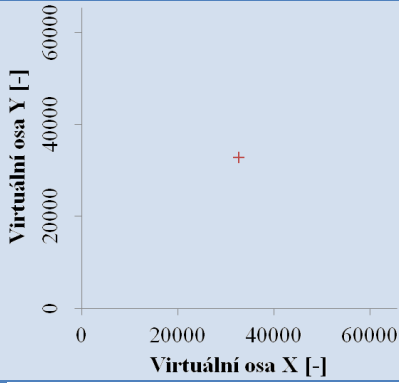
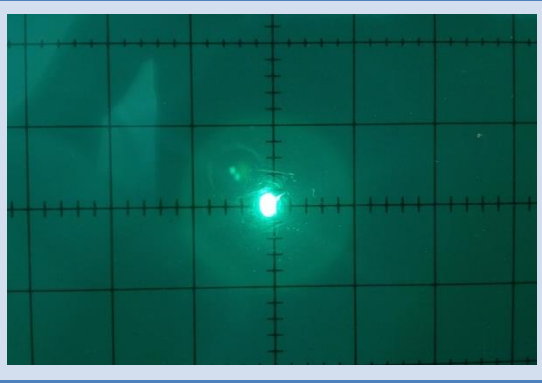
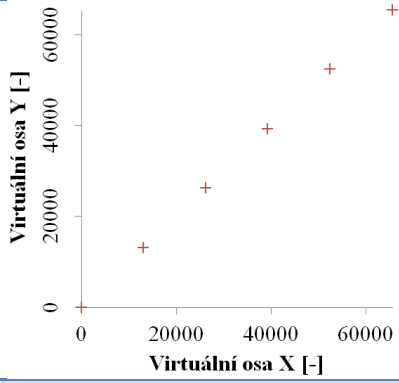
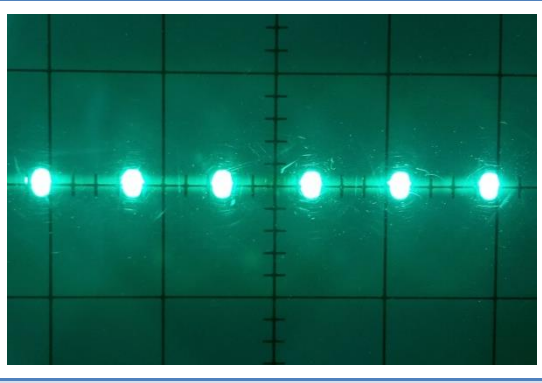
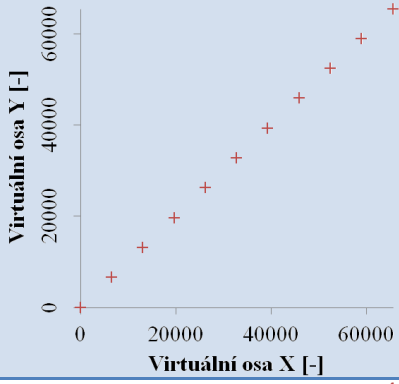
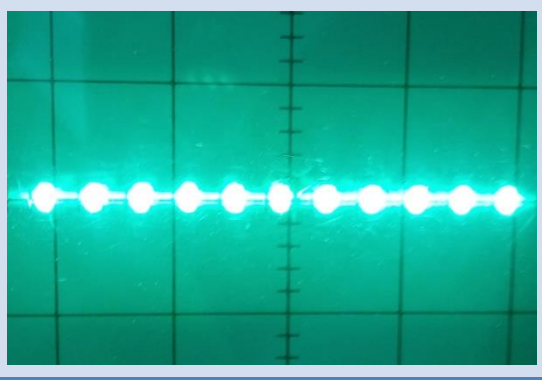
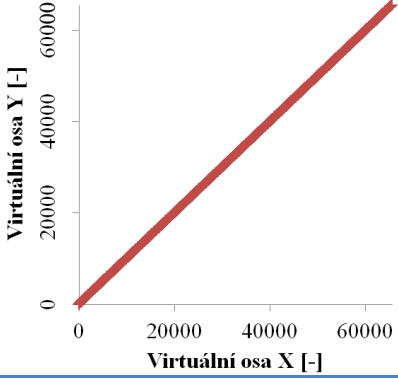
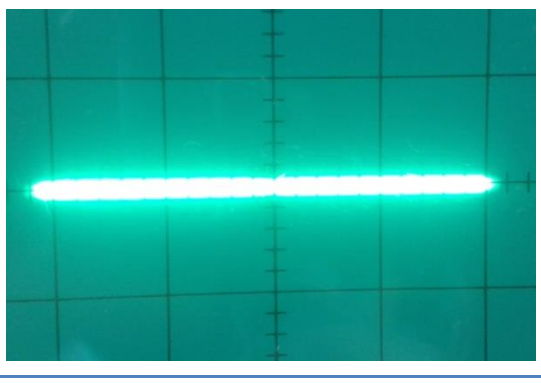
Tab. 5.1 Vybraná technická specifikata zařízení elektronového paprsku K26

Objem komory	2,6 m ³
Pracovní výška komory	700 mm
Rozměry pracovního stolu	500 x 800 mm
Maximální rychlost rotace adaptéru	100 ot·min ⁻¹
Maximální proud EB	100 mA
Urychlovací napětí	60 až 150 kV
Pracovní tlak v komoře	10 ⁻² Pa (10 ⁻⁴ mbar)
Doba čerpání komory	< 15 min

Disertační práce se orientuje pouze na tzv. kontinuální techniky, kdy dochází k současnému pohybu komponenty i elektronového svazku a v souladu s možným dělením technik uvedeném na Obr. 3.4 budou testovány pouze jednobodové 1D techniky, vyjma dvourozměrného „pole“. Nejjednodušší způsob vychylování představuje mód „1 bod“, kde je vlastně EB statický a v během procesu svou pozici nemění. Další testované varianty tvoří „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“, kde svazek v jedné přímce postupně přechází mezi rovnoměrně rozloženými šesti, respektive jedenácti a 1000 pozicemi. Mód „pole“ zastupuje jako jediný 2D vychylování a skenovací obrazec se vytváří za pomoci dvou zařízení vzájemně zkombinovaných předpisů. Ve shodném směru, jako je pohyb komponenty, se využívá předpisu pro kalici pole dodaného výrobcem, kde je cílem na čele nahřát chladný materiál na teplotu zpracování a poté následuje ještě izotermická výdrž zajišťující prohřátí materiálu do větší hloubky. Rozdílnou distribuci výkonu lze definovat opakovaním vybraných souřadnic, nebo jako v tomto případě neekvidistantním rozložením všech pozic. Ve druhém kolmém směru se využívá stejného předpisu jako v případě „linky“. Skenovací obrazec by také bylo možné definovat pomocí jednoho komplexního předpisu, ale jednalo by se o neflexibilní a komplikovaný přístup, kde každá úprava znamená vytvoření zcela nového předpisu. Poslední testovaný mód představuje technika „meandr“ využívající součinnosti pohybu komponenty a pohybu elektronového svazku. Skenovací obrazec při správně navolených parametrech vytvoří na povrchu součásti charakteristickou

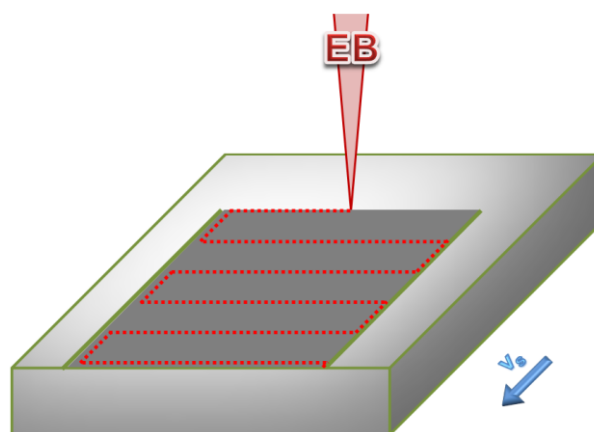
meandrovitou trajektorii (Obr. 5.3). Přehled jednotlivých technik včetně vizualizovaných předpisů pozic EB a výsledných vychylovacích obrazců je uveden v Tab. 5.2.

Tab. 5.2 Přehled vychylovacích módů s vizualizovanými předpisy pozic EB a výslednými skenovacími obrazci, které byly zachyceny na osciloskopu

	Předpis souřadnic	Vychylovaný obrazec
„1 bod“		
„6 bodů“		
„11 bodů“		
„linka“		

Tab. 5.2 (pokračování) Přehled vychylovacích módů s vizualizovanými předpisy pozic EB a výslednými skenovacími obrazci, které byly zachyceny na osciloskopu

	Předpis souřadnic	Vychylovaný obrazec
„pole“		
„meandr“		

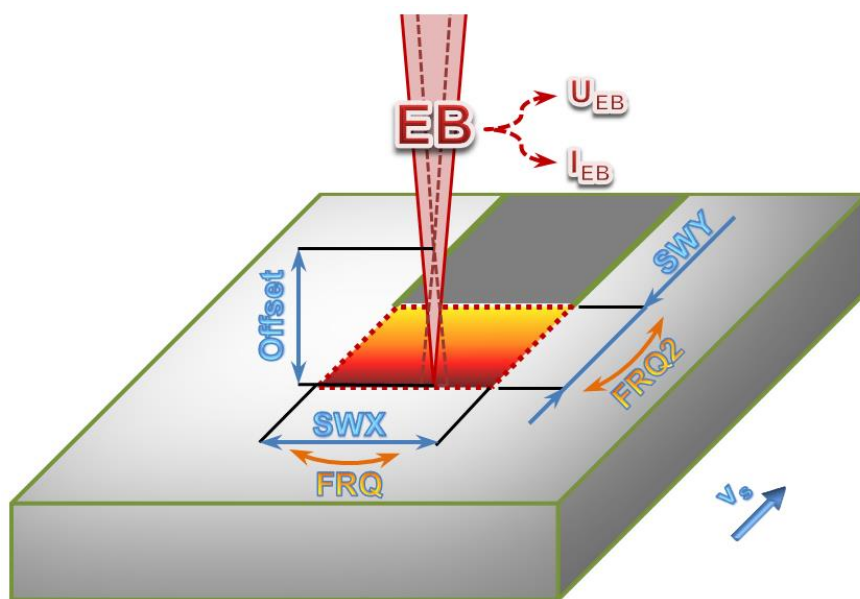


Obr. 5.3 Trajektorie EB na povrchu vzorku při vychylovacím módu „meandr“

5.3 Parametry zařízení ovlivňující procesy povrchového tepelného zpracování

EB zařízení pracuje s mnoha parametry, ale samotný proces tepelného zpracování přímo řídí pouze omezené množství z nich. Výkon dodaný svazkem na povrch komponenty odpovídá součinu aplikovaného urychlovacího napětí U_{EB} a proudu svazku I_{EB} . V rámci práce nebyl sledován vliv urychlovacího napětí na proces tepelného zpracování. Pro všechny experimenty bylo nastaveno konstantní urychlovací napětí 80 kV. Uvedený výkon se doručí na povrch komponenty v závislosti na módu pomocí skenovacího obrazce, který definují rozměry SWX a SWY společně se skenovacími frekvencemi v jednotlivých směrech FRQ resp. $FRQ2$ (Obr. 5.4). Obvykle svazek při povrchovém tepelném zpracování nebývá přímo zaostřen na rovinu komponenty, nýbrž dochází cíleně k mírnému posuvu ohniska. Rozostření se realizuje pomocí změny proudu procházejícího ostřící cívkou oproti optimu o hodnotu *Offset*, kde kladné hodnoty značí posuv roviny ostrosti nad povrch komponenty a naopak záporná čísla představují ohnisko EB uvnitř materiálu. V rámci práce byl sledován vliv míry neostrosti na vlastnosti zhotovených vrstev pro jednotlivé vychylovací módy. Testovány byly pouze kladné hodnoty *Offset*, neboť v práci [118] nebyl prokázán vliv umístění ohniska nad či pod povrch materiálu. Poslední, ale velmi důležitý parametr procesu představuje rychlost posuvu komponenty v_s vůči ose EB.

Proces navíc může být ovlivněn další řadou nepřímých parametrů. Příkladem mohou být vzdálenost povrchu od EB zdroje, protože s rostoucí vzdáleností dochází ke změně kvality svazku, způsob upnutí a velikost komponenty, kde dochází k ovlivnění míry odvodu tepla, kvalita a čistota povrchu, atp. Vliv těchto činitelů byl potlačen pomocí standartního postupu a uložení komponenty, a nebyl studován.

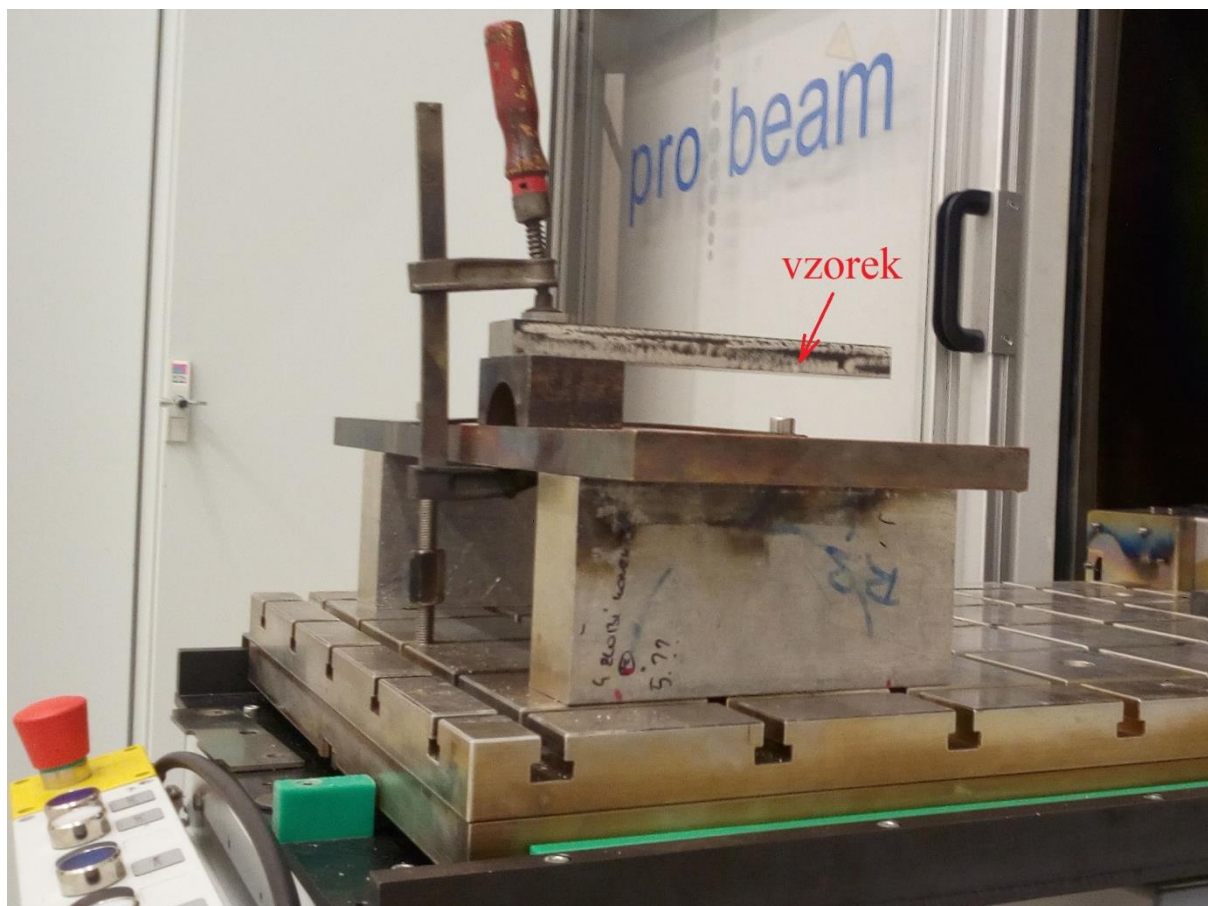


Obr. 5.4 Schéma parametrů procesů EB povrchového tepelného zpracování.

5.4 Příprava vzorků

Při EB tepelném zpracování byl povrch vzorků umístěn ve vzdálenosti 630 mm od elektronového děla. V případě, že by vzorky byly vzorky pouze položeny na podklad, byl

by odvod tepla během zpracování značně ovlivněn aktuální velikostí kontaktní plochy a kvalitou tepelného přemostění s podkladem. Pro potlačení tohoto nežádoucího jevu bylo zvoleno jednostranné upevnění vzorků, které bylo co nejdále od zpracovávané oblasti - Obr. 5.5. Speciálně pro přípravu vzorků byl vytvořen komplexní ovládací program (Příloha 3), jenž byl následně pro dané nastavení modifikován. Oblasti se změnou procesních parametrů (Slope in, Slope out) byly umístěny mimo testovaný materiál, a tedy vzorky byly zpracovány s již požadovanými ustálenými hodnotami.



Obr. 5.5 Upenutí vzorku na pracovním stole zařízení EB

V případě tepelného zpracování v tuhé fázi byl materiál vždy před přípravou dalšího vzorku ochlazen na pokojovou teplotu. V případě přetavování nástřiku NiCrBSi, bylo zapotřebí aplikovat předehřev minimálně 250 °C, aby došlo ke snížení teplotního gradientu a nedocházelo k praskání vrstvy. Z důvodu dostupného bezkontaktního pyrometru s detekčním limitem 350 °C byly vzorky předehřívány na teplotu 500 °C. Správná hodnota emisivity materiálů byla stanovena porovnáním hodnot s kontaktním měřením termočlánkem typu K (průměr 1,5 mm). Předehřev byl zajištěn elektronovým svazkem skenujícím čtvercovou oblast o straně 45 mm a rozostřením 300 mA. Po dosažení požadované teploty na povrchu následovalo temperování materiálu po dobu minimálně 10 minut. Výkon EB byl manuálně upravován, aby teplota zůstávala konstantní.

Bezkontaktní pyrometrické měření teploty bylo také využito při měření teplotního profilu EB při zpracování v pevné fázi. Pyrometr byl zaměřen a zaostřen do zvoleného místa uprostřed zpracovávané oblasti. Následně provedené EBH probíhalo souběžně se záznamem měření teploty povrchu komponenty.

Pro porovnání EBH vrstev s konkurenčními technologiemi byly zhotoveny vzorky pomocí vysokofrekvenční elektromagnetické indukce a také laseru. Indukční ohřev byl realizován v kalírně Q.I.P. s.r.o. na zařízení GV 80 od firmy ZEZ Rychnov nad Nisou a u tří vzorků byl měněn pouze mřížkový proud (zbylé parametry byly fixní). Laserové zpracování bylo provedeno firmou KSK Precise Motion, a.s., kde využívají zdroj TruDisk 6006 od společnosti Trumpf GmbH + Co. KG s maximálním výkonem 6 kW, vlnovou délkou 1030 nm a průměrem svazku 0,6 mm. Laserové kalení probíhalo pomocí laserové vychylovací hlavy umístěné na šestiosém robotu Motoman. V případě vzorků zhotovených laserem byl nájezd na parametry realizován na ploše materiálu, a tedy vzorky byly analyzovány přibližně uprostřed zpracované oblasti. Celkem 7 vzorků bylo připraveno kombinacemi stabilního a vychylovaného světelného svazku, rychlosti posuvu komponenty a míry rozostření. Oscilace laseru probíhala po úsečce dlouhé 10 mm a frekvencí 1000 Hz.

5.4.1 Použité metody a zařízení při vyhodnocování vzorků

EB tepelně zpracované povrchy byly testovány pomocí níže uvedených experimentálních metod. Optimální výkony pro dané konfigurace zařízení byly hledány metodou pokus-omyl. V případě zpracování v tuhé fázi bylo optimum stanoveno jako nejvyšší hodnota, kdy ještě nedochází k výskytu taveniny. Mírné přetavení povrchu ovšem nezpůsobí pozorovatelnou změnu struktury a ani tvrdosti, proto jediná možná detekce výskytu taveniny byla na základě vizuálního makroskopického pozorování, kdy tavenina byla identifikována jako lesklejší oblasti v rámci zpracované stopy.

Metalografické výbrusy zpracovaných vrstev byly připraveny standardním postupem. Výbrusy byly zhotoveny vždy kolmo na směr pohybu komponenty v_s a ve vybraných případech navíc i ve směru rovnoběžném s v_s . Optimální proud EB v případě zpracování v kapalně fázi byl stanoven jako maximální hodnota, kdy v přetavené struktuře nebyla přítomna hrubá dendritická struktura, jež byla patrná i při mikroskopickém pozorování vyleštěných vzorků. Mikrostruktura byla v případě oceli 42CrMo4 vyvolána působením leptadla Nital 5% a pro nástřík NiCrBSi bylo využito směsi kyseliny chlorovodíkové, dusičné a vody v poměru 1:10:10 [4]. Výbrusy byly pozorovány pomocí světelného mikroskopu Zeiss Axio Observer Z1m. Dále bylo využito rastrovacího elektronového mikroskopu (SEM) FEG SEM Zeiss Ultra Plus (Carl Zeiss AG, Německo), který je vybaven detektorem sekundárních elektronů (SE) typu Everhart-Thornley, čtyř-kvadrantovým křemíkovým detektorem zpětně difraktovaných elektronů (BSE) a energiově disperzním spektrometrem (EDS) X-MAX (Oxford Instruments, Spojené království).

U výchozího materiálu i zhotovených vrstev byla měřena tvrdost HV 0,5 pomocí tvrdoměru LECO LM 247 AT (LECO Corporation, USA). Na zhotovených metalografických výbrusech byl měřen profil tvrdosti směrem od povrchu do jádra materiálu středem zpracované oblasti, přičemž pro dodržení předepsaných rozestupů mezi jednotlivými vpichy bylo měření realizováno ve třech 0,1 mm vzdálených řadách. Pro potvrzení homogenních vlastností byla u vybraných vzorků provedena kontrola průběhu tvrdosti ve směru kolmém na směr pohybu komponenty v_s v hloubce 0,1 mm pod povrchem (jedna řada) a v případě módu „meandr“ bylo provedeno stejné ověření i ve směru rovnoběžném na v_s . U procesů v pevné fázi byla stanovována hloubka zakalené vrstvy v místě poklesu tvrdosti na základní materiál (NCHD).

Stanovení fázového složení bylo provedeno XRD analýzou pomocí difraktometru Xpert (Koninklijke Philips Electronics N.V., Nizozemsko). Měření probíhalo na povrchu vzorku

uprostřed stopy v Braggově-Brentanově uspořádání s využitím Cu-K α záření a 1D detektorem Xcelerator. Naměřená data byla následně zpracována a provedena kvalitativní i kvantitativní analýza pomocí softwaru HighScore s pomocí databází pdf2 a ISCD.

Porozita nástřiku NiCrBSi a její změna v důsledku EB zpracování byla vyhodnocena na základě obrazové analýzy snímků ze světelného mikroskopu. U vzorků zpracovaných v kapalně fázi byla navíc i testována odolnost proti opotřebení metodou pin-on-disc na zařízení UMT TriboLab (Bruker Corporation, USA). Pro zkoušky byla využita keramická kulička Al₂O₃ o průměru 6 mm, která byla přitlačována na povrch vzorku silou 10 N a vytvářela stopu o průměru 6 mm. Testování probíhalo při pokojové teplotě, bez přítomnosti lubrikantů, rychlostí 300 ot·min⁻¹ a k ukončení došlo po 50 000 cyklech. Pro vyhodnocení drsnosti povrchů a opotřebení byl využit optický 3D profilometr Contour GT-X8 (Bruker Corporation, USA).

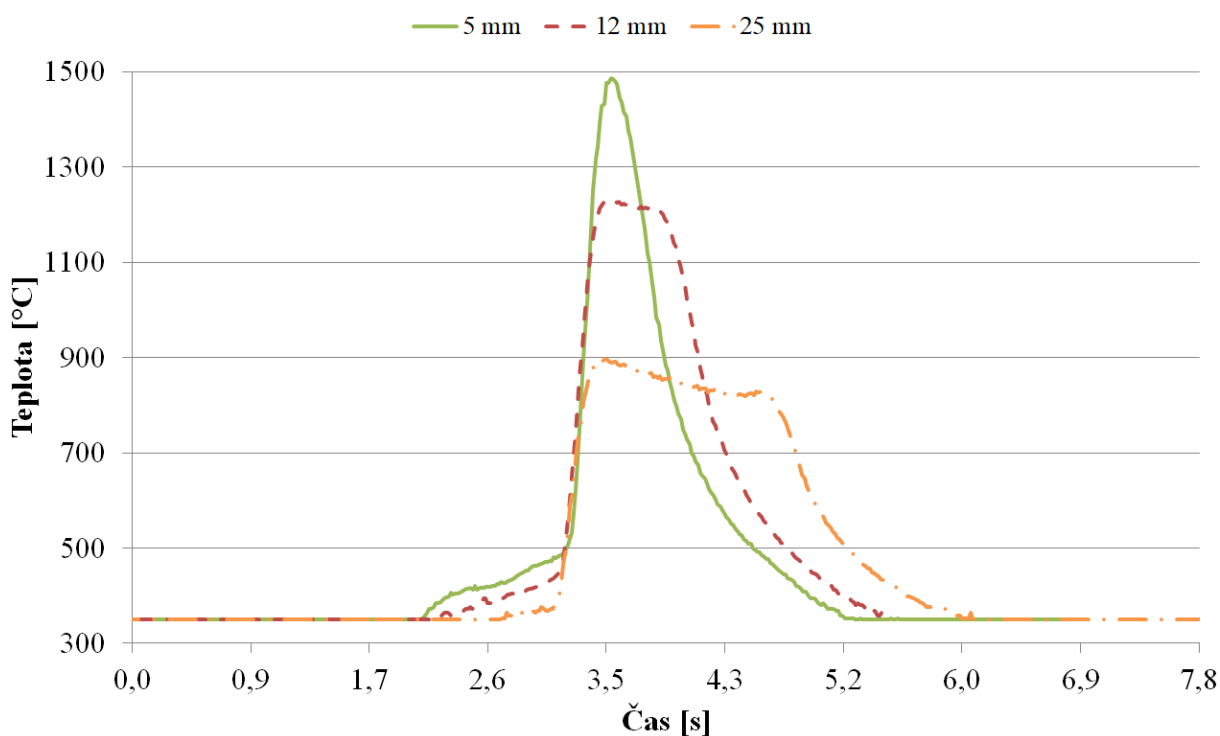
6 VÝSLEDKY EXPERIMENTŮ A JEJICH DISKUSE

V následující kapitole jsou uvedeny a diskutovány výsledky, které byly stanoveny na vzorcích s optimalizovanými parametry tepelného zpracování. V případě zpracování v pevné fázi bylo testováno celkem 6 vychylovacích módů: „1 bod“, „6 bodů“, „11 bodů“, „linka“, „pole“ a „meandr“, které byly navíc porovnány s vrstvami zhotovenými pomocí laseru a elektromagnetické indukce. Zpracování s přetavením bylo provedeno již s vyloučením módů „1 bod“ a „11 bodů“. Příloha 4 uvádí parametry zpracování všech analyzovaných vzorků.

6.1 Teplotní profil zpracování EBH

Různé módy vychylování EB mění rozložení distribuované energie na povrch komponenty a v závislosti na množství energie dochází ke zvýšení teploty materiálu. Znalost teplotního profilu (závislost teploty na čase) je velice důležitá pro studium vlivu vychylování na vlastnosti zhotovených vrstev.

Měření teplotního profilu hrálo významnou roli při nastavení rozměru SWY u módu „pole“. Pokud byl zvolen příliš dlouhý obrazec, prohřívání materiálu neprobíhalo izotermicky, neboť docházelo k nežádoucímu poklesu teploty povrchu (Obr. 6.1), který nastal v důsledku přívodu nižšího množství energie v zadní části obrazce, nežli byl odvod tepla do materiálu. V případě nižší hodnoty SWY nedochází k poklesu povrchové teploty, ale zkrácením interakčního času se materiál neprohřeje do maximálně dosažitelné hloubky. Nejdelší obrazec s izotermickým průběhem byl tedy stanoven jako optimální hodnota SWY pro danou rychlost v_s (Tab. 6.1).

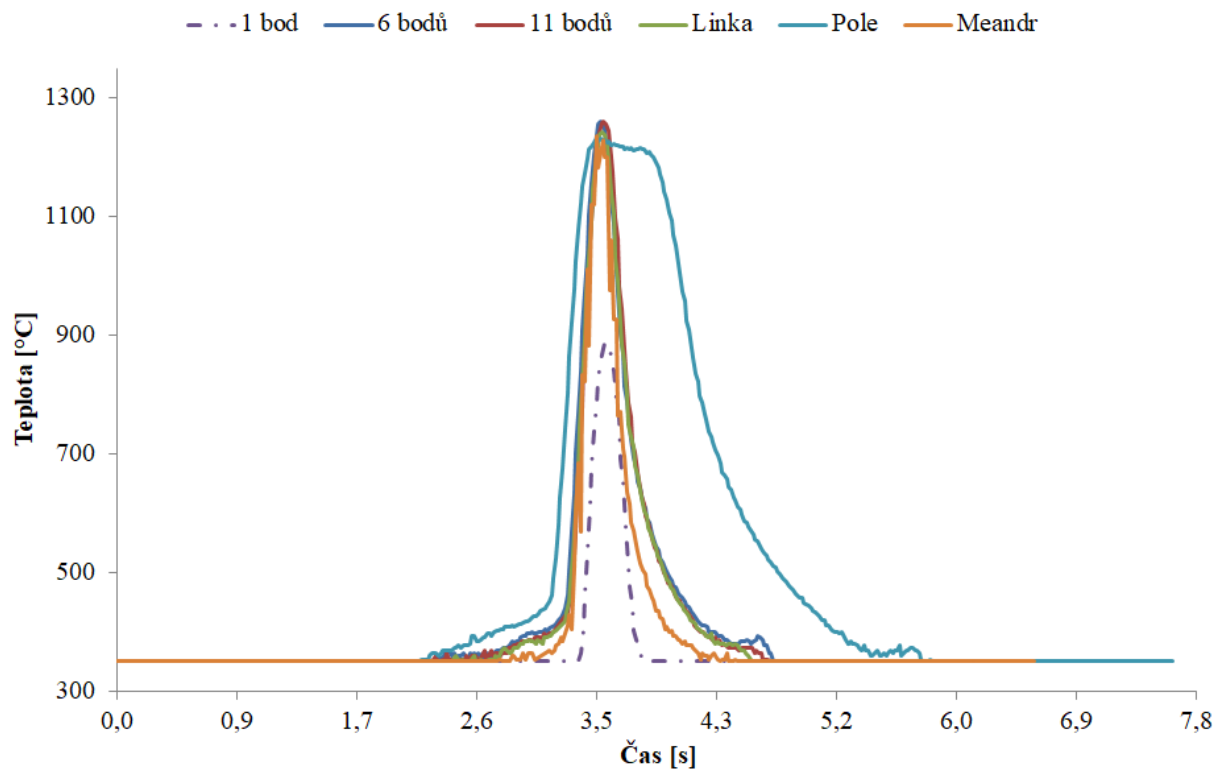


Obr. 6.1 Vliv délky SWY na teplotní profil módu „pole“; bez optimalizace výkonu ($v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; $Offset = 100 \text{ mA}$; optimum SWY = 12 mm)

Tab. 6.1 Stanovené optimální hodnoty SWY pro různé rychlosti v_s v módu „pole“

Rychlost posuvu v_s [$\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$]	5	10	15	20	25
Délka SWY [mm]	5	10	12	20	25

Zvláště při porovnání jednotlivých módů se projevila technická omezení pyrometru a naměřené teplotní profily bylo nutné vnímat spíše informativně. Nicméně i tak byla dobře patrná odlišnost dvoudimenzionálního vychylování „pole“ (Obr. 6.2), které bylo charakteristické výrazně delší výdrží na teplotě. Mezi teplotními profily u módů „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka nebyl ve směru rychlosti posuvu v_s pozorován téměř žádný rozdíl, ale lze předpokládat mírné odchylky ve směru kolmém na v_s , kde měření nebylo realizováno, ale další výsledky tuto představu potvrzují. V případě „1 bod“ probíhal proces tepelného zpracování nejkratší dobu a zároveň byla naměřena nejnižší teplota kalení, což bylo ale spíše zapříčiněno nízkou rychlostí měření pyrometru a eventuálně možným mírným vyosením laserového a elektronového svazku. Pro vychylovací mód „meandr“ bylo charakteristické, že ohřev i ochlazování neprobíhalo kontinuálně, nýbrž s mírnými výkyvy v závislosti na průchodu EB danou oblastí. Tento pilovitý průběh byl zvláště pak patrný při nižších rychlostech posuvu, kdy byla i rychlost oscilace svazku nižší (Obr. 6.3). Rychlost zpracování módem „meandr“ byla druhá nejrychlejší díky rychlému ochlazení.

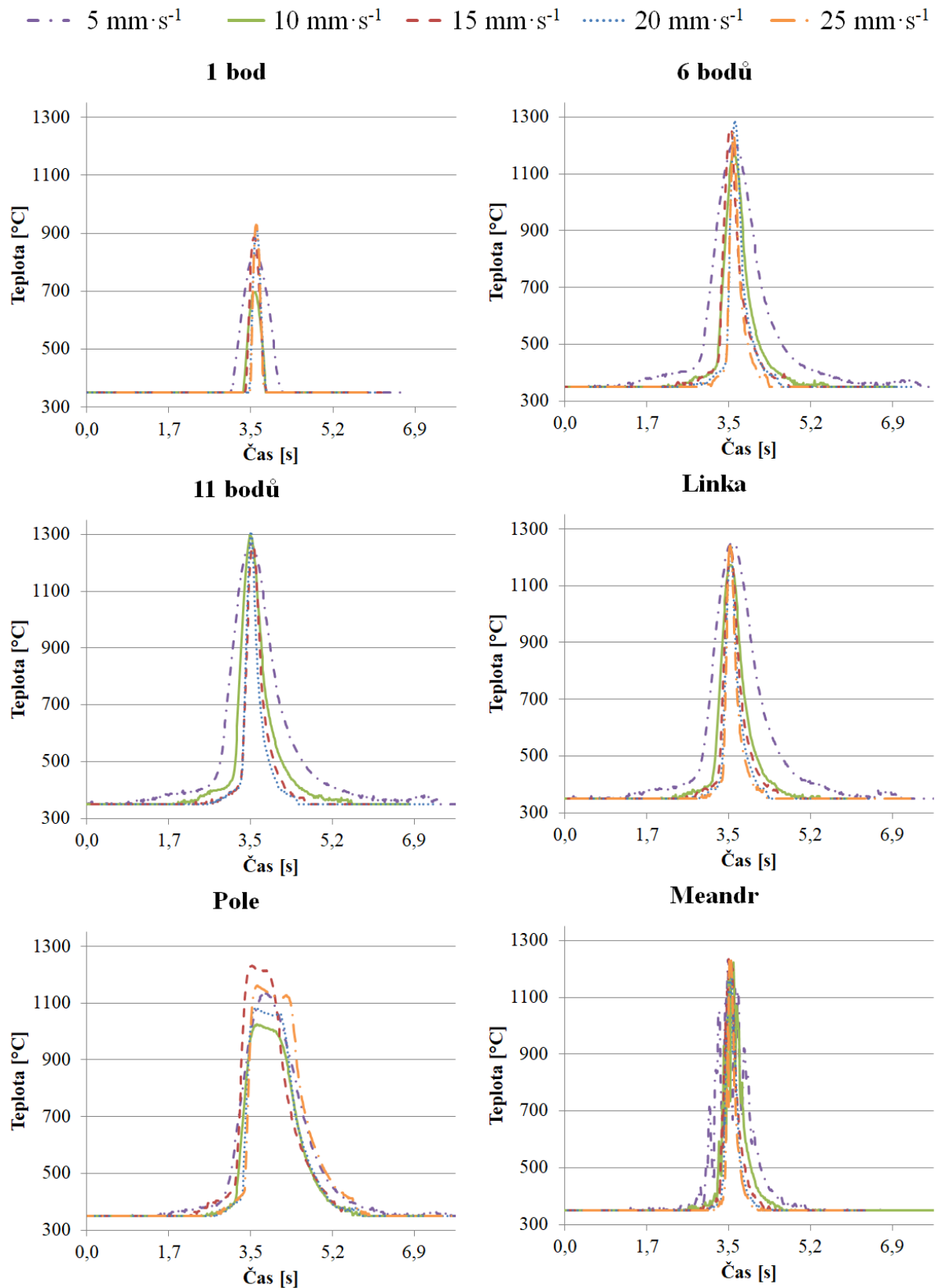


Obr. 6.2 Porovnání teplotních profilů jednotlivých módů ve směru v_s

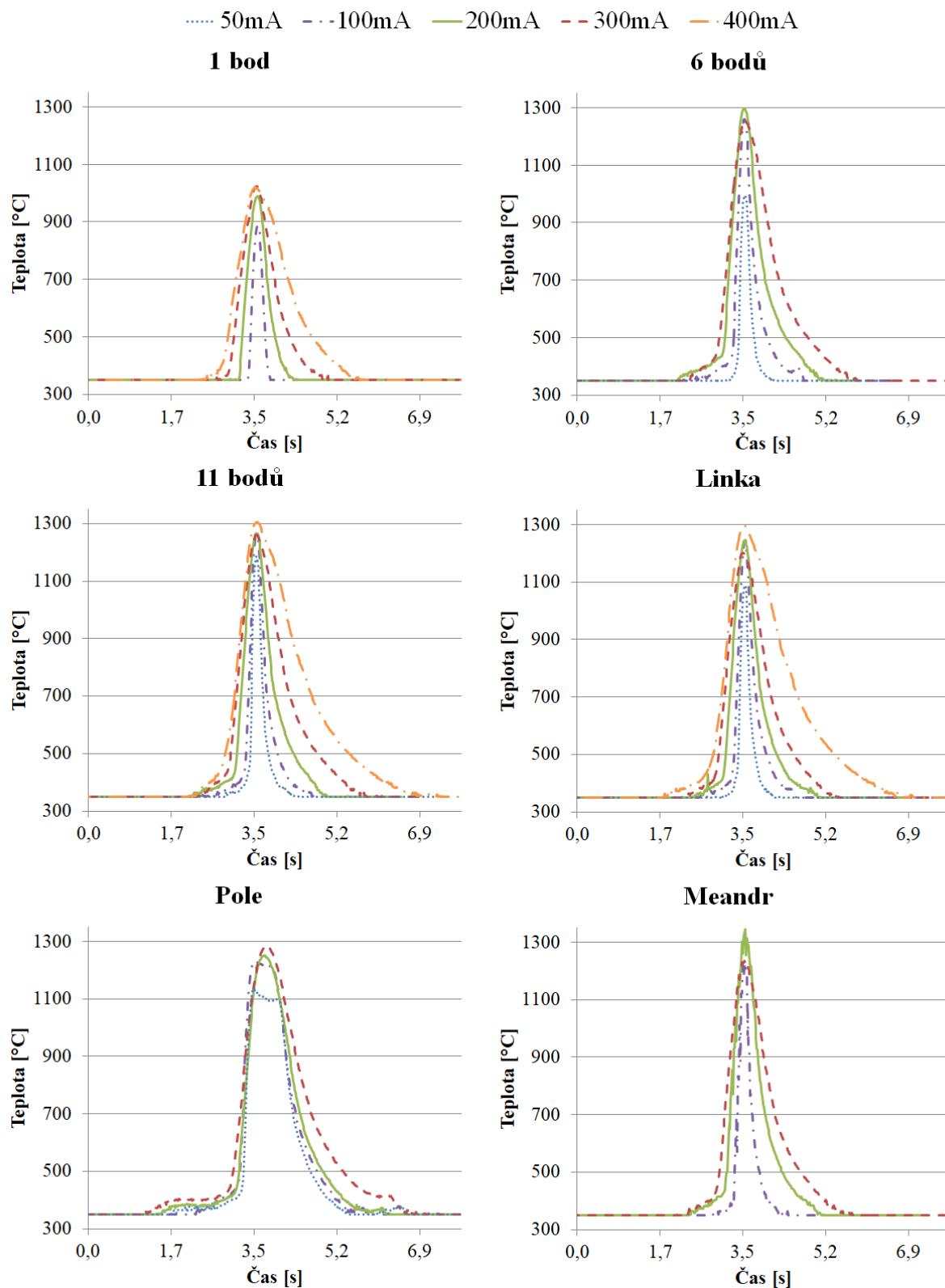
Zvýšení rychlosti posuvu v_s (Obr. 6.3) způsobilo téměř nezatelné zkrácení procesů tepelného zpracování a změny byly shodné jak na straně ohřevu tak i ochlazování. Pouze při nejnižší rychlosti $v_s = 5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ bylo pozorováno výraznější rozšíření teplotního profilu, kdy byly nižší teplotní gradienty, ale zachována doba výdrže na maximální teplotě. Výjimku představoval pouze mód „pole“, u kterého byl po optimalizaci délky SWY teplotní průběh

téměř identický pro všechny rychlosti. Měřením se také potvrdilo, že s rostoucí rychlostí ohřevu stoupají teploty transformací, což se projevilo u všech módů a bylo nejvýrazněji pozorovatelné u „pole“.

Změna míry neostrosti *Offset* (Obr. 6.4) pouze minimálně ovlivňovala teplotní profily u módu „pole“, kdy pouze při nejvyšších hodnotách došlo k mírnému zpomalení ochlazování. V případě zbývajících vychylovacích technik zvýšení hodnoty neostrosti způsobilo nerovnoměrnou deformaci teplotního pole - mírného prodloužení doby ohřevu, ale značné zpomalení ochlazování materiálu. Doba výdrže na maximální dosažené teplotě byla ve všech případech přibližně srovnatelná. Pilovitý profil módu „meandr“ se rozostřením EB vytrácel.



Obr. 6.3 Vliv rychlosti posuvu v_s na teplotní průběh ve směru v_s při kalení jednotlivými módy



Obr. 6.4 Vliv míry neostrosti *Offset* na teplotní průběh ve směru v_s při kalení jednotlivými módy

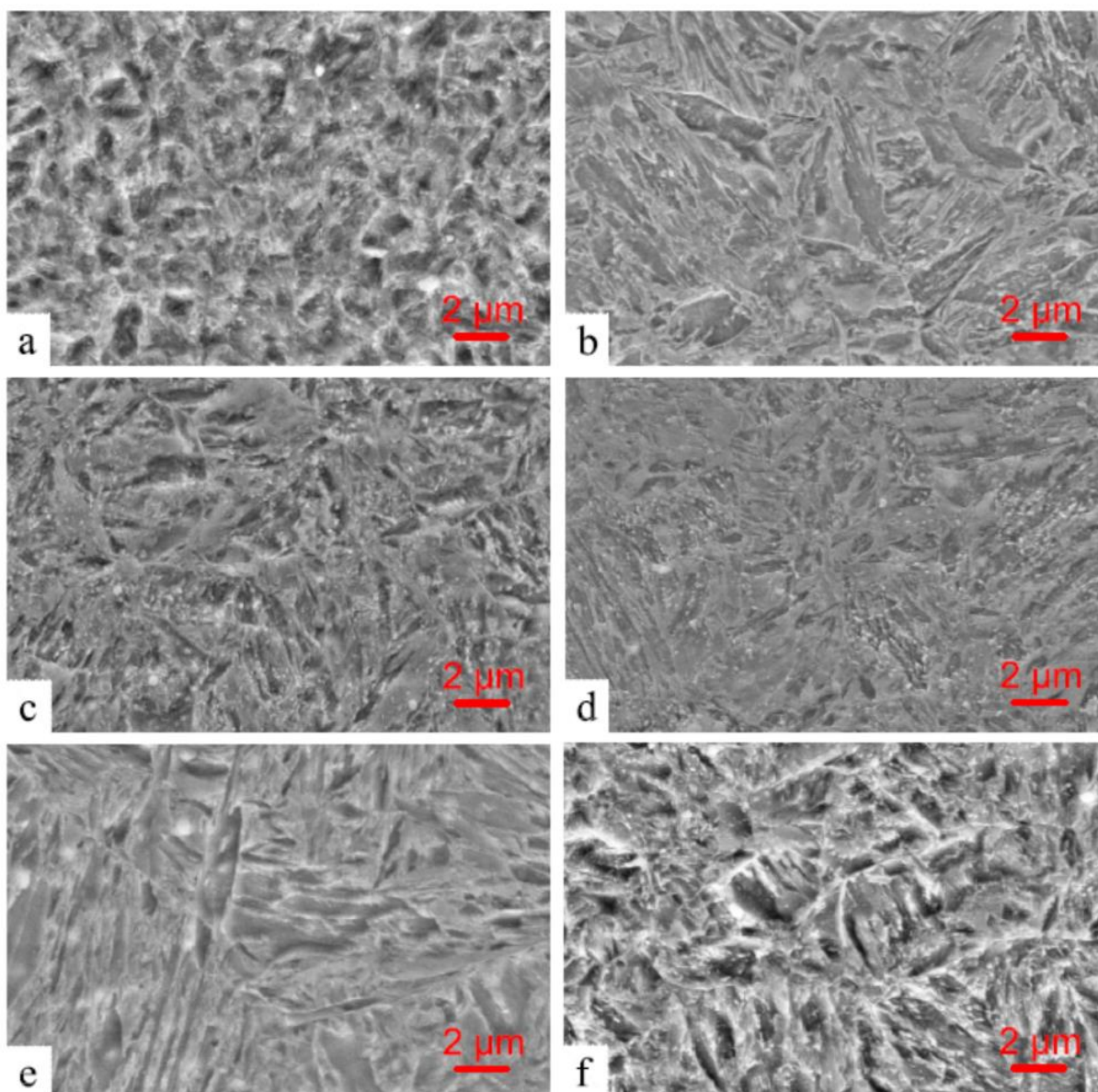
6.2 Strukturální změny oceli 42CrMo4

Objemovým tepelným zpracováním byla získána výchozí sorbitická struktura, která byla následně modifikována povrchovým tepelným zpracováním. XRD analýza prokázala u výchozího materiálu přítomnost feritu, karbidů Fe_3C a malého množství zbytkového austenitu (Tab. 6.2). Použitý rentgenový difraktometr nebyl schopen detekce míry tetragonality mřížky, díky čemuž nebylo možné od sebe odlišit martenzit od feritu. Výchozí struktura nebyla plně homogenní, neboť byla pozorována textura materiálu (Obr. 5.1), která vznikla v důsledku tvářecího procesu a řádkovitost byla patrná i po procesu povrchového tepelného zpracování.

Tab. 6.2 Výsledky XRD fázové analýzy povrchově zakalených oblastí

	Vzorek	Austenit [hm. %]	Ferit/Martenzit [hm. %]	Fe_3C [hm. %]
Výchozí stav	BM	—	94,6	5,4
„1 bod“	B02	—	100,0	—
„6 bodů“	S04	—	98,3	1,7
„linka“	L03	2,3	95,8	1,9
„pole“	P06	2,5	96,3	1,3
„meandr“	M09	—	98,5	1,5
Elektromagnetická indukce	I03	3,3	95,1	1,6
Statický laser	L06	—	100,0	—
Oscilující laser	L02	—	98,2	1,8

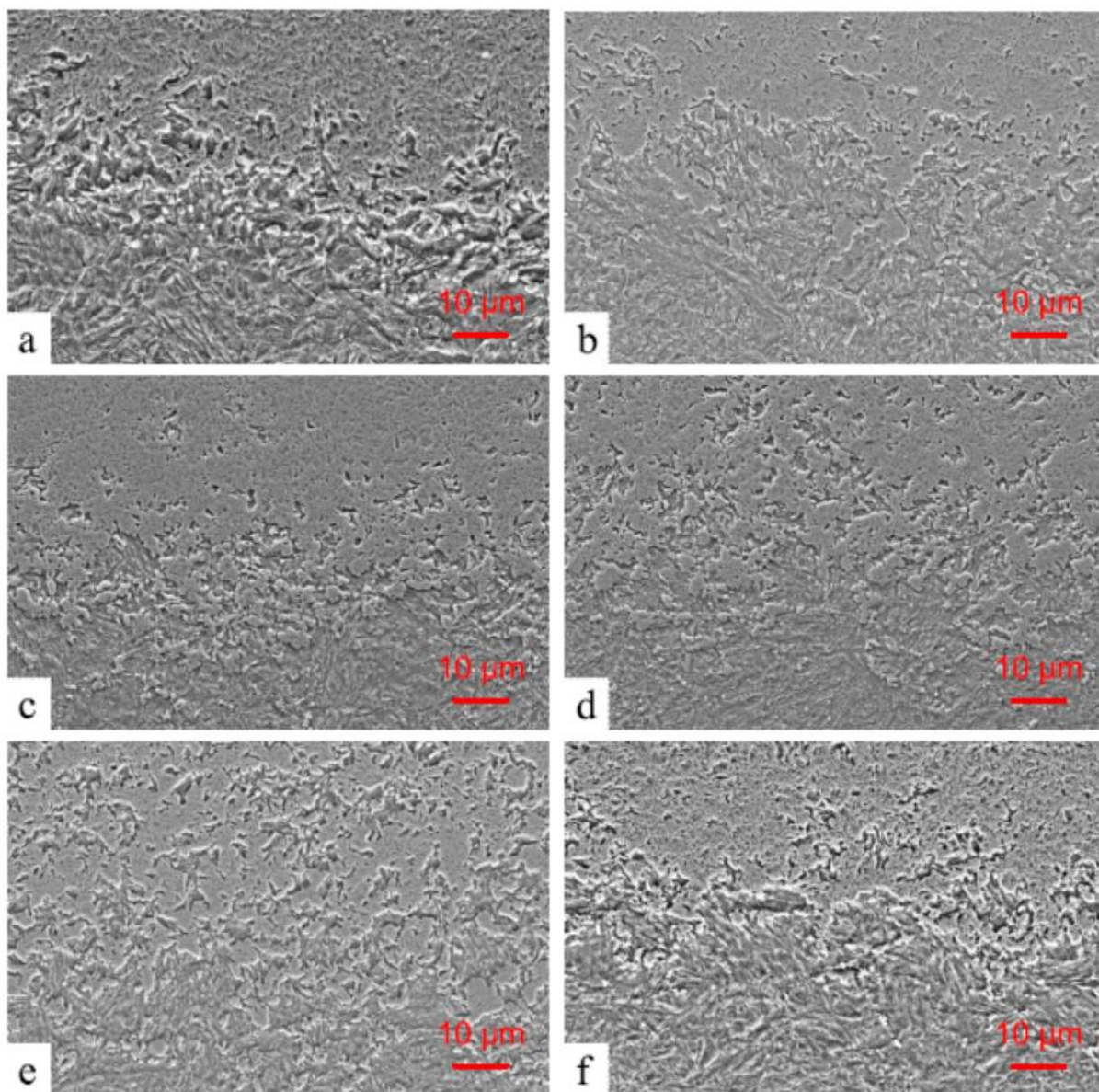
Povrchovým tepelným zpracováním pomocí elektronového svazku byl vytvořen ve všech případech martenzit. Hrubost martenzitu (posuzováno pouze kvalitativně) směrem od povrchu do jádra materiálu klesala a vzájemně porovnávány byly struktury nacházející se přibližně ve středu zpracovaného objemu. Porovnáním struktur získaných jednotlivými módy za stejných podmínek ($v_s = 15 \text{ mm}^{-1}$ a $Offset = 100 \text{ mA}$) bylo možné říci, že v případě módu „pole“ se jednalo o nejhrubší martenzit, zatímco nejjemnější byl u „1 bodu“ (Obr. 6.5). Tento rozdíl patrně souvisel s rychlostí kalení materiálu. V případě „1 bodu“ byl proveden ohřev relativně malého objemu materiálu a množství vnesené energie bylo téměř 8krát menší (viz kapitola 6.8). U „pole“ bylo z 20násobného objemu zapotřebí odvést do materiálu více energie, čímž klesl teplotní gradient i rychlost kalení. Struktury vytvořené módy „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“ si byly vzájemně podobné, stejně jako i použité výkony a objemy zpracovaného materiálu. Struktura módu „meandr“ byla blízká „1 bodu“, ačkoliv bylo zapotřebí přibližně pouze 3krát více energie na zpracování cca. 8násobného množství materiálu. Důvodem byla patrně podobnost těchto technik, kdy „meandr“ vlastně byl tvořen „1 bodem“ s komplikovanější trajektorií, vyšší rychlostí pohybu svazku po povrchu vzorku a efektivnějším využitím ohřevu materiálu.



Obr. 6.5 Mikrostruktura (SEM-SE) EB kalených vrstev módem (a) „1 bod“, (b) „6 bodů“, (c) „11 bodů“, (d) „linka“, (e) „pole“ a (f) „meandr“

U všech módů vyjma „1 bodu“ byl XRD fázovou analýzou detekován karbid Fe_3C , což signalizuje, že ohřev byl příliš rychlý a austenitizace neproběhla v plném rozsahu. Nicméně k částečnému rozpuštění cementitu došlo, neboť naměřené obsahy Fe_3C byly nižší než u výchozího stavu. Martenzitická transformace tedy vycházela z nehomogenního austenitu. V případě „1 bodu“ nebyl cementit v oblasti povrchu XRD analýzou detekován, ale na struktuře ze středu vrstvy (Obr. 6.5a) byly zbytky cementitu pozorovány. Ke kompletnímu rozpuštění Fe_3C došlo v důsledku dodání vyššího množství energie na jednotkový objem zpracovaného materiálu (2,5-3krát) nežli u zbývajících módů. Hluběji v materiálu nicméně již nebyly optimální podmínky pro rozpuštění veškerého cementitu. Pouze u EBH vzorků „pole“ a „linka“ byla detekována přítomnost zbytkového austenitu. Na základě těchto výsledků lze tvrdit, že vyšší počet předepsaných pozic, a tím rovnoměrnější distribuce energie, vede ke stabilizaci austenitu. Naměřené obsahy cementitu vedou pak k zjištění, že nižší počet předepsaných pozic vede k efektivnějšímu rozpouštění Fe_3C .

U všech povrchových metod je velice důležitá oblast přechodu do základního materiálu. EB kalením se vytvořilo rozhraní, kde se plynule měnil poměr obsahu martenzitu a sorbitu. Šíře přechodové oblasti se lišila v závislosti na zvoleném módu vychylování. Absolutní hodnoty nebyly měřeny, protože vinou řádkovitosti výchozí struktury nebylo často možné přesně stanovit tyto hranice. Nicméně pozorováním vzorků bylo možné určit, že šíře rozhraní rostla v pořadí módů „1 bod“, „meandr“, „6 bodů“, „11 bodů“, „linka“ a „pole“ (Obr. 6.6).

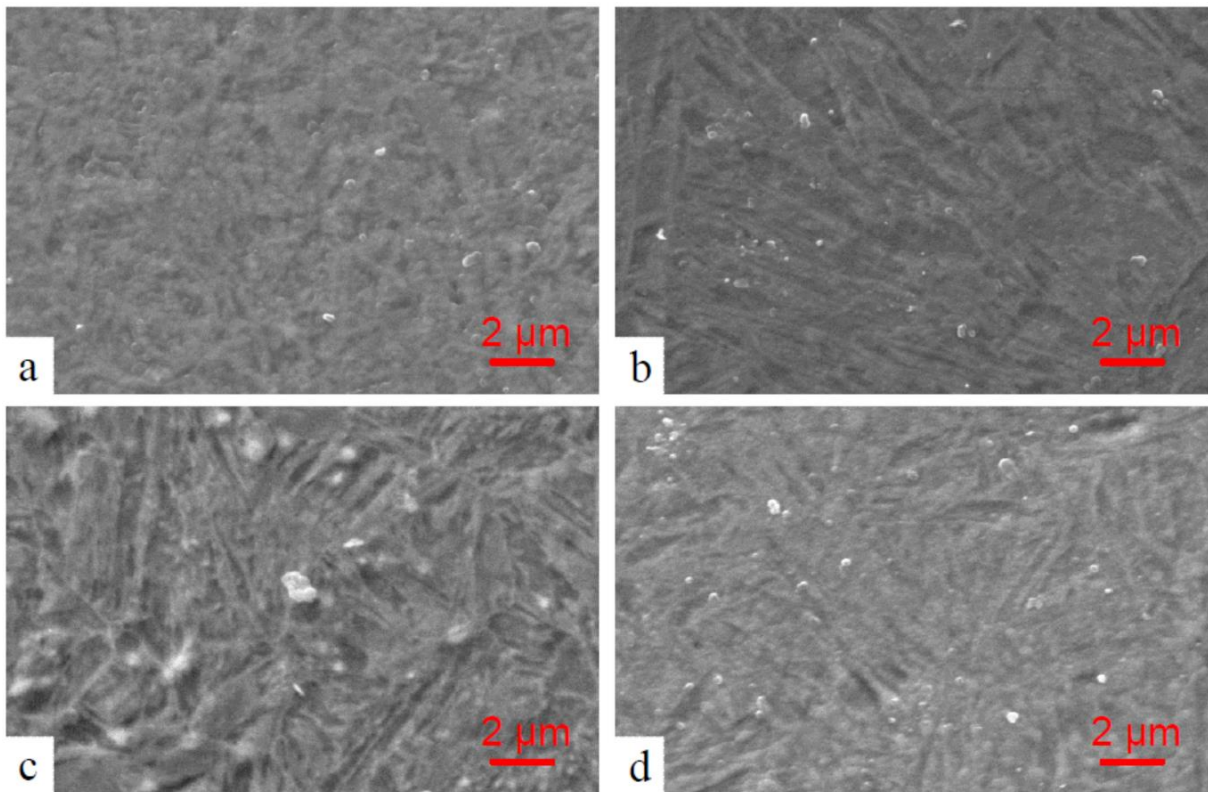


Obr. 6.6 Rozhraní (SEM-SE) mezi EBH vrstvou a výchozím materiálem u módu (a) „1 bod“, (b) „6 bodů“, (c) „11 bodů“, (d) „linka“, (e) „pole“ a (f) „meandr“

6.2.1 Vliv parametrů v_s , *Offset* a *FRQ*

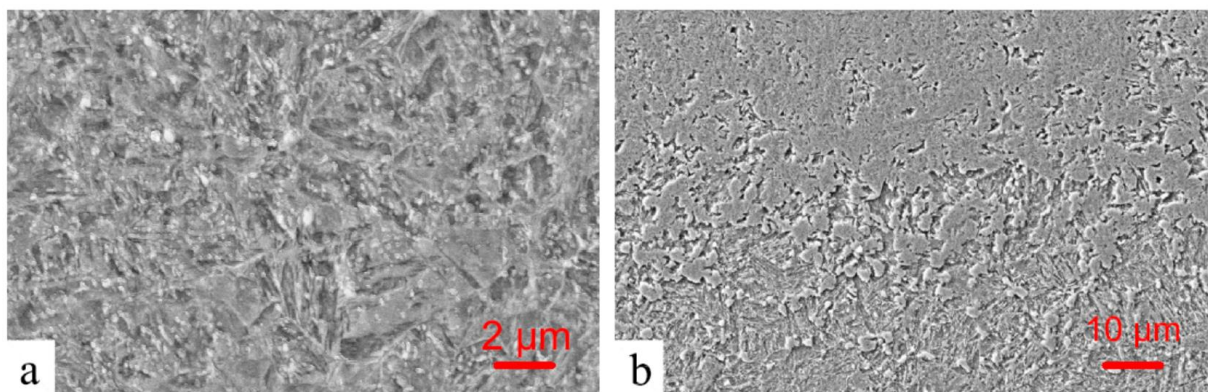
Změnou rychlosti posuvu v_s docházelo k celkem zanedbatelnému ovlivnění teplotního profilu při zpracování, ale při pohledu na vytvořenou strukturu byly rozdíly dobře patrné. Při nižší rychlosti došlo k vyloučení hrubší martenzitické struktury (Obr. 6.7), což bylo patrné z důvodu pomalejšího ochlazování. Změnou míry rozostření EB svazku byla dle očekávání

rovněž ovlivňována struktura. Proces tepelného zpracování byl v případě nízkých hodnot *Offset* relativně rychlý a došlo k vyloučení relativně jemného martenzitu, zatímco vysokým rozostřením byla zhotovena velmi hrubá struktura.



Obr. 6.7 Struktura zakalená módem „linka“ při $v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ a (a) *Offset* = 50 mA, (b) *Offset* = 400 mA; resp. při (c) $v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; (d) $v_s = 25 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ a *Offset* = 100 mA (SEM-SE)

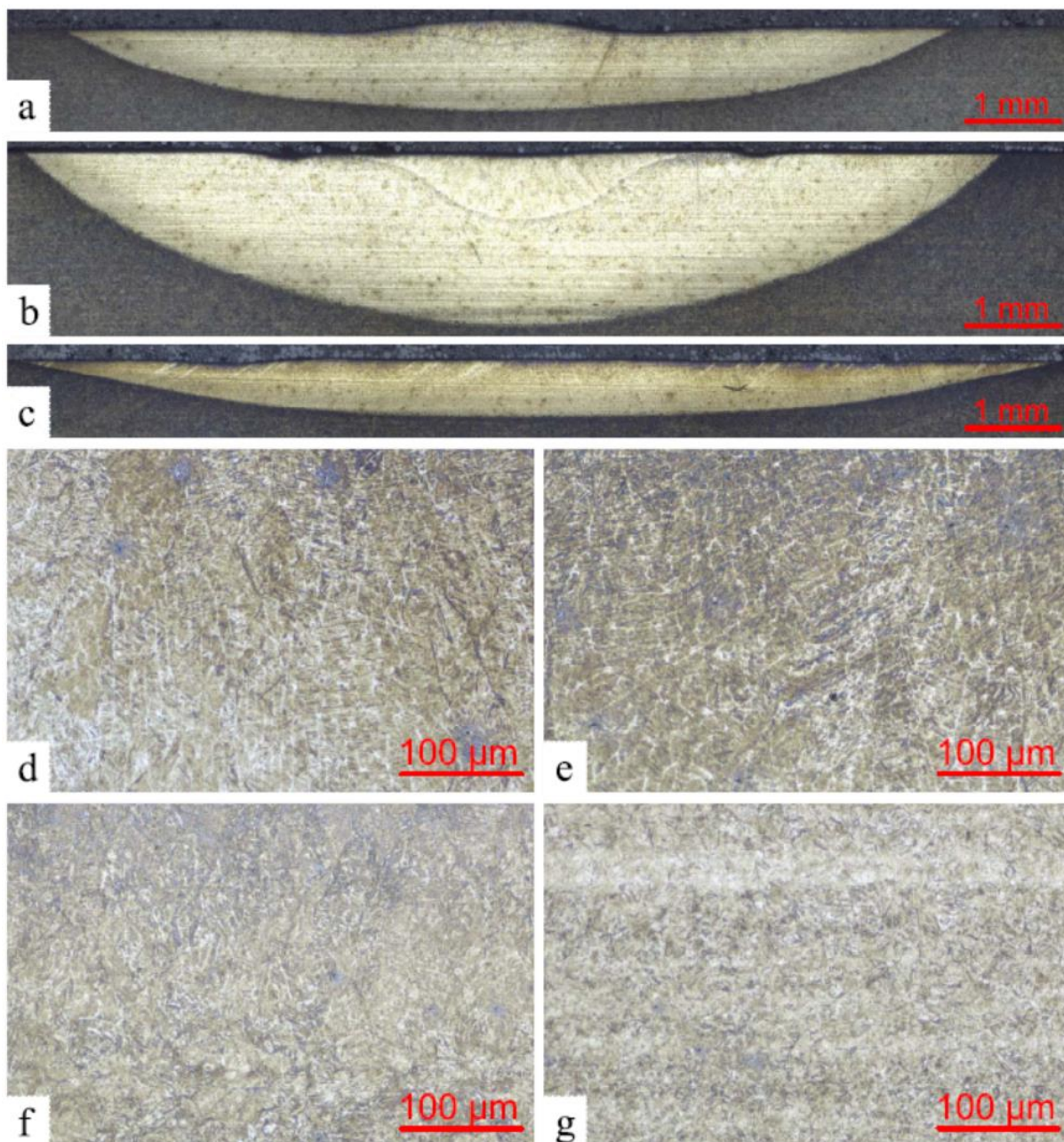
U „módu“ linka byl dále testován vliv skenovací frekvence *FRQ* na vlastnosti zpracované vrstvy. U struktury (Obr. 6.8a) získané čtvrtinovou oscilační rychlostí (250 Hz) nebyl pozorován žádný rozdíl ve srovnání se standardní rychlostí. Rovněž nebyl ani zaznamenán vliv na rozhraní mezi zakalenou vrstvou a výchozím materiálem (Obr. 6.8b).



Obr. 6.8 Zakalená (a) struktura a (b) rozhraní se základním materiálem pro „linku“ o nižší skenovací frekvenci *FRQ* = 250 Hz (SEM-SE)

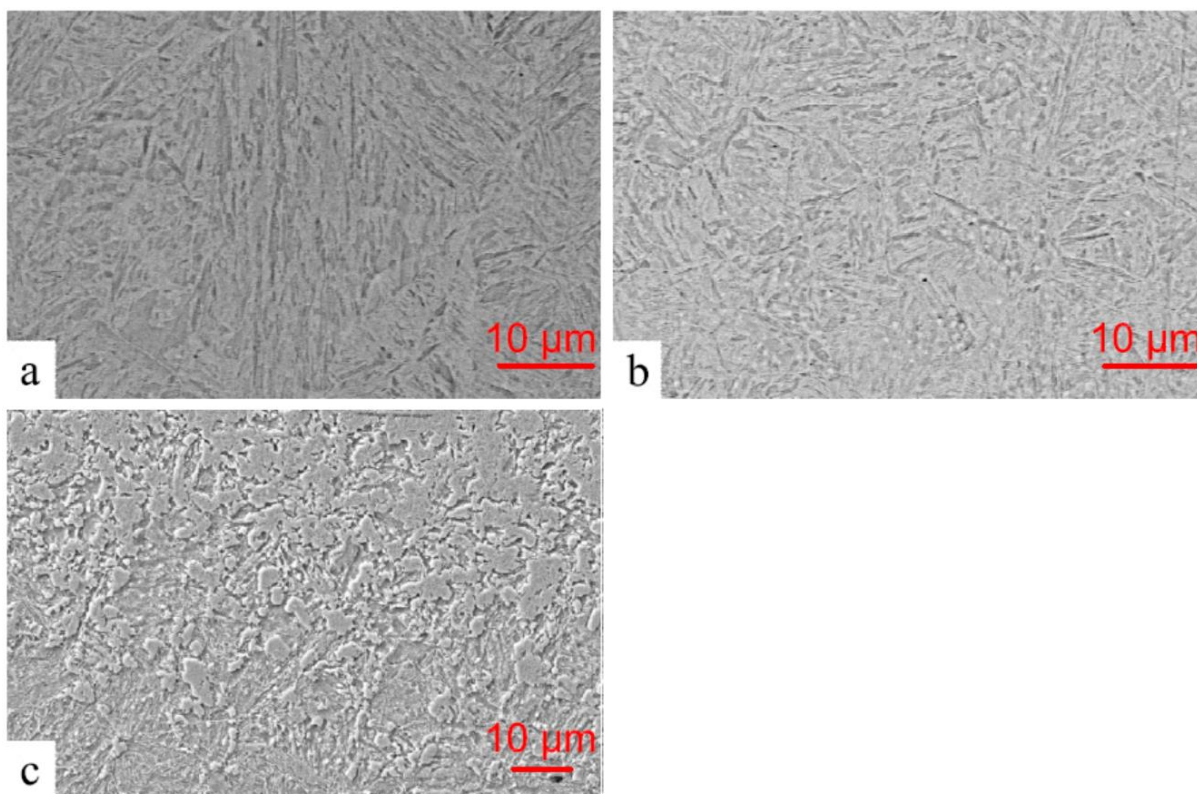
6.2.2 Přetavení povrchu

Pro studium rozdílů mezi natavenou a zakalenou strukturou byly zhotoveny vzorky s výrazným natavením. Požit byl 1,25 a 1,50 násobek optimální hodnoty energie pro kalení a studovány byly módy „linka“, „pole“, „meandr“. Strukturní odlišnosti mezi částmi zpracovanými v kapalně a pevné fázi byly pozorovány především na makroskopické úrovni. V oblasti taveniny se zformovala dendritická struktura (Obr. 6.9), která byla s rostoucím objemem výraznější. Největší objem kapaliny vznikl v případě módu „pole“ a naopak u „meandru“ nejmenší. Oblast přechodu do kapalně fáze vykazovala stejné makroskopické charakteristiky, jako tomu bylo u EBH vzorků (Obr. 6.9).



Obr. 6.9 Makrostruktura (LM) přetavené struktury módem (a) (d) „linka“, (b) (e) „pole“, (c) (f) „meandr“ a (g) makrostruktura zakalené oblasti pod taveninou („pole“)

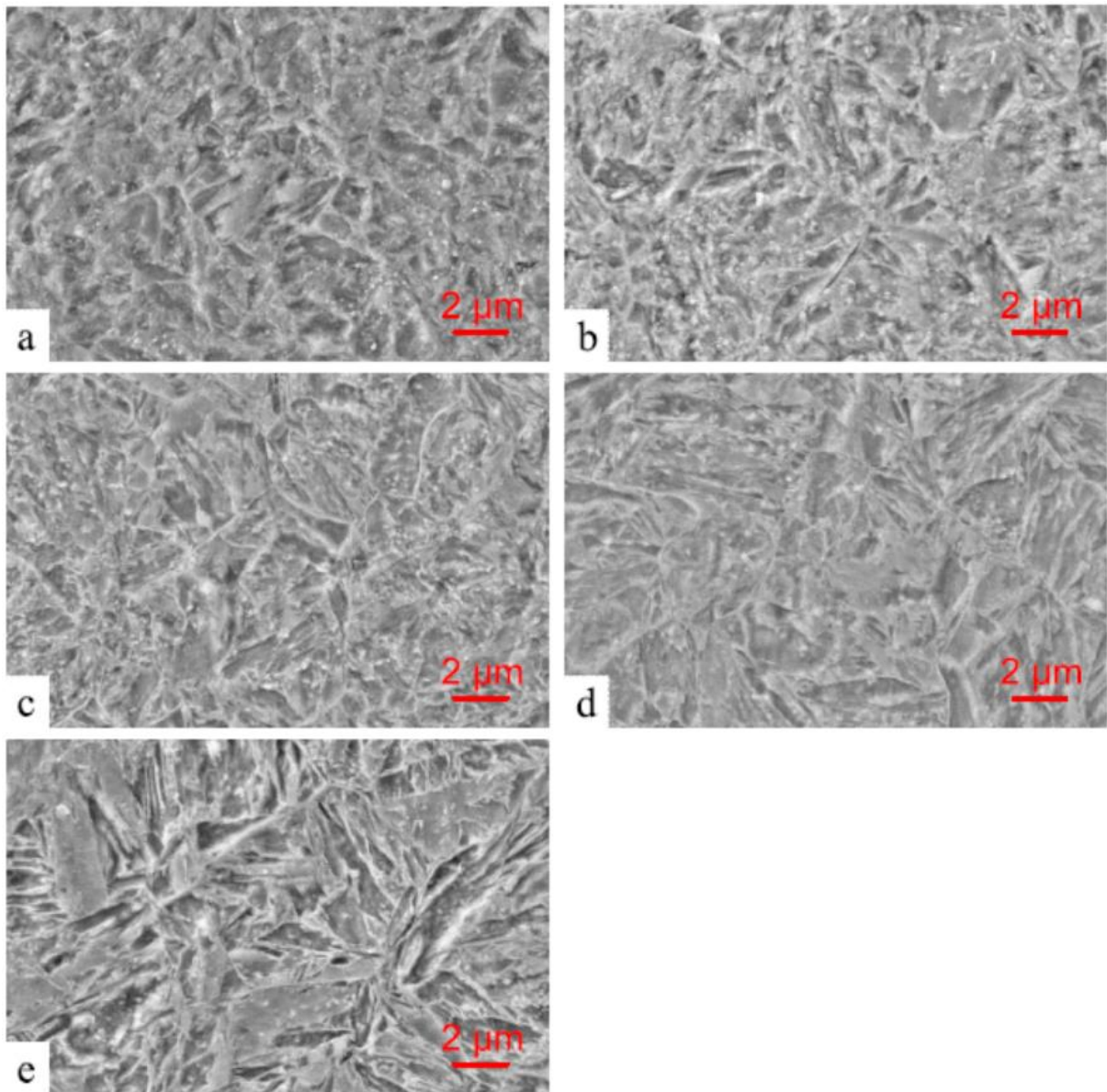
Mikrostruktura u přetavených vzorků v oblasti taveniny byla tvořena velmi hrubým martenzitem (Obr. 6.10). V nenatavených a tepelně zpracovaných částí stop byl pozorován rovněž martenzit, který byl ale hrubší než v případě EBH stop. V oblasti přechodu modifikované struktury na výchozí materiál nebyly pozorovány žádné rozdíly.



Obr. 6.10 Mikrostruktura (SEM-SE) vzorku přetaveného 1,25násobkem optimálního výkonu: (a) oblast taveniny, (b) zakalená oblast bez natavení a (c) rozhraní zakalené a výchozí struktury

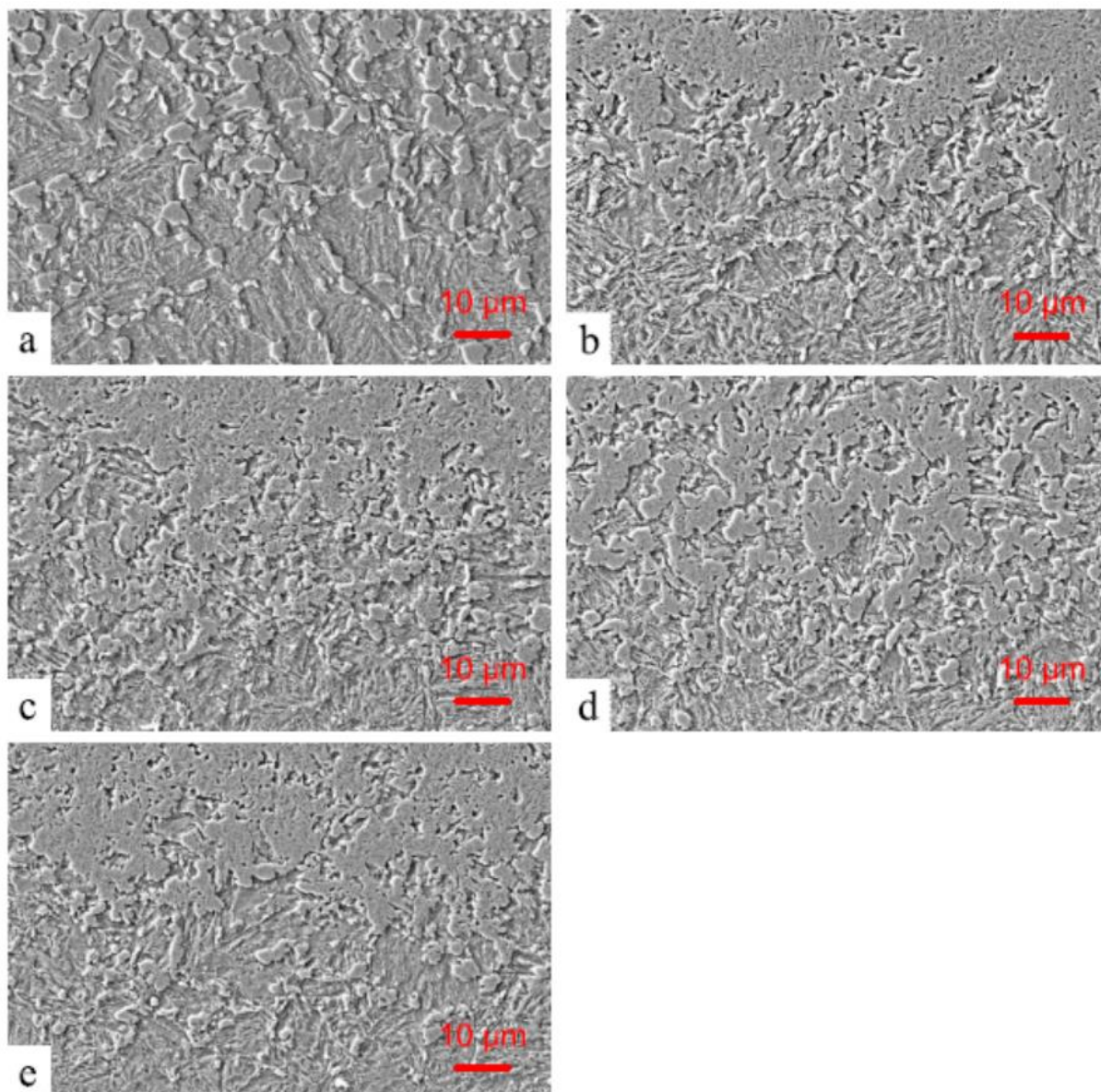
6.2.3 Kalení elektromagnetickou indukcí a laserem

Zakalené struktury získané různými technologiemi si byly vzájemně do značné míry podobné. Struktura vzorků zpracovaných indukčním kalením (Obr. 6.11a) se nejvíce podobala módu „1 bod“ popř. „meandr“. Fázovou analýzou stanovený obsah nerozpuštěného cementitu byl srovnatelný s „meandrem“, ale navíc se zde vyskytoval zbytkový austenit (Tab. 6.2). Zpracováním pomocí statického laseru vznikla rovněž struktura podobná módům „1 bod“ a „meandr“, která obsahovala pouze martenzit stejně jako „1 bod“. Martenzit vytvořený pomocí oscilujícího laseru (Obr. 6.11) se naopak podobá struktuře módů „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“. Detekovaný obsah Fe_3C byl podobný jako v případě uvedených módů, nicméně na rozdíl od „linky“ se u oscilujícího laseru nevyskytoval zbytkový austenit. Snížení rychlosti posuvu laseru v případě statického i oscilujícího laseru vedlo ke vzniku hrubšího martenzitu. Snížení míry neostrosti světelného svazku vedlo k vyloučení hrubší struktury.



Obr. 6.11 Mikrostruktura (SEM-SE) vzorku kaleného (a) indukčně, (b) statickým laserem, (c) oscilujícím laserem, (d) oscilujícím laserem s třetinovou rychlostí posuvu a (e) oscilujícím o polovinu méně rozostřeným laserem

U všech použitých technologií povrchového tepelného zpracování platilo, že se vytvořila přechodová oblast, kde se plynule měnilo množství nově transformovaného martenzitu a výchozího sorbitu. Markantní rozdíly bylo ale možné pozorovat v šíři rozhraní (Obr. 6.12). Přechodová oblast u indukčně kalených vzorků byla nejširší ze všech vzorků. V případě statického i oscilujícího laseru byla pozorována konstantní šíře. Zaostřením světelného svazku došlo ke ztenčení přechodové oblasti, zatímco snížení rychlosti posuvu vedlo k jejímu rozšíření.



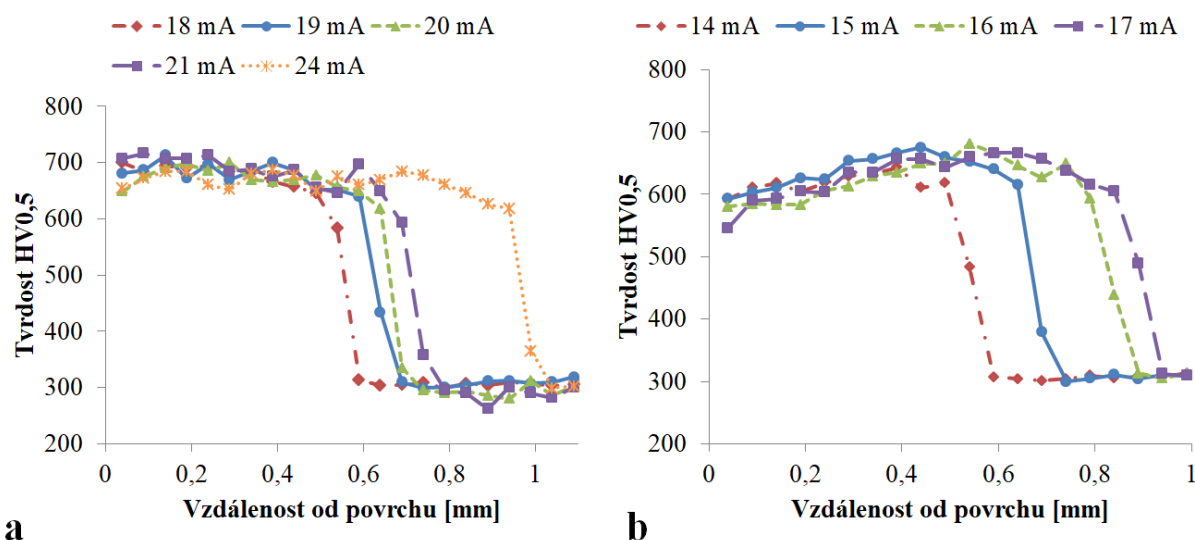
Obr. 6.12 Rozhraní zakalené a výchozí struktury (SEM-SE) vzorku kaleného (a) indukčně, (b) statickým laserem, (c) oscilujícím laserem, (d) oscilujícím laserem s pětinnovou rychlostí posuvu a (e) oscilujícím, o polovinu méně rozostřeným, laserem

6.3 Měření tvrdosti oceli 42CrMo4

Tvrdot sorbitické struktury výchozího materiálu byla (302 ± 6) HV_{0,5}. Kolísání hodnot bylo jednak způsobeno nepřesností měření, ale také řádkovitostí struktury. Povrchovým tepelným zpracováním byla struktura transformována na martenzitickou s výrazně vyšší tvrdostí. Měření prokázalo, že tvrdost plynule klesala na hodnoty výchozí sorbitické struktury a v oblasti rozhraní nebyl sledován nežádoucí pokles pod úroveň tvrdosti sorbitu, který by vycházel z popuštění oceli v důsledku EB zpracování.

Křivky závislosti tvrdosti na vzdálenosti od povrchu potvrzují, že s rostoucí dodanou energií se rozšiřuje zpracovaná oblast (Obr. 6.13). Nízkým proudem svazku I_{EB} byla obvykle vytvořena srovnatelně tvrdá struktura ale v tenčí vrstvě (Obr. 6.13a – 18 mA), než v případě

optimální hodnoty (19 mA). Pouze v omezeném počtu případů byla vyloučena měkkší struktura (Obr. 6.13b – 14 mA). Proudem I_{EB} vyšším než optimálním pro EBH byl nataven materiál u povrchu. Tvrdost přetavené struktury byla shodná s tvrdostí martenzitu vzniklého ochlazováním z pevné fáze, proto na základě měření tvrdosti nebylo možné stanovit hodnotu optimálního proudu pro EBH. Optimální výkon byl proto stanoven pouze na základě vizuální změny kvality povrchu, kdy natavené vzorky vykazovaly mírně vyšší lesk.



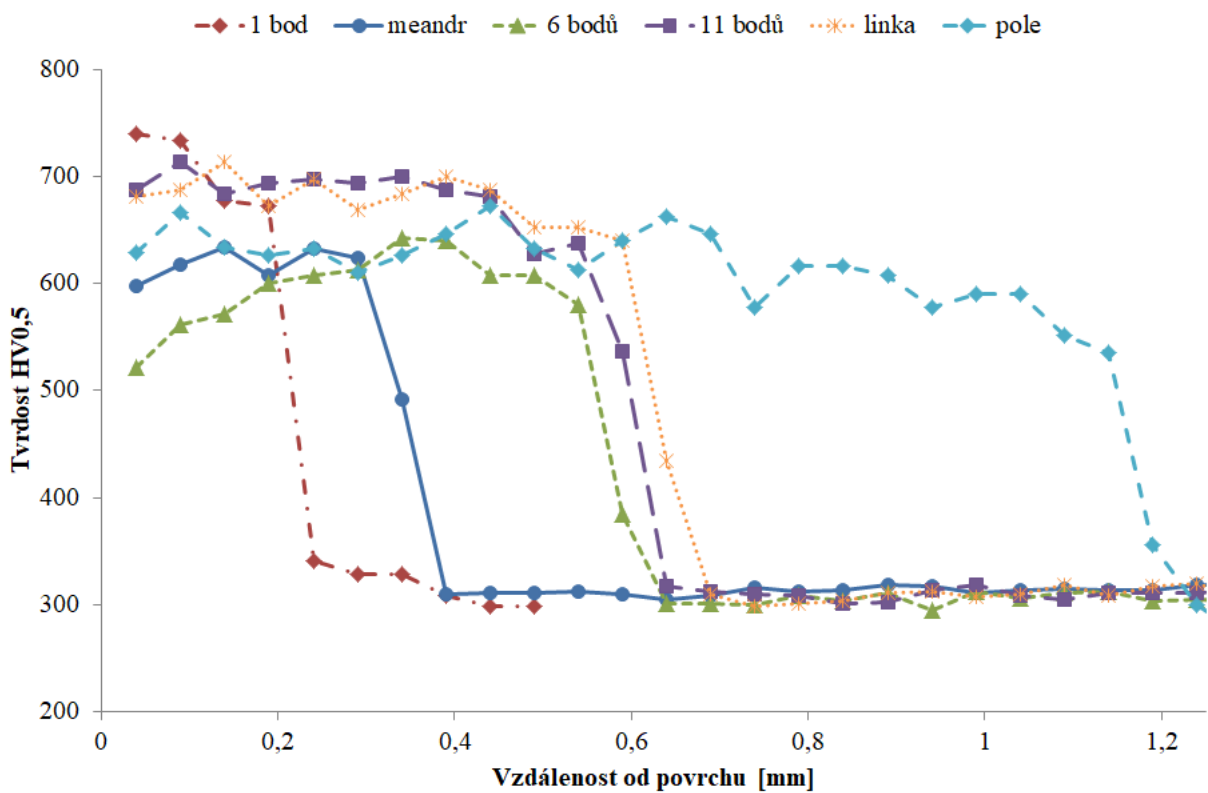
Obr. 6.13 Křivky závislosti tvrdosti na vzdálenosti od povrchu pro různé proudy I_{EB} u módu „linka“ při $Offset = 100$ mA a rychlosti (a) $v_s = 15$ mm·s⁻¹ (EBH – $I_{EB} = 19$ mA) a (b) $v_s = 10$ mm·s⁻¹ (EBH – $I_{EB} = 15$ mA).

Měření závislosti tvrdosti na vzdálenosti od povrchu ukázalo, že ve většině případů tvrdost struktury byla přibližně konstantní napříč zpracovanou oblastí, eventuálně pozvolna klesala směrem do jádra (Obr. 6.14 – „11 bodů“, „linka“). V několika případech byl průběh odlišný. V blízkosti povrchu byla naměřena nižší tvrdost, která se zvyšovala směrem do jádra materiálu. Měkčí struktura vznikala pravděpodobně v důsledku nižšího teplotního gradientu v oblasti povrchu, do které bylo při postupném procesu EB kalení přiváděno teplo z blízké aktuálně zpracovávané oblasti. V některých případech by navíc mohlo i docházet k popouštění již vzniklé struktury. Hodnoty tvrdosti kulminovaly až za středem zpracované vrstvy (Obr. 6.14 – „6 bodů“). U všech vzorků byla zaznamenána přechodová oblast mezi zakalenou a výchozí strukturou, mezi kterými tvrdost plynule přecházela.

Průběh tvrdosti druhého uvedeného typu byl pozorován u módu „pole“ při většině rychlostí v_s a pak u nižších rychlostí u „linky“ (Tab. 6.3). V obou případech by nižší tvrdost mohla být spojena i s vyloučením hrubšího martenzitu, který byl v podpovrchové oblasti zaznamenán, zatímco ve větší hloubce byla již struktura jemnější a i tvrdší. Odchylna u „pole“ při rychlosti $v_s = 15$ mm·s⁻¹ pravděpodobně souvisí s nižším poměrem optimální délky kalicího obrazce a rychlosti v_s , nežli je tomu ve zbylých případech. Druhý typ průběhu tvrdosti byl dále zaznamenán u „meandru“ při vyšších hodnotách rozostření $Offset$, kde pravděpodobně především došlo k mírnému popouštění vyloučeného martenzitu v důsledku nehomogenního ozařování rozměrnější plochy.

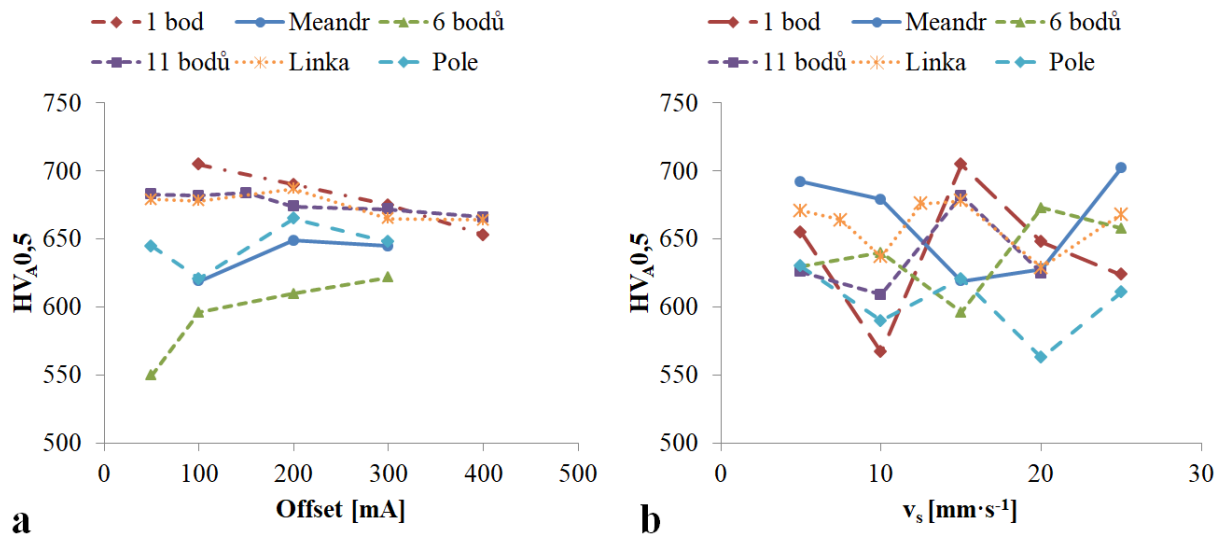
Tab. 6.3 Přehled typů průběhů tvrdosti na vzdálenosti od povrchu: k – konstantní hodnoty napříč EBH vrstvou; m – nižší tvrdost u povrchu a maximem v druhé polovině tloušťky

	v_s [mm·s ⁻¹]							Offset [mA]					
	5	7,5	10	12,5	15	20	25	50	100	150	200	300	400
„1 bod“	k		k		k	k	k		k		k	k	k
„6 bodů“	k		k		m	k	k	m	m		m	m	
„11 bodů“	k		k		k	k		k	k	k	k	k	k
„linka“	m	m	m	m	k	k	k	k	k		k	k	k
„pole“	m		m		k	m	m	k	k		k	k	
„meandr“	k		k		k	k	k		k		m	m	



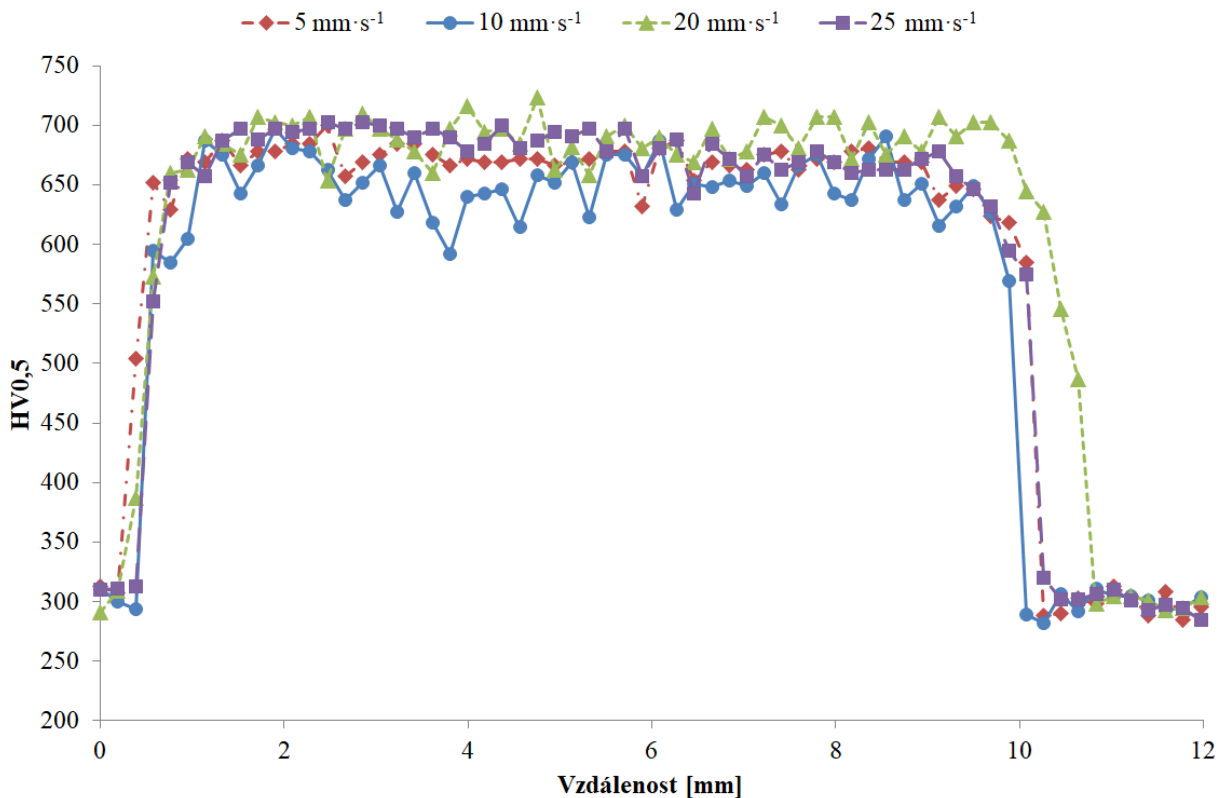
Obr. 6.14 Porovnání závislostí tvrdosti na vzdálenosti od povrchu u EBH vrstev zpracovaných jednotlivými módy ($v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; Offset = 100 mA)

Pro porovnání tvrdosti EBH vrstev byl využit aritmetický průměr tvrdosti HV_A napříč zakalenou vrstvou s vyloučením oblastí rozhraní. Z výsledků nebylo možné určit mód, u kterého by vznikala za všech podmínek struktura nejměkčí nebo naopak nejtvrdší. Z průběhu závislostí HV_A na Offset lze ale vyvodit, že s rostoucí mírou rozstření stoupala hodnota průměrné tvrdosti u „meandru“, „6 bodů“ a „pole“ (Obr. 6.15a). Naopak klesající trend vykazovaly zbývající módy „1 bod“, „11 bodů“ a „linka“. HV_A se s rostoucí rychlostí posuvu v_s u „1 bodu“, „6 bodů“ a „11 bodů“ zvětšovala, ale u „meandru“, „linky“ a „pole“ zmenšovala (Obr. 6.15b). Nicméně z důvodů vysokého rozptylu a nízkého počtu hodnot uvedené závislosti byly pouze orientační.

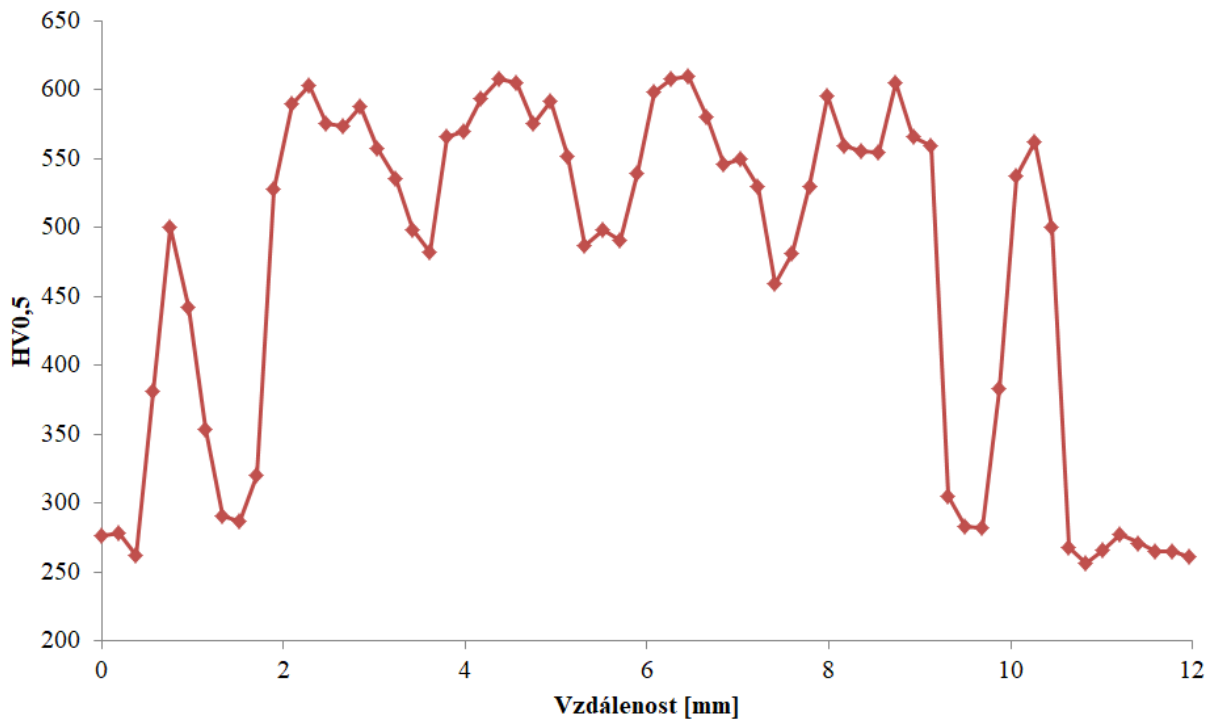


Obr. 6.15 Aritmetický průměr tvrdosti HV_A napříč zakalenou vrstvou v závislosti (a) na *Offsetu* a (b) na rychlosti posuvu v_s

Homogenita zpracovaných vrstev byla ověřena měřením a sledováním výkyvů tvrdosti v konstantní hloubce pod povrchem ve směru kolmém na pohyb v_s . Ve většině případů byla tvrdost martenzitu přibližně konstantní a na rozhraní plynule přecházela na hodnoty výchozího materiálu (Obr. 6.16). Jedinou výjimku představoval vzorek s rozostřením 50 mA u módu „6 bodů“, kde byla energie lokalizována do příliš úzkých oblastí a tepelnou vodivostí nebyl zajištěn její rozvod do celého objemu zpracovávaného materiálu. Na naměřené křivce (Obr. 6.17) bylo zaznamenáno 6 maxim, což přesně odpovídá počtu předepsaných pozic EB.



Obr. 6.16 Průběh tvrdosti v konstantní hloubce 0,1 mm pod povrchem kolmo na v_s pro mód „6 bodů“ a *Offset* = 100 mA

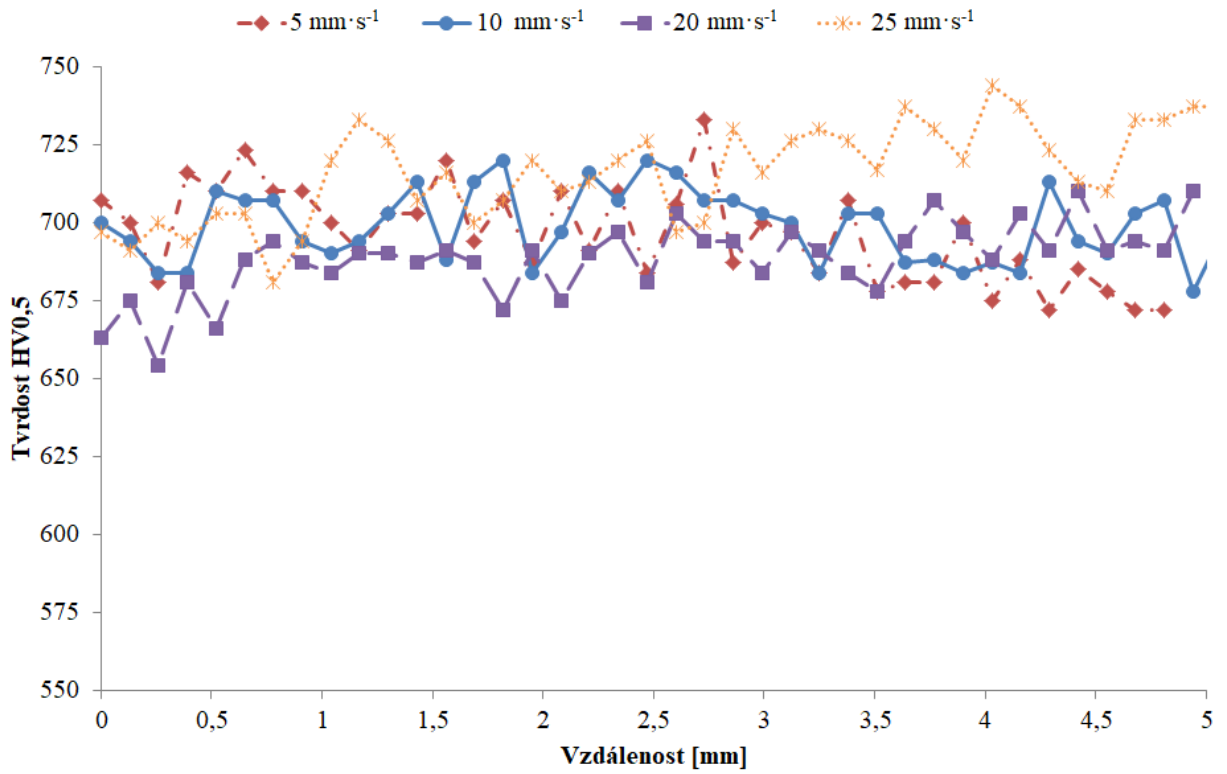


Obr. 6.17 Proměnlivý průběh tvrdosti v konstantní hloubce pod povrchem kolmo na v_s pro mód „6 bodů“, $v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ a *Offset* = 50 mA

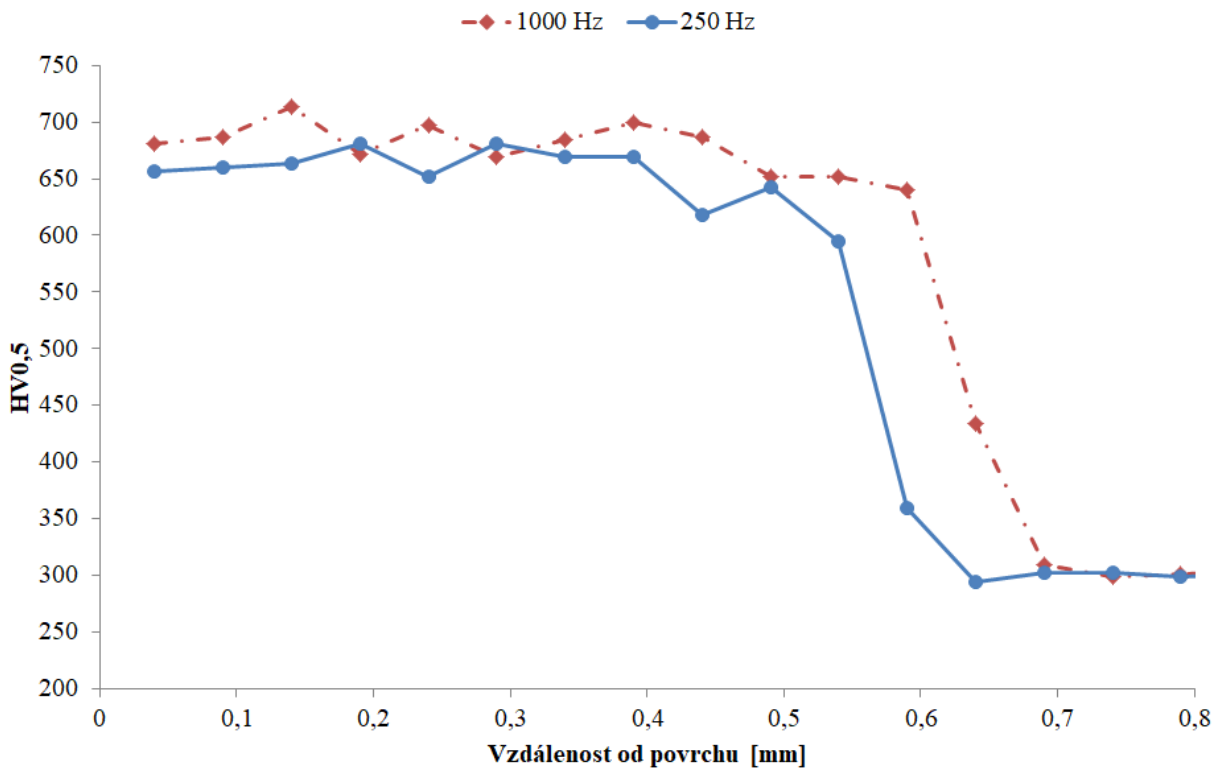
Vychylovací mód „meandr“ se od ostatních odlišuje mimo jiného tím, že směru rychlosti pohybu v_s nevytváří spojitou stopu. Pokud by byla vzdálenost mezi jednotlivými záhyby příliš velká, mohlo by docházet k popouštění nově vyloučené martenzitické struktury a v extrémním případě by se zpracované oblasti nemusely překrývat. Měřením průběhu tvrdosti (Obr. 6.18) v hloubce 0,1 mm pod povrchem ve směru rychlosti v_s se prokázalo, že vzdálenost 0,5 mm mezi jednotlivými meandry je plně vyhovující pro tvorbu homogenní struktury.

Vliv skenovací frekvence FRQ na vlastnosti EBH vrstev byl testován u módu „linka“, kdy byla standardní hodnota 1000 Hz ponížena na 250 Hz. Nižší frekvence znamená jednak prodloužení interakčního času EB na předepsané pozici, jednak delší dobu, než se svazek opět navrátí. Prodloužením interakce se zvyšuje riziko možnosti natavení povrchu, neboť se v daném intervalu naakumuluje oblasti povrchu více energie, než se stihne odvést do přilehlých částí. Během doby, než se opět EB navrátí na sledovanou pozici, se odvádí dodané teplo na větší vzdálenost, díky čemuž dochází prohřátí celé zpracované oblasti a především k ochlazení povrchu. Prodloužením této fáze dochází k výraznější fluktuaci teploty materiálu. Snížení frekvence skenování vede k celkovému zhoršení homogenity distribuce energie.

Použití stejné energie při zpracování vzorků s odlišnou frekvencí skenování FRQ sice nevedlo k natavení povrchu, ale mírné rozdíly byly patrné při měření tvrdosti. Tvar průběhu závislosti tvrdosti na vzdálenosti od povrchu (Obr. 6.19) byl v obou případech shodný s přibližně konstantní výdrží a následným poklesem na hodnoty výchozího materiálu. U nižší frekvence se pravděpodobně v důsledku horší homogenity distribuce energie vyloučil mírně měkčí martenzit. Navíc zakalená vrstva byla tenčí, protože asi teplotní gradient potřebný pro fázové přeměny nebyl dosažen v patřičné hloubce.

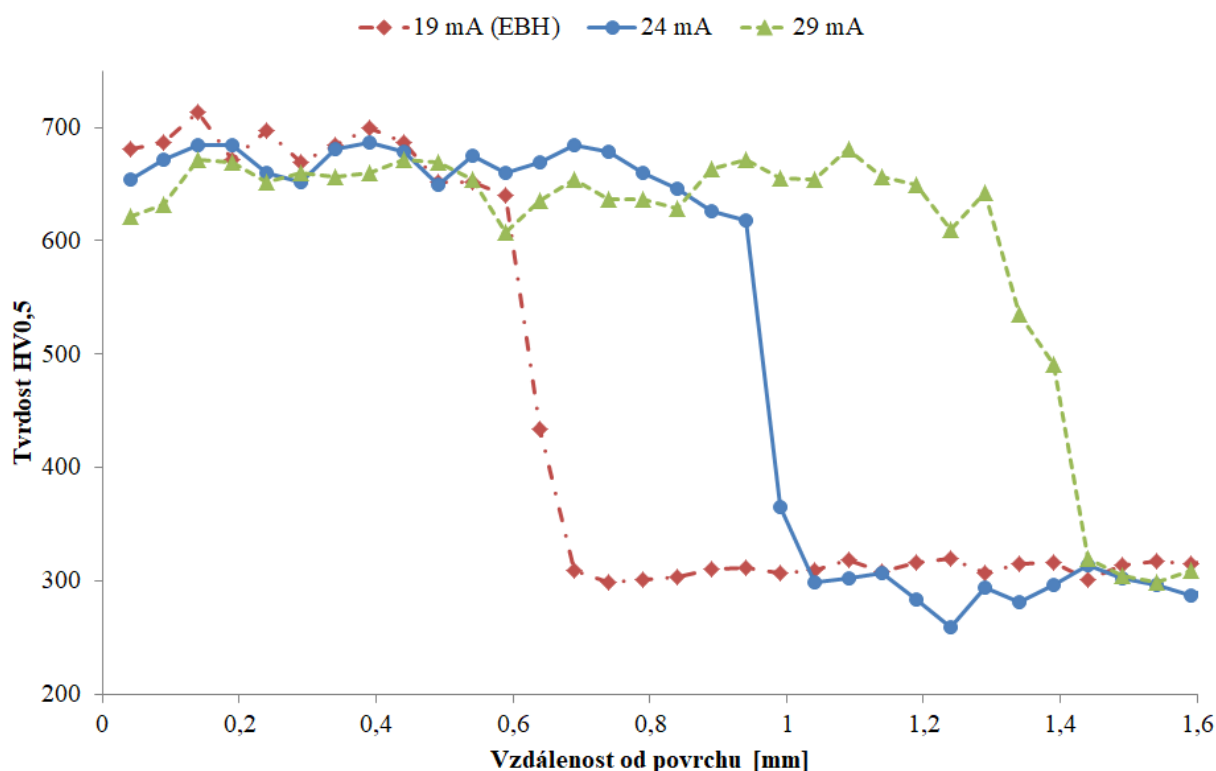


Obr. 6.18 Průběh tvrdosti v konstantní hloubce pod povrchem rovnoběžně s v_s pro mód „meandr“ a $Offset = 100 \text{ mA}$



Obr. 6.19 Vliv skenovací frekvence FRQ na průběh tvrdosti („linka“; $v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; $Offset = 100 \text{ mA}$)

V případech, kdy došlo k mírnému natavení povrchu materiálu, nebyla pozorována změna průběhu tvrdosti. Pro ověření vlivu přetavení na vlastnosti struktury byly zhotoveny vzorky s větším objemem taveniny. Naměřené závislosti tvrdosti na vzdálenosti od povrchu pro zvolené proudy I_{EB} (Obr. 6.20) dokázaly, že přetavení neovlivňuje tvar křivky, dosaženou výši tvrdosti ani šíři přechodové oblasti. Porovnáním s průběhem tvrdosti EBH vzorku bylo zjištěno, že v oblasti přechodu mezi pevnou a kapalnou fází lze detekovat mírný pokles tvrdosti (v řádu desítek HV). Pokles bude pravděpodobně způsoben tím, že přes pevnou složku v oblasti rozhraní muselo být odvedeno více tepla (uvolněné skupenské teplo), a tím se mírně snížil teplotní gradient.



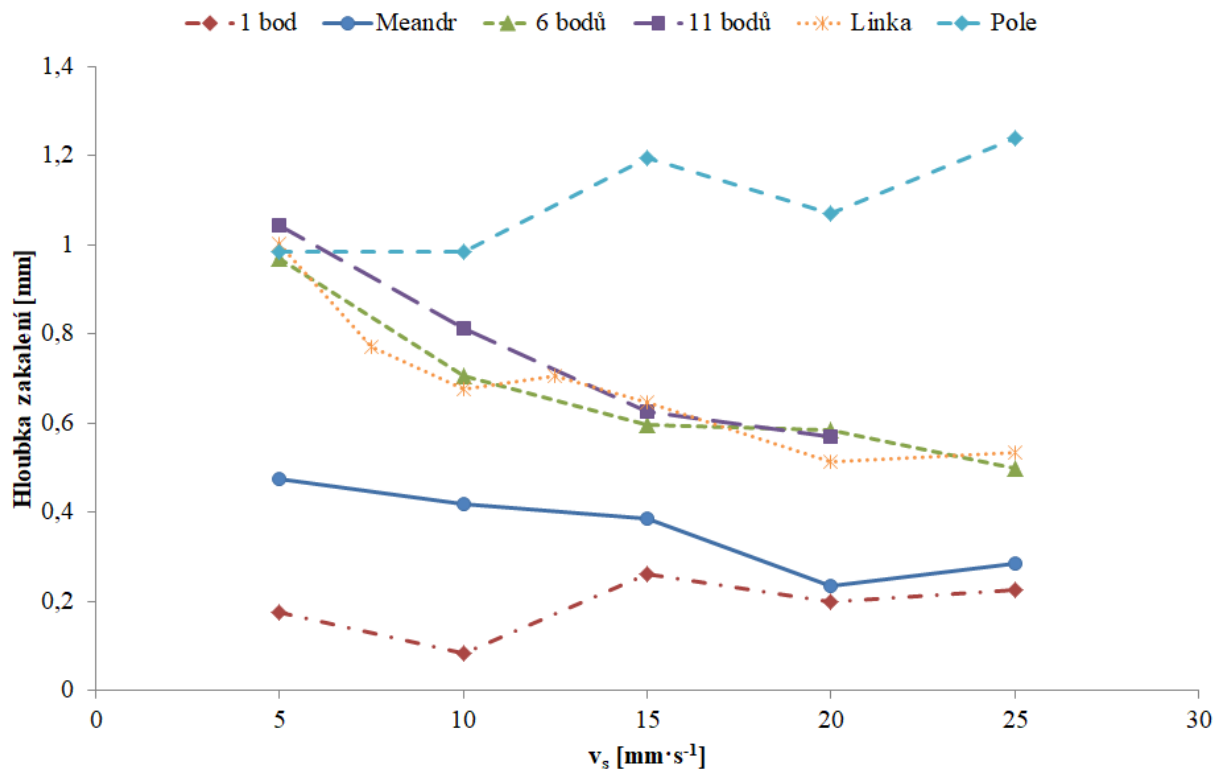
Obr. 6.20 Závislost tvrdosti na vzdálenosti od povrchu pro vzorky zpracované „linkou“ při různých proudcích EB ($v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; $\text{Offset} = 100 \text{ mA}$)

6.3.1 Hloubka EBH vrstvy

Jedním z nejmarkantnějších rozdílů mezi jednotlivými technikami vychylování byla hloubka, do které zasahovala zakalená vrstva. Za všech podmínek nejnižší hodnoty byly naměřeny u „1 bodu“ (Obr. 3.3). Pravděpodobným důvodem bylo, že nepřetržitým ohřevem se energie nakumulovala v relativně malém objemu a dále pak již docházelo k natavení materiálu. V případě ostatních módů svazek přechází mezi více pozicemi, a tím nastává krátkodobé přerušování dodávky energie. Energetický pulz tak může být intenzivnější a zahřát materiál během krátké doby do blízkosti teploty tavení. V následující prodlevě se dodané teplo vlivem vodivosti materiálu odvede do větší hloubky a povrchová vrstva se tím opět ochladí před dalším pulzem.

Největší hloubky EBH vrstev byly nejčastěji pozorovány u módu „pole“ (Obr. 3.3), kde skenovací obrazec má i druhý rozměr ve směru rychlosti posuvu v_s , díky čemuž se interakční doba elektronovému svazku na zvolené místo pozici komponenty výrazně prodlouží. Delší

čas umožňuje, aby byla energie odvedena do větší hloubky materiálu. Výrazná závislost maximální hloubky zakalení na rychlosti posuvu byla sledována u módů „meandr“, „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“, kdy s rostoucí v_s klesala hloubka zakalení (Obr. 6.21). Zrychlením posuvu dochází ke zkrácení doby interakce EB s konkrétním místem komponenty a tím i klesá vzdálenost, do které může být odvedeno dostatečné množství tepla potřebného pro danou fázovou přeměnu. Z výsledků dále vyplývalo, že hloubka zakalení u „1 bodu“ byla nezávislá na rychlosti v_s a vždy dosahovala přibližně konstantních hodnot. V případě kontinuální dodávky energie proces EBH asi narážel na limity tepelné vodivosti materiálu, která determinovala hloubku zakalení. Pro ovlivnění tloušťky tepelně zpracované oblasti by pravděpodobně bylo zapotřebí ještě více snížit rychlosti posuvu. Změna výkonu svazku EB pouze kompenzovala nárůst objemu modifikovaného materiálu v důsledku vyšší rychlosti v_s .

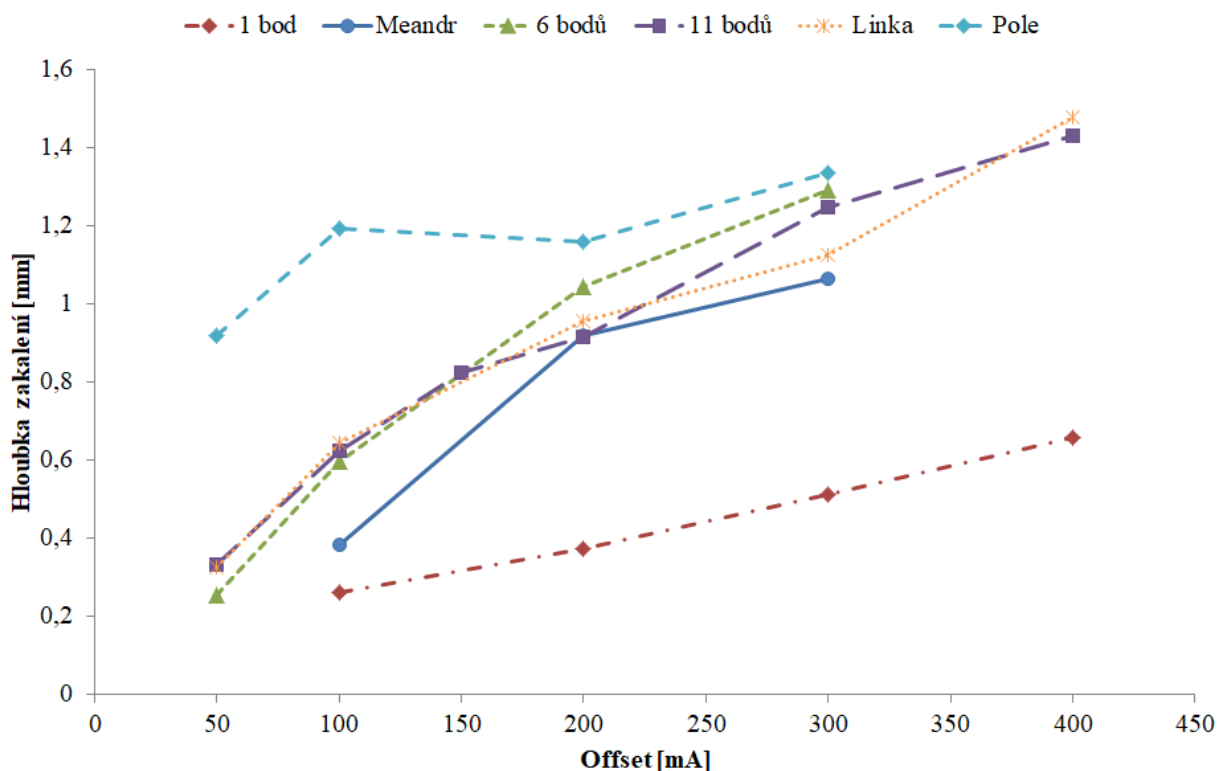


Obr. 6.21 Vliv rychlosti posuvu v_s na hloubku zakalení pro jednotlivé módy (*Offset* = 100 mA)

U módu „pole“ byla délka *SWY* optimalizována na základě bezkontaktního měření teploty pro zvolené rychlosti posuvu v_s (kapitola 6.1). Výsledkem bylo zhotovení zakalených vrstev o přibližně stejné tloušťce. Pouze mírný pokles lze spatřovat u nižších hodnot v_s , kde byl skenovací obrazce již kratší, a tím nebyla výhoda daného módu tak výrazná. Při nižších rychlostech navíc pravděpodobně docházelo k větším ztrátám energie do zbylého objemu materiálu, čímž se snížil teplotní gradient a rozhraní se posunulo blíže k povrchu.

Rostoucí míra *Offset* vedla ve všech případech ke zvýšení hloubky zakalení (Obr. 6.22). Po rozostření nedopadá svazek pouze do jednoho bodu, ale na kruhovou plochu s Gaussovým rozložením energie. Díky tomu se zvětší zpracovávaná oblast jak ve směru rovnoběžném tak i kolmém na v_s . V kolmém směru dochází k rozšíření stopy, zatímco v paralelním se prodlouží interakční doba EB na zvoleném místě komponenty, energie má více času prostoupit do větší hloubky a v konečném důsledku se modifikuje větší tloušťka materiálu. V případech vyšších hodnot *Offsetu* nebyly již patrné výrazné rozdíly mezi jednotlivými módy, protože pravděpodobně kontury skenovacího obrazce byly natolik rozmazány,

že distribuce energie byla přibližně srovnatelná. Na základě pozorování křivek závislosti hloubky zakalení na *Offsetu* bylo určeno, že „1 bod“ a „Pole“ měly nižší odezvu na změnu rozostření.



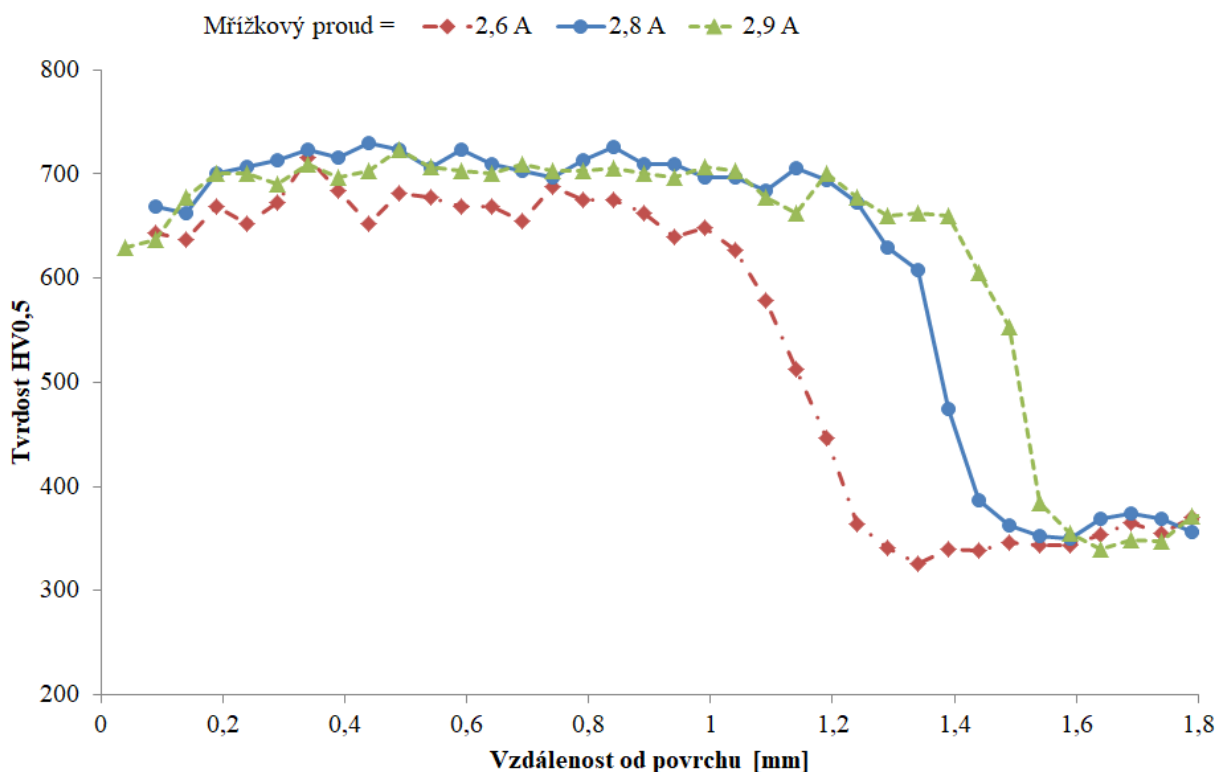
Obr. 6.22 Vliv míry rozostření *Offset* na hloubku zakalení pro jednotlivé módy ($v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$)

6.3.2 Indukční a laserové kalení

Elektromagnetickou indukcí byly vytvořeny zakalené stopy s přibližně konstantním průběhem tvrdosti směrem od povrchu do jádra materiálu (Obr. 6.23). Zjištěné průměrné tvrdosti HV_A vycházely vyšší než v případě EBH vrstev (Tab. 6.4). Ze vzájemného porovnání hodnot HV_A indukčně kalených stop vyplývá, že mřížkový proud 2,6 A byl nízký a optimum se nachází v okolí 2,8 a 2,9 A. Největší odlišnost bylo ale možné spatřit v šíři přechodu mezi martenzitickou a výchozí strukturou. Při indukčním kalení se vytvářelo rozhraní o minimální šíři 0,2 mm, což je výrazně vyšší hodnota, než byla obvykle pozorována u EBH. Hloubka zakalení indukčně zpracovaných vzorků byla vyšší a srovnatelných hodnot při kalení pomocí EB bylo dosaženo pouze ve vybraných případech.

Tab. 6.4 Průměrná tvrdost HV_A a hloubka zakalení indukčně zpracovaných vrstev

Mřížkový proud [A]	2,6	2,8	2,9
$HV_{A0,5}$	665	704	690
Hloubka zakalení [mm]	1,24	1,44	1,54

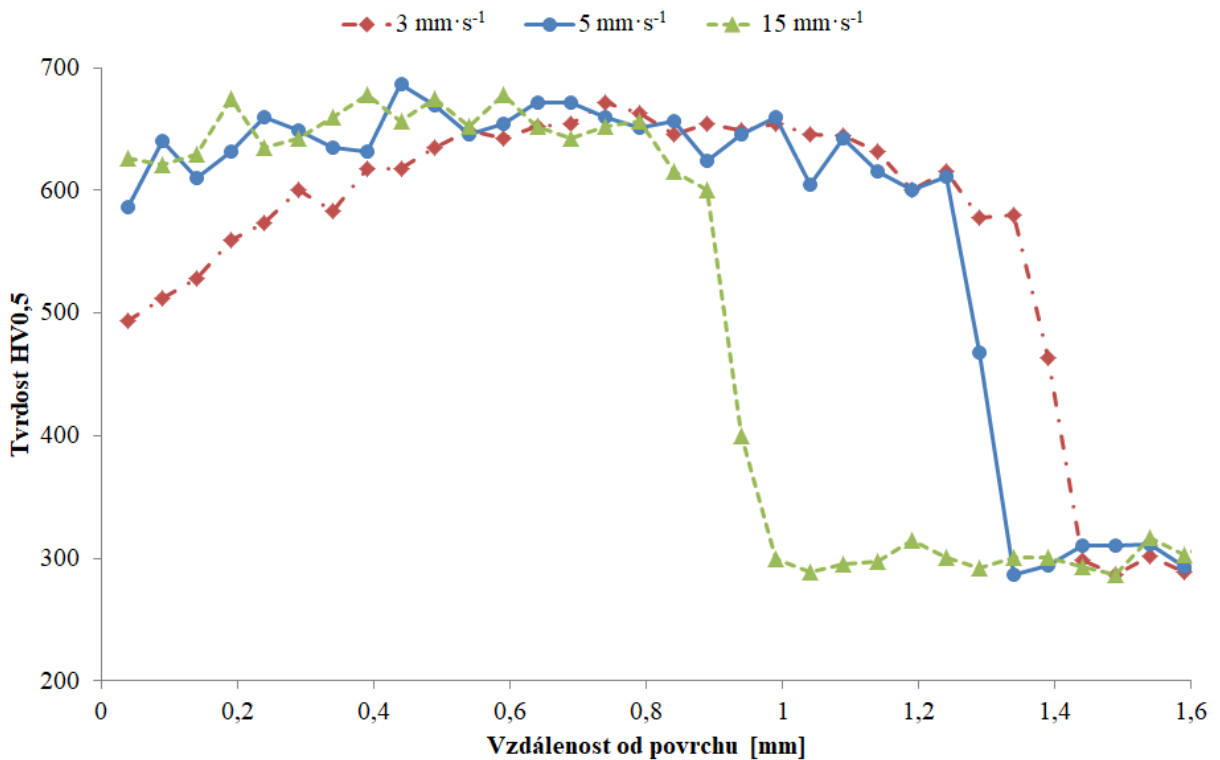


Obr. 6.23 Závislost tvrdosti na vzdálenosti od povrchu u indukčně kalených vzorků

Vrstvy vytvořené laserovým zpracováním na rozdíl od indukce byly vždy u povrchu měkčí a tvrdost se postupně zvedala s narůstající hloubkou (Obr. 6.24). Naměřené maximální hodnoty dosahovaly podobné výše jako v případě EB kalení. Z důvodu výskytu měkčí struktury v okolí povrchu byly hodnoty stanovené průměrné tvrdosti HV_A nižší než u elektronového svazku (Tab. 6.5). Šíře rozhraní mezi nově zformovanou martenzitickou a výchozí strukturou byla srovnatelná s EBH vrstvami.

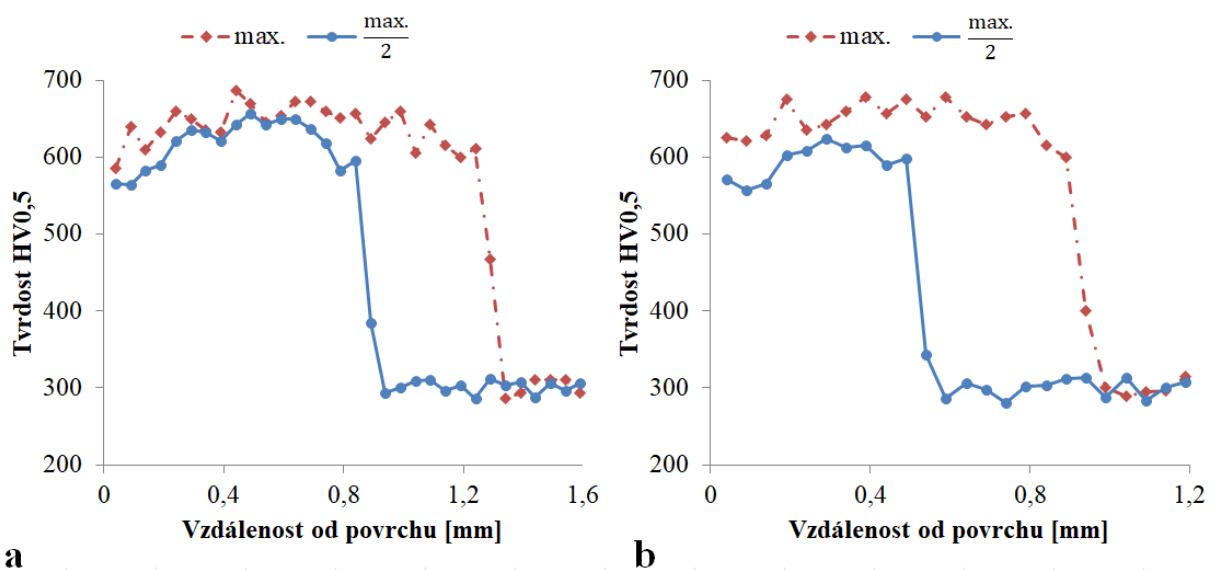
Tab. 6.5 Průměrná tvrdost HV_A a hloubka zakalení laserem zpracovaných vrstev

Rychlost posuvu vs [mm·s ⁻¹]	Statický		Oscilující				
	5	15	3	5	15	5	15
Rozostření	max.	max.	max.	max.	max.	$\frac{\text{max.}}{2}$	$\frac{\text{max.}}{2}$
HV_{A0,5}	609	628	613	640	647	616	594
Hloubka zakalení [mm]	1,04	0,84	1,44	1,34	0,99	0,94	0,59

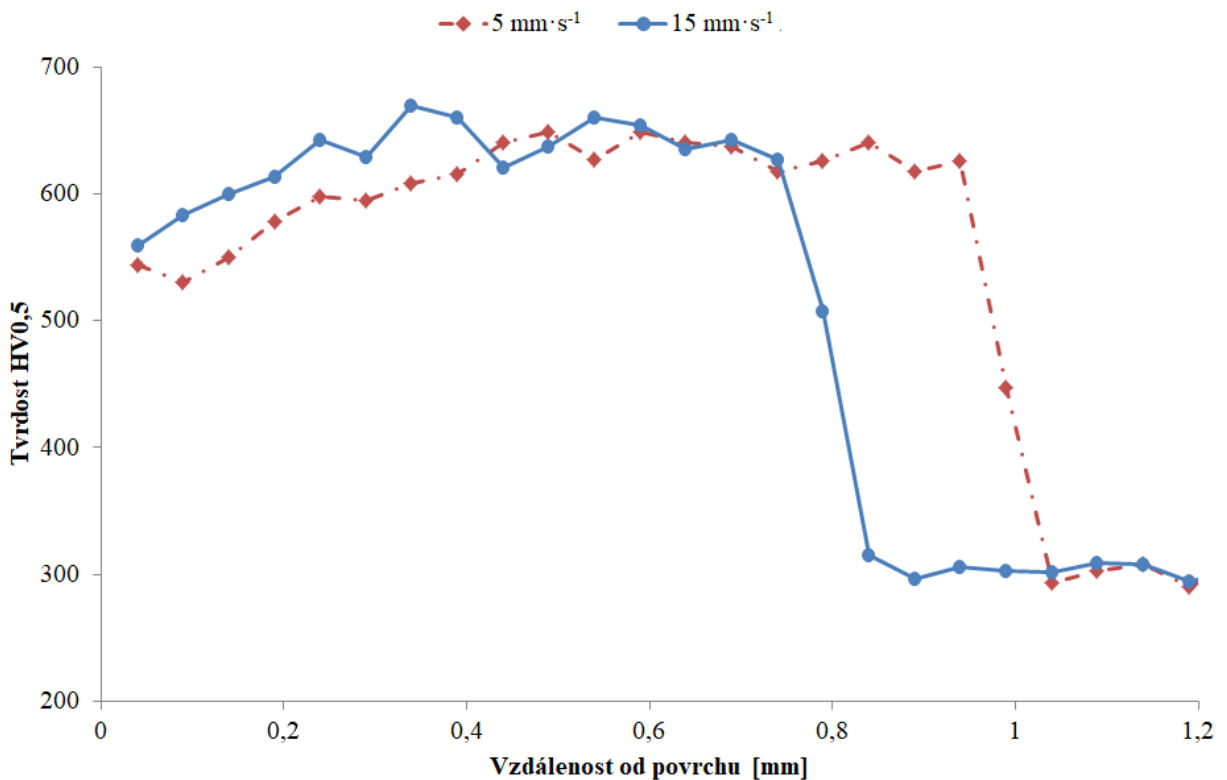


Obr. 6.24 Závislost tvrdosti na vzdálenosti od povrchu u vzorků zpracovaných oscilujícím laserem při různých rychlostech v_s

Naměřené hodnoty u vrstev zpracovaných oscilujícím laserem vykazovaly obdobnou odezvu jak na změnu rychlosti posuvu v_s (Obr. 6.24), tak i na změnu míry rozostření Offset (Obr. 6.25) jako u EB. Statickým laserem byly dosaženy výrazně větší hloubky zakalení než u EBH a také byla pozorována závislost na rychlosti posuvu. Důvodem pravděpodobně byl odlišný způsob řízení procesu laserového kalení, kdy byla měřena povrchová teplota a v návaznosti upravován výkon svazku. Strídání fází zvolenou frekvencí umožnilo krátkodobou dodávku vyšší energie, která byla při měření odvedena hlouběji do materiálu.



Obr. 6.25 Vliv míry rozostření oscilujícího laseru na tvrdost v závislosti na vzdálenosti od povrchu při rychlosti posuvu (a) $v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ a (b) $v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$

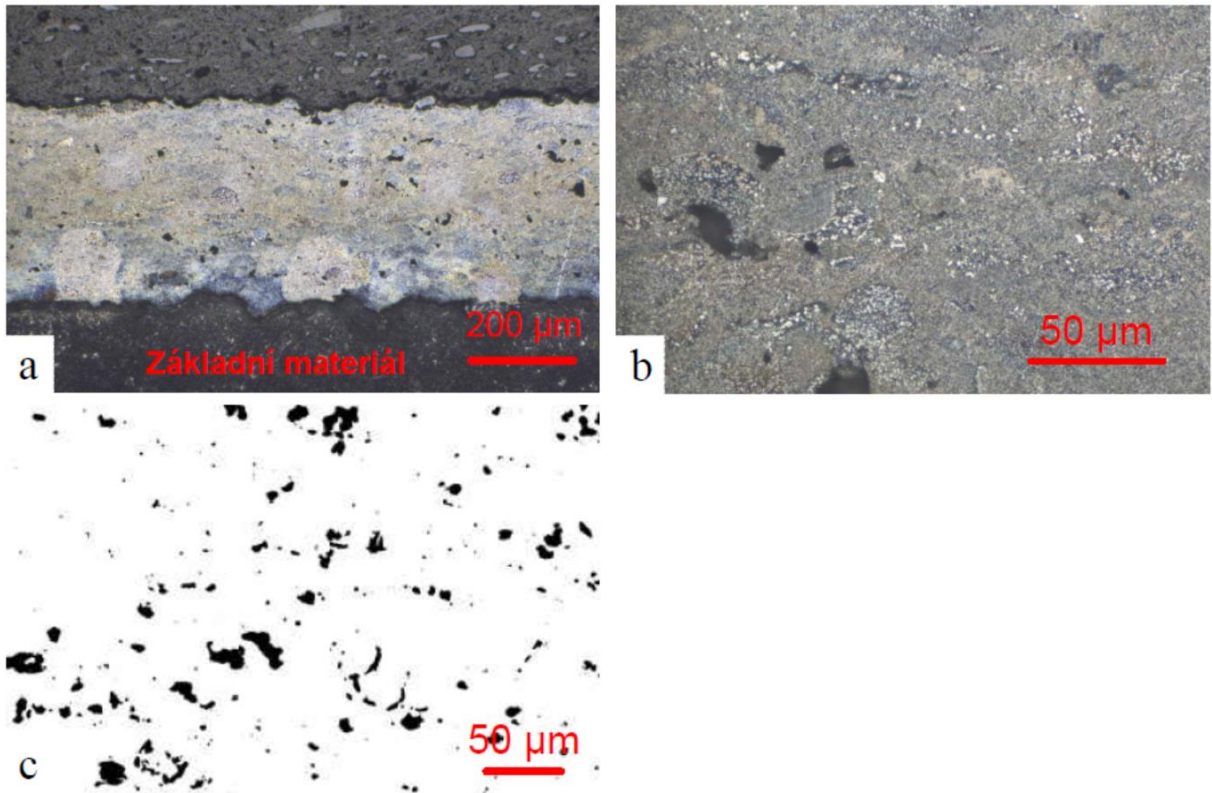


Obr. 6.26 Závislost tvrdosti na vzdálenosti od povrchu u vzorků zpracovaných statickým laserem při různých rychlostech v_s

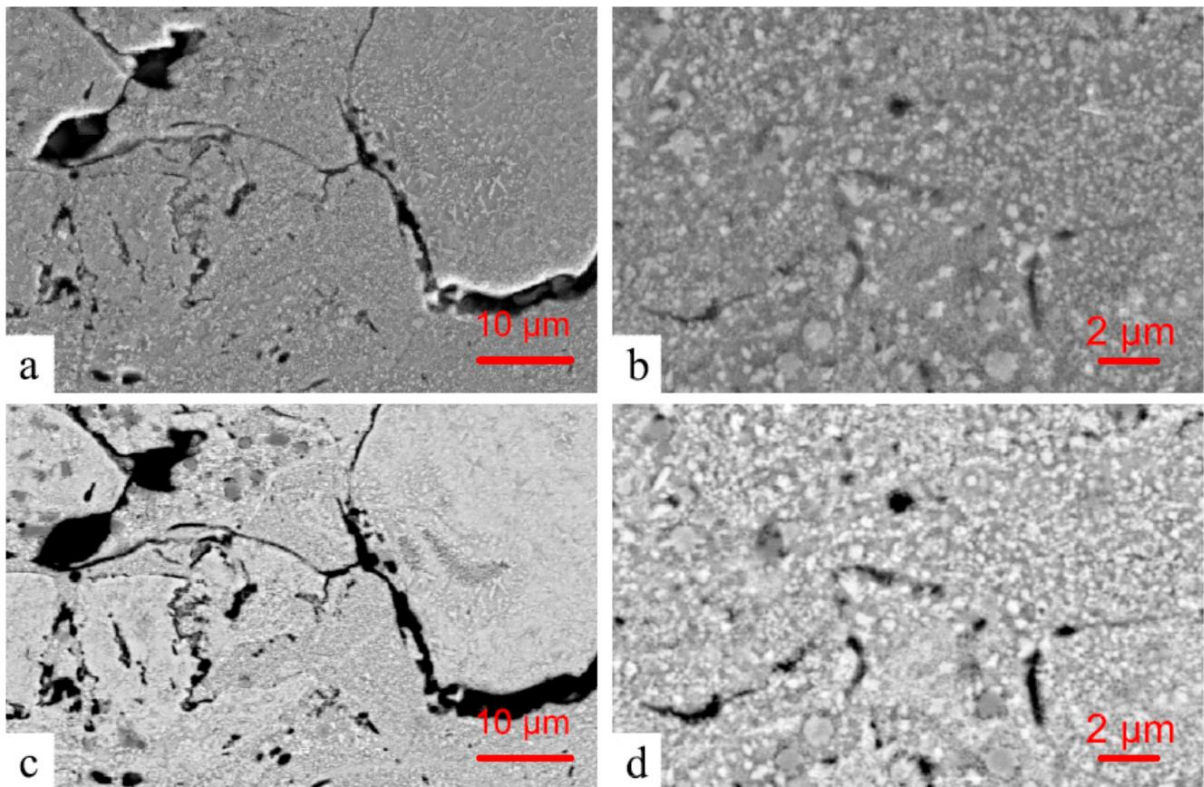
6.4 Struktura nástřiku NiCrBSi

6.4.1 Výchozí stav

Vzorky s nástřikem NiCrBSi pro experimenty s přechodem do kapalné fáze byly nanášeny technologií HVOF na ocel 42CrMo4. Výchozí tloušťka zhotovených vrstev se pohybovala okolo 500 μm a zjištěná povrchová drsnost činila 8,8 μm . Ve vrstvách nebyly detekovány žádné trhliny, nicméně obsahovaly vady běžné pro termické nástřiky. Hodnota porozity se ve výchozím stavu pohybovala okolo hodnoty 4,6 % a průměrná velikost pórů byla 15,9 μm^2 (Obr. 6.27). Na rozhraní mezi nástřikem a základním materiálem se občas vyskytovaly větší póry. Výjimečně byly ve vrstvě pozorovány nenatavené částice prášku NiCrBSi a také reziduální korundové částice po operaci tryskání povrchu. Při pozorování mikrostruktury byly patrné jednotlivé splaty (Obr. 6.27). XRD analýzou byly detekovány tyto fáze: tuhý roztok niklu, boridy a silicidy niklu či chromu (Tab. 6.11), ale nebyl pozorován výskyt karbidů. Pouze ve výchozím stavu byl vyšší obsah Ni_3B než tuhého roztoku Ni. Struktura byla homogenní, velice jemná, ale splaty nebyly kompletně spojeny a po jejich hranicích se mohly šířit trhliny (Obr. 6.28). Nebyly patrné oblasti se zvýšeným obsahem některé z fází a napříč celým vzorkem byly patrné velice jemné precipitáty.



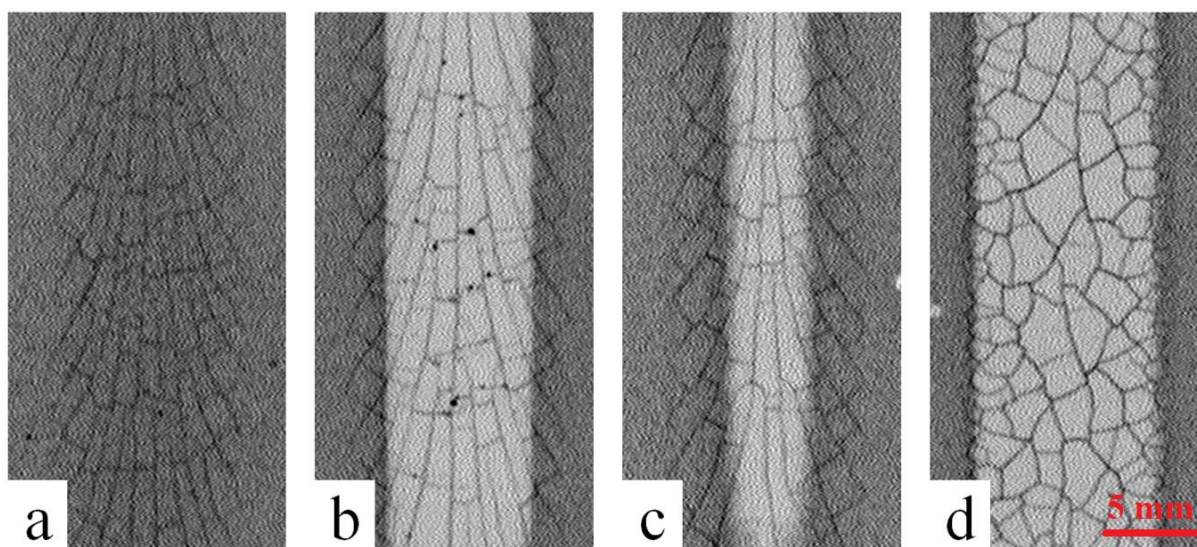
Obr. 6.27 Výchozí struktura při pozorování světelným mikroskopem ve stavu (a), (b) naleptaném a (c) nenaleptaném (využito pro stanovení porozity)



Obr. 6.28 Výchozí struktura nástřiku NiCrBSi při SEM pozorování; (a), (b) SE; (c), (d) BSE

6.4.2 Výskyt trhlin v přetavené vrstvě

Přetavováním nástřiku pomocí EB bez předchozího předehřevu došlo ve všech případech k popraskání vrstvy, a to i v případech, kdy ani nedošlo k natavení vrstvy (Obr. 6.29). Aby bylo potlačeno praskání vrstvy, musel být materiál předehříván. Při zpracování pomocí laseru se doporučuje předehřev minimálně na teplotu 250 °C [108]. Zařízení EB svazku disponuje laserovým pyrometrem s detekcí minimální teploty 350 °C. Teplota předehřevu byla zvolena 500 °C. Rovněž by měla být potlačena martenzitická přeměna v základním materiálu, která by mohla vnášet napětí napomáhající praskání vrstvy. I přes relativně vysokou teplotu předehřevu byl za určitých podmínek pozorován výskyt trhlin. Zpracování v kapalně fázi bylo testováno pouze pro módy „6 bodů“, „linka“, „pole“ a „meandr“. Z výsledků v Tab. 6.6 lze pozorovat, že s rostoucí rychlostí posuvu, klesající mírou rozostření *Offset* a klesajícím počtem skenovaných poloh stoupá riziko popraskání vrstvy. Důvod lze patrně spatřovat v intenzivnějším přenosu energie do materiálu a stoupajících rychlostech procesů, kdy docházelo k lokálnímu zahřívání materiálu na vyšší teplotu a tím vnesení většího napětí resultující až v poškození materiálu. Pro zpracování bez defektů bylo zapotřebí použít jistou minimální míru rozostření *Offset*, jež se s klesající rychlostí posuvu v_s rovněž snižovala (patrně především u módů „6 bodů“ a „meandr“). U většího počtu předepsaných pozic se výkon svazku dělil na menší části a zároveň se doba výdrže EB na daném místě, díky čemuž byla výsledná intenzita přenosu energie nižší a módy „linka“ a „pole“ nebyly tak citlivé na praskání jako „6 bodů“ či „meandr“.



Obr. 6.29 Popraskaný nástřik bez předehřevu zpracovaný módem (a) „linka“ ($I_{EB} = 6 \text{ mA}$, $v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$), (b) „linka“ ($I_{EB} = 10 \text{ mA}$, $v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$), (c) „pole“ ($I_{EB} = 10 \text{ mA}$, $v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$) a (d) „meandr“ ($I_{EB} = 10 \text{ mA}$, $v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$) při *Offset* = 100 mA (zařízení EB)

Tab. 6.6 Výskyt trhlin v přetaveném nástřiku: OK – za daných podmínek nebyl pozorován; NOK – vždy popraskaná vrstva, OK! – občas popraskaná vrstva

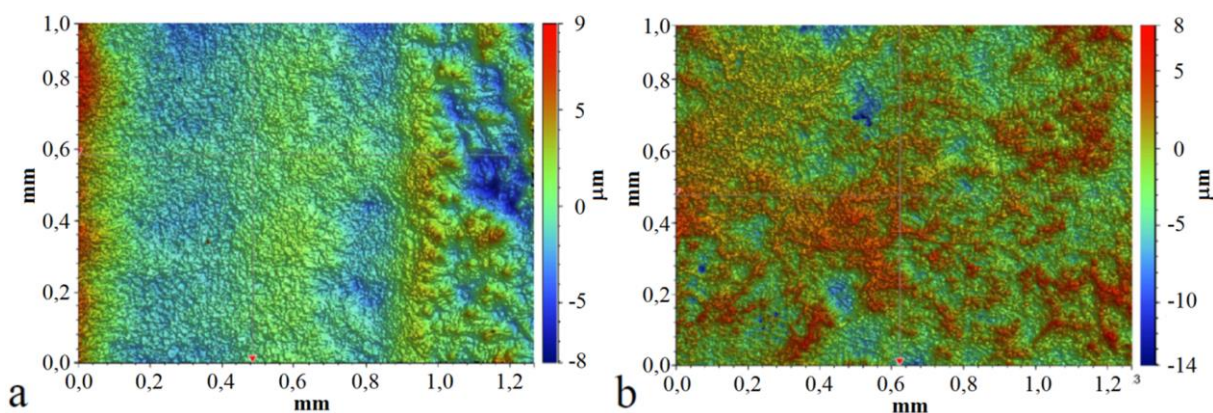
	v_s [mm·s ⁻¹] (Offset = 100 mA)					Offset [mA] ($v_s = 15$ mm·s ⁻¹)				
	5	10	15	20	25	0	50	100	200	300
„6 bodů“	OK!	NOK	NOK	NOK	NOK		NOK	NOK	OK!	OK
„linka“	OK	OK	OK	OK	OK	OK!	OK!	OK	OK	OK
„pole“	OK		OK		OK	OK!	OK!	OK	OK	OK
„meandr“	OK	NOK	NOK	NOK	NOK	NOK	NOK	NOK	OK	OK

6.4.3 Povrchová drsnost a porozita nástřiku

Povrchová drsnost nástřiku S_a (měření v ploše na rozdíl od liniového R_a) byla z původní hodnoty 8,8 μm EB přetavením zásadně snížena (Tab. 5.1). Kvalita povrchu byla stanovována uprostřed zpracované stopy, nicméně okraje byly lemovány cca. 1 mm širokými oblastmi, které byly přibližně o třetinu hladší (Obr. 6.30). Výjimkou byly vzorky zpracované módem „meandr“, kde byla kvalita povrchu přibližně homogenní v celé šíři. Pravděpodobně vinou nižšího objemu taveniny a kohezních sil v okolí rozhraní pevná/kapalná fáze došlo k tvorbě oblastí s nižší drsností.

Tab. 6.7 Povrchová drsnost S_a (v μm) vzorků přetavených za různých podmínek

	v_s [mm·s ⁻¹](Offset = 100 mA)				Offset [mA]($v_s = 15$ mm·s ⁻¹)			
	5	10	15	25	50	100	200	300
„6 bodů“	1,4						2,4	2,7
„linka“	1,8	0,8	0,9	0,5	0,7	0,9	0,4	2,3
„pole“	1,3		2,5	2,4		2,5	3,5	2,9
„meandr“	0,7						0,9	2,8



Obr. 6.30 Topografie povrchu (a) u okraje $S_a = 1,3 \mu\text{m}$ a (b) uprostřed zpracované oblasti $S_a = 1,8 \mu\text{m}$ („linka“; $v_s = 5$ mm·s⁻¹; Offset = 100 mA)

Nejnižší drsnosti byly naměřeny u vzorků zpracovaných módy „linka“ a „meandr“, ale „meandr“ vytvořil vlnitý povrch, což se ale v souladu s postupem uvedeným v normě EN ISO 25178 na výsledku neprojevovalo. Nejdrsnější povrch byl pozorován po zpracování módem „pole“. Vliv rychlosti v_s nebyl pozorován, ale vysoká míra rozostření ($Offset = 300$ mA) u všech způsobů vychylování vedla k výrazně horší kvalitě povrchu. Drsnost povrchu závisela pravděpodobně na podmínkách, při kterých docházelo k tuhnutí, a v případě vyšší míry rozostření i vychylování do vysokého počtu pozic asi docházelo k dopadu malého množství elektronů do již tuhnoucí taveniny.

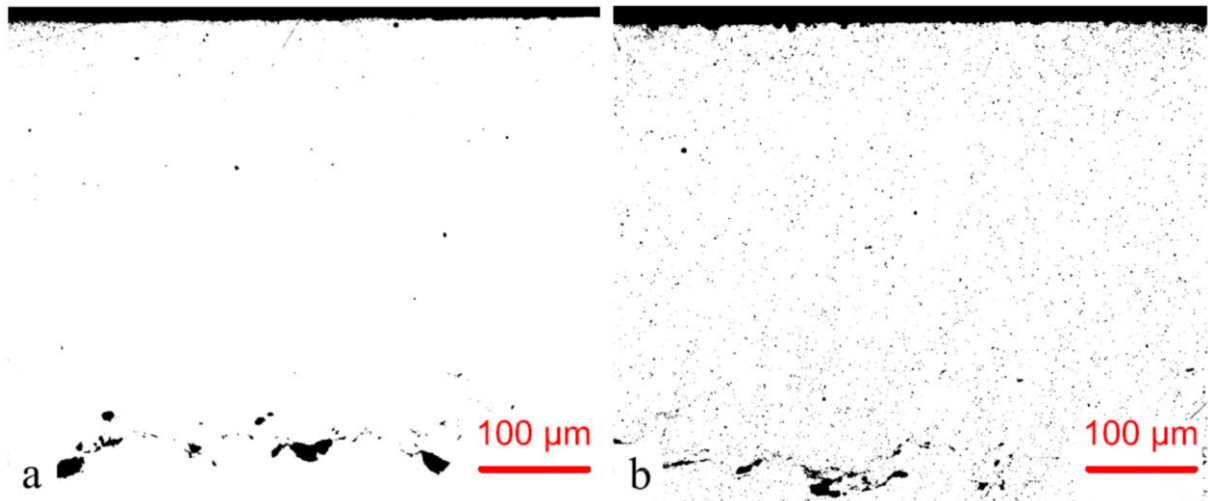
Přetavení nástřiku vedlo k výraznému snížení porozity (Tab. 6.8), což bylo v souladu s [105]. Ve výchozím stavu póry zaujímaly 4,6 % plochy a přetavením došlo k redukci minimálně o polovinu. Nejlepších vzorků se pohybovaly výsledky okolo 0,5 %. Ze vzájemného porovnání vychylovacích módů vyplývá, že k nejlepšímu odplynění docházelo u „pole“, což bylo pravděpodobně důsledkem delší doby ozařování zvoleného místa díky druhému rozměru vychylovacího obrazce. V případě módu „linka“ by snížení rychlosti posuvu v_s rovněž mělo prodloužit dobu interakce EB, ale pokles porozity nebyl pozorován (Tab. 6.8). Nicméně vliv rychlosti byl patrný na distribuci pórů. Při nižší v_s se vytvořilo několik větších pórů, které se obvykle vyskytovaly v oblasti rozhraní (Obr. 6.31a), zatímco u vyšších rychlostí se jednalo o malé póry rovnoměrně rozložené napříč celou vrstvou (Obr. 6.31a), čemuž odpovídají průměrné velikosti průřezů pórů uvedené v Tab. 6.9. Vliv míry neostrosti na množství a distribuci pórů nebyl pozorován.

Tab. 6.8 Průměrná porozita nástřiku po přetavení (v %); porozita výchozího stavu 4,6 %

	v_s [mm·s ⁻¹] ($Offset = 100$ mA)					$Offset$ [mA] ($v_s = 15$ mm·s ⁻¹)		
	5	10	15	20	25	100	200	300
„6 bodů“	1,5						1,9	0,7
„linka“	2,0	2,3	0,8	0,7	1,9	0,8	1,8	1,9
„pole“	0,6		0,5		0,9	0,5	0,7	0,3
„meandr“	1,5						0,5	0,6

Tab. 6.9 Průměrná velikost průřezů pórů (v μm^2) přetavených vrstev; výchozí: 15,9 μm^2

	v_s [mm·s ⁻¹] ($Offset = 100$ mA)					$Offset$ [mA] ($v_s = 15$ mm·s ⁻¹)		
	5	10	15	20	25	100	200	300
„6 bodů“	13,4						13,4	4,8
„linka“	24,2	17,3	1,8	5,0	1,0	1,8	2,3	14,8
„pole“	6,5		3,8		8,2	3,8	5,4	0,9
„meandr“	4,8						3,6	7,6

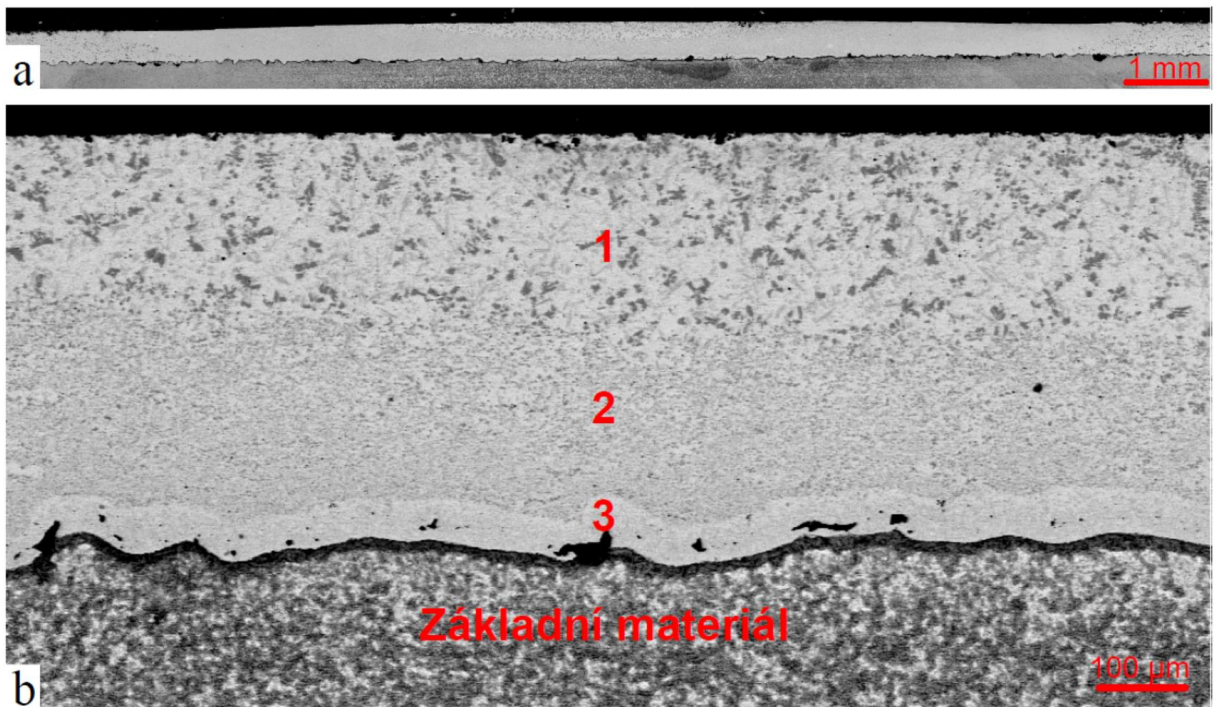


Obr. 6.31 Porovnání porozity nástřiku přetaveného rychlostí (a) $5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ a (b) $25 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ („linka“ a *Offset* = 100 mA) při pozorování LM

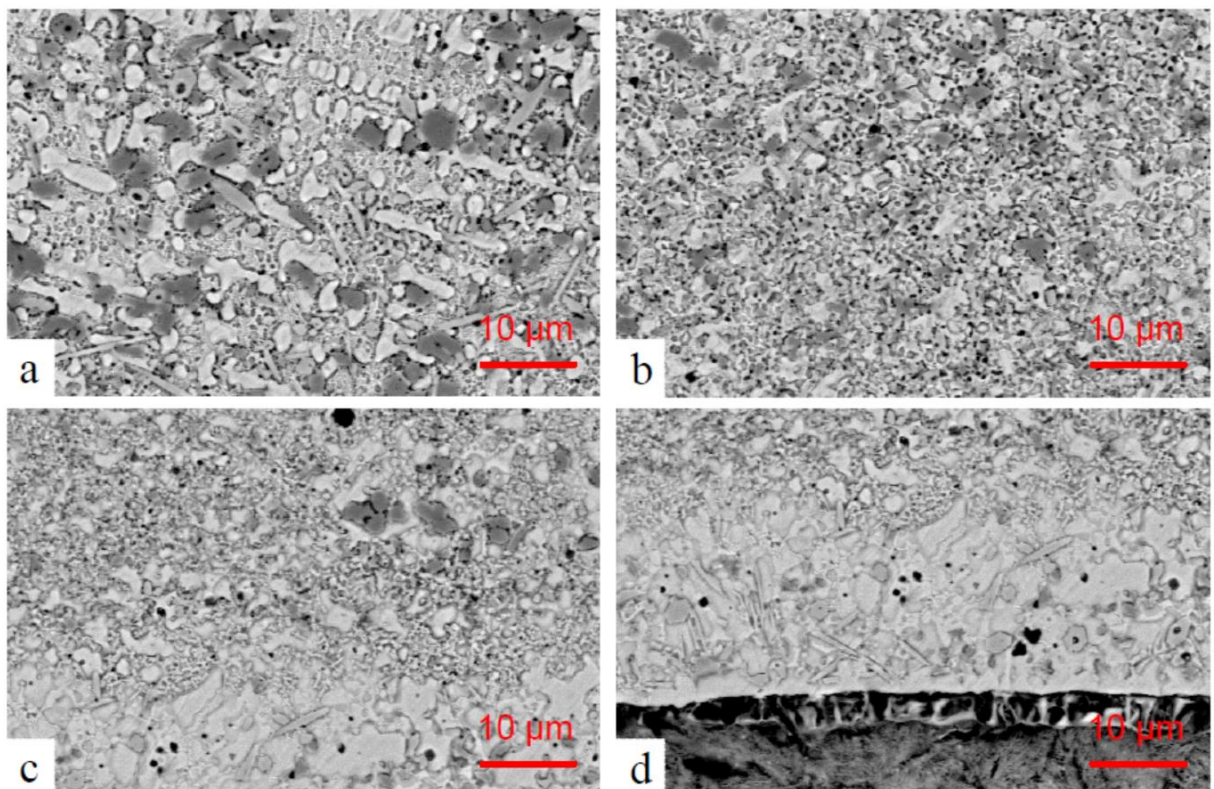
6.4.4 Změna struktury po přetavení

Výchozí struktura se zrnky ve „splats“ tvaru (Obr. 6.27) byla přetavením odstraněna. Nově zformovaná struktura nebyla v celém průřezu nástřiku homogenní, ale rozdělila se až na tři zóny (Obr. 6.32) stejně jako při přetavování laserem [4]. Nejblíže povrchu (v Obr. 6.32b s označením „1“) bylo možné pozorovat dobře rozvinutou dendritickou strukturu s vyloučenými hrubými precipitáty (Obr. 6.33a). Zóna „1“ byla dobře detekovatelná světelnou mikroskopií v nenaleptaném stavu a při hledání optimálních parametrů byla tendence potlačit její vznik, protože vykazovala přibližně o 50 HV_{0,5} nižší tvrdost než struktura v zóně „2“. Nicméně u všech vzorků s velikou měrou rozostření svazku a módu „pole“ byla zóna „1“ pozorována, a to i mnohdy v případech, že nedošlo k protavení nástřiku v celé tloušťce. Pravděpodobným důvodem byla delší výdrž svazku v daném místě, což vedlo pomalejšímu tuhnutí a vytvoření hrubé struktury.

Uprostřed přetavené vrstvy NiCrBSi (v Obr. 6.32b s označením „2“) se nacházela jemná struktura s jemnými a homogenně distribuovanými precipitáty (Obr. 6.33b). Při hledání optimálních parametrů pro vzorky byla snaha uvedenou strukturu vytvořit v maximální možné tloušťce, protože byla tvrdší jak struktura v zóně „1“. Poslední zóna s označením „3“ v Obr. 6.32b se vytvářela na rozhraní nástřiku a základního materiálu a vyznačovala se jemnými dendrity (Obr. 6.33d). Zóna „3“ se stejně jako „1“ vyskytovala u vzorků s velkým rozostřením a zpracovaných módem „pole“, ale navíc i u „6 bodů“. Vznik oblasti byl patrně spjat jednak s délkou výdrže EB v daném místě, ale také s vyšším množstvím dodávané energie, která byla následně rozvedena do celého zpracovaného objemu. S rostoucím interakčním časem rovněž stoupala tloušťka zóny „3“ (Tab. 6.10).



Obr. 6.32 Profil přetaveného nástřiku módem „linka“ ($v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; Offset = 300 mA); (a) přehledový snímek, (b) detail s označením jednotlivých strukturálních zón (SEM – SE)

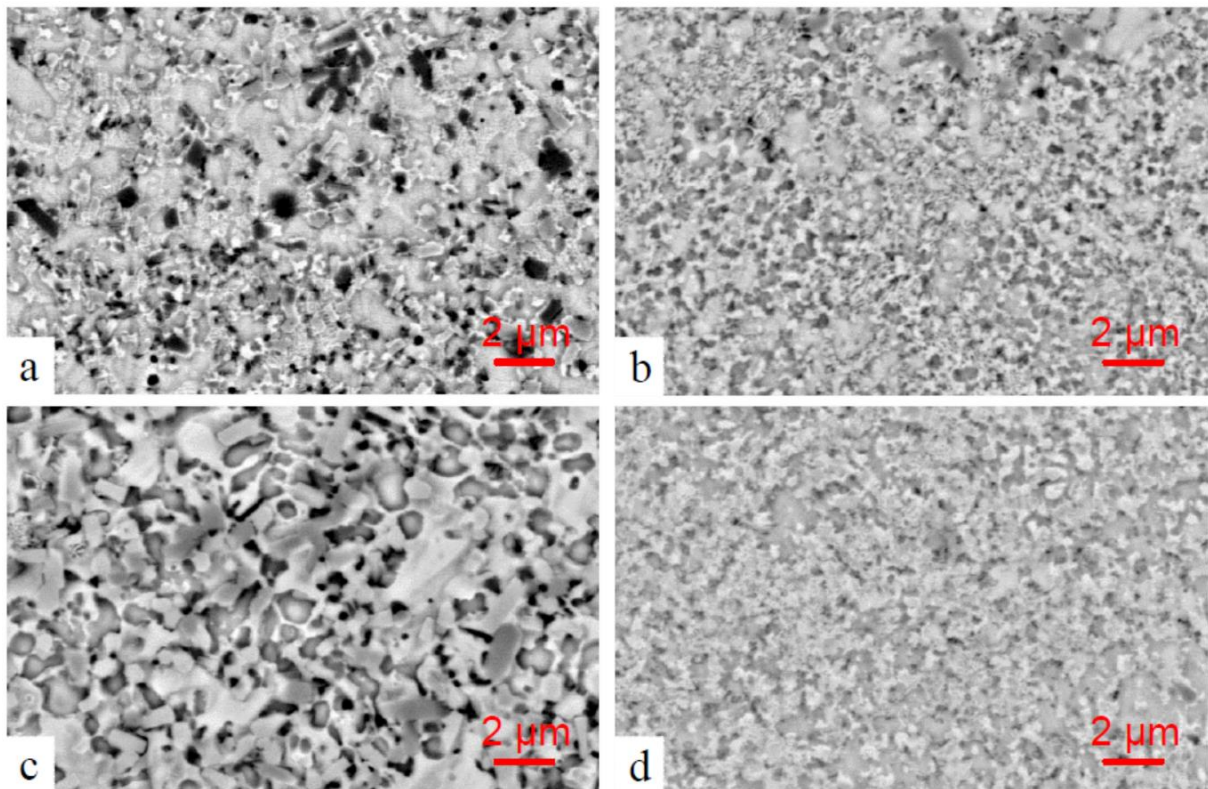


Obr. 6.33 Detail přetavené struktury NiCrBSi (a) u povrchu, (b) uprostřed vrstvy, (c) nad oblastí zónou 3 a (d) oblast zóny 3 („pole“; $v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; Offset = 100 mA) (SEM – BSE)

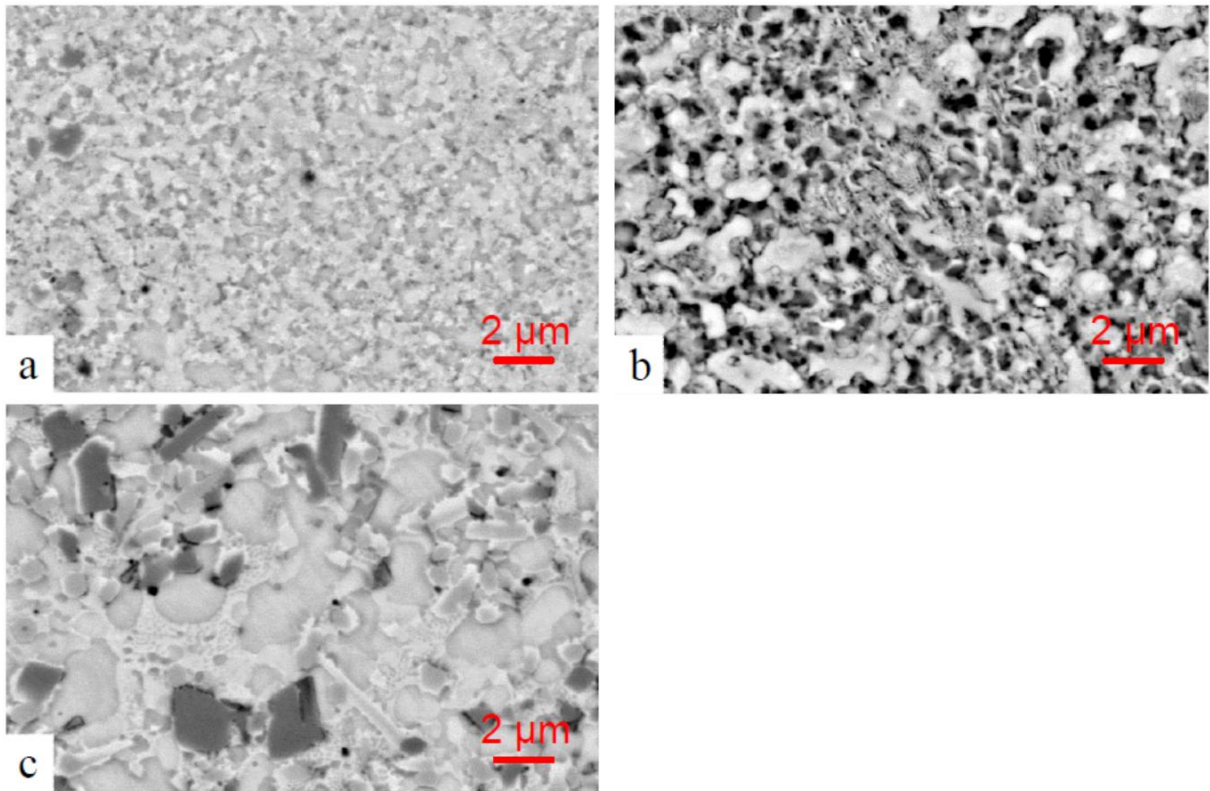
Tab. 6.10 Tloušťka strukturní oblasti „3“ ($v \mu\text{m}$); ND – zóna nebyla detekována

	v_s [$\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$] (<i>Offset</i> = 100 mA)					<i>Offset</i> [mA] ($v_s = 15 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$)		
	5	10	15	20	25	100	200	300
„6 bodů“	14,90						12,86	25,71
„linka“	ND	ND	ND	ND	ND	ND	ND	34,10
„pole“	19,54		21,43		27,12	21,43	28,57	31,43
„meandr“	ND						ND	14,89

Při porovnání vzorků zpracovaných různými vychylovacími módy byl patrný vliv na hrubost získané struktury (Obr. 6.34). Nejjemnější struktura byla zformována pomocí módu „meandr“, zatímco nejhrubší pomocí „pole“. Výsledky XRD fázové analýzy (Tab. 6.11) nenasvědčují, že by hrubnutím struktury systematicky docházelo k navyšování podílu některé z detekovaných fází. Zhrubnutí struktury patrně souvisí s délkou interakčního času svazku s daným místem na vzorku, který byl v případě „pole“ nejdelší a naopak nejkratší u „meandru“. Ze stejného důvodu pravděpodobně také došlo ke zhrubnutí struktury při použití větší míry rozostření *Offset* (Obr. 6.35) a naopak zvýšení rychlosti posuvu vedlo ke zjemnění struktury.



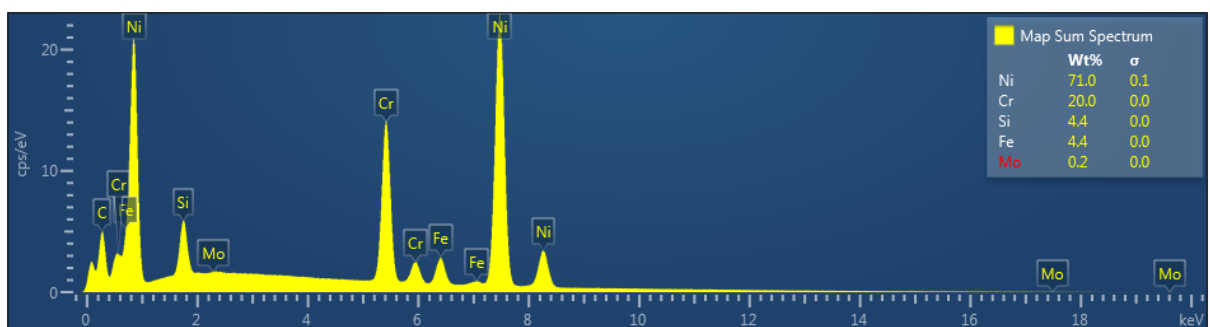
Obr. 6.34 Struktura uprostřed nástřiku NiCrBSi přetaveného módem (a) „6 bodů“, (b) „linka“, (c) „pole“ a (d) „meandr“ ($v_s = 5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; *Offset* = 100 mA) (EM – BSE)



Obr. 6.35 Struktura nástřiku přetaveného módem „linka“ při $v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ a Offset = (a) 100 mA; (b) 200 mA a (c) 300 mA

6.4.5 Fázové a chemické složení nástřiku

Spektrometrické ověření chemického složení vrstvy NiCrBSi z důvodu absence vhodných etalonů nebylo možné a pouze přibližná kontrola byla provedena na elektronovém mikroskopu pomocí EDS (Obr. 6.36). Průměrné detekované obsahy jednotlivých prvků přibližně korespondovaly s atestem použitého prášku (Příloha 2) pro zhotovení nástřiku. Obsahy prvků s nižším protonovým číslem (bor a uhlík) nebylo možné zvolenou metodou ověřit s ohledem na detekční hranice zařízení.



Obr. 6.36 Výsledné spektrum plošné EDS analýzy nástřiku NiCrBSi

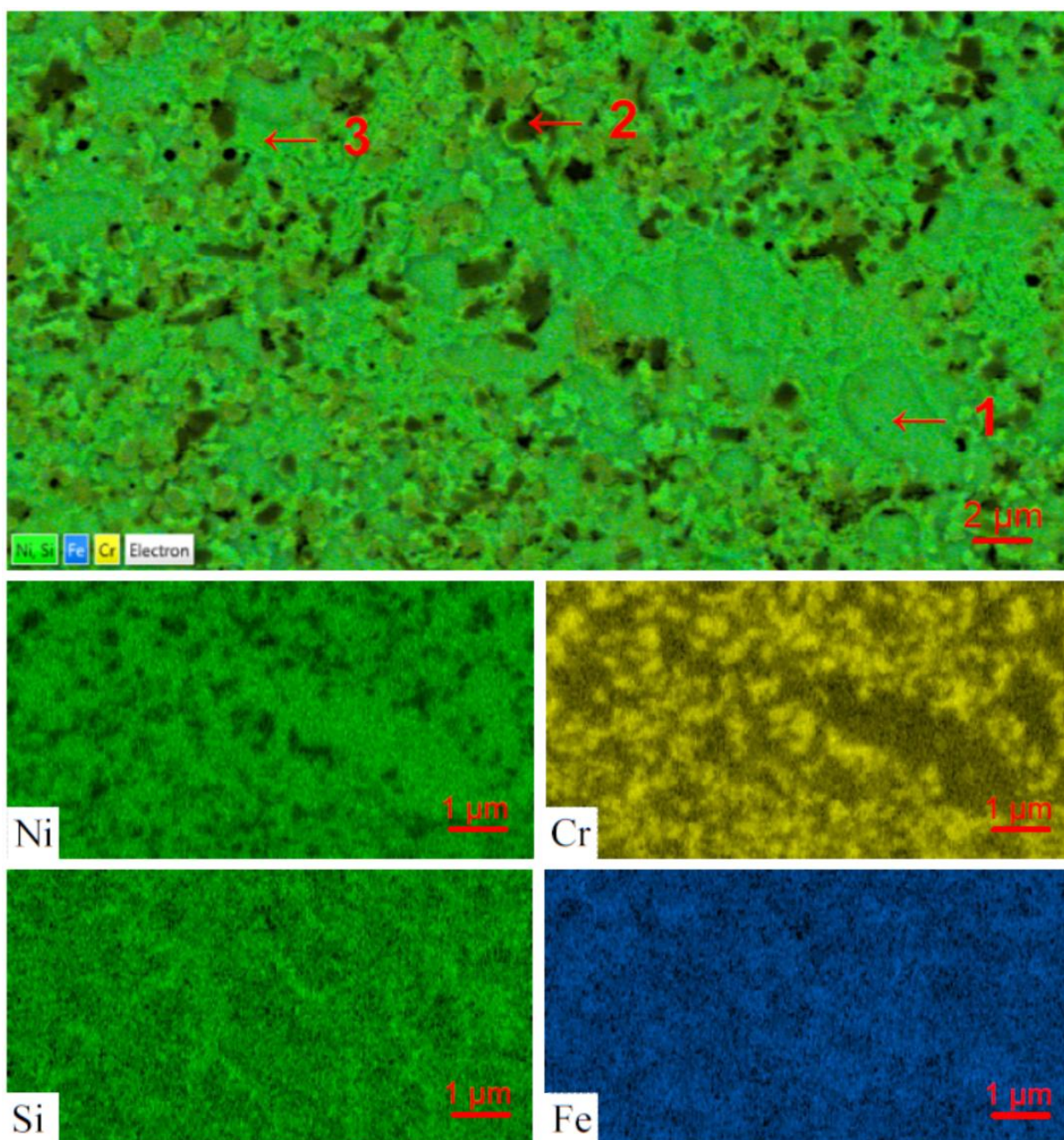
Fázové složení nástřiků bylo stanoveno XRD analýzou (Tab. 6.11). Majoritní zastoupení ve všech vzorcích měl tuhý roztok niklu (TR-Ni), jehož obsah se přetavením zvýšil. Vedle niklu poté byla detekována řada boridů a silicidů, ale nebyly zaznamenány karbidy,

stejně jako v pracích [4] a [105]. Nejvyšší zastoupení měl borid Ni_3B , ale EB zpracováním došlo ponížení jeho obsahu ve struktuře. Ve výchozím stavu na rozdíl od všech přetavených vzorků nebyla detekována fáze CrB , ale naopak bylo pozorováno vyšší množství silicidu CrSi_2 , který se ve zpracovaných vzorcích vyskytoval spíše výjimečně a v menších obsazích. Zastoupení jednotlivých fází bylo pravděpodobně více spojeno s výskytem strukturní zóny „1“ (viz kapitola 6.4.4), nežli se zvoleným způsobem vychylování EB. Z výsledků XRD analýz bylo patrné, že při vyšších rychlostech posuvu v_s se vyloučilo výrazně větší množství silicidu Ni_3Si na úkor TR-Ni.

Tab. 6.11 Výsledky XRD fázové analýzy přetavených vzorků NiCrBSi (v hm. %) ($v_s = 5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; Offset = 100 mA)

	Vzorek	TR-Ni	Ni_3B	NiB	CrB	Ni_3Si	CrSi_2
Výchozí stav	BM	30,8	45,3	2,9		14,5	6,5
„meandr“	MT09	66,0	18,1	1,0	3,9	11,1	
„6 bodů“	ST06	74,1	13,7	4,2	4,2	6,8	
„linka“	LT14	52,7	32,6	0,2	8,4	6,1	
„pole“	PT22	74,8	14,4	2,1	3,4	5,3	
„linka“ $v_s = 15 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ Offset = 300 mA	LT33	38,9	23,4	2,0	13,6	22,0	
„linka“ $v_s = 25 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ Offset = 100 mA	LT42	40,6	14,0	3,5	16,5	24,8	0,7
„linka“ $v_s = 15 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ Offset = 100 mA 117 % optim. I_{EB}	LT10	44,1	31,9	1,0	4,8	16,7	1,4

Z EDS mapování prvků vyplynulo, že největší rozdíly koncentrací byly pozorovány u niklu a chromu, menší pak u křemíku a nehomogenněji se jeví železo (Obr. 6.37). Z důvodu detekčních limitů nebylo možné sledovat rozdíly v distribuci uhlíku a boru. Z bodových analýz chemického složení (Tab. 6.12) a výsledků fázového složení lze usuzovat, že při BSE pozorování převládající světlé oblasti byly tvořeny především TR-Ni, popř. v kombinaci s Ni_3Si . Tmavší části měly zvýšený obsah Cr a jednalo se tedy o precipitáty CrB nebo Cr-Ni eutektikum.

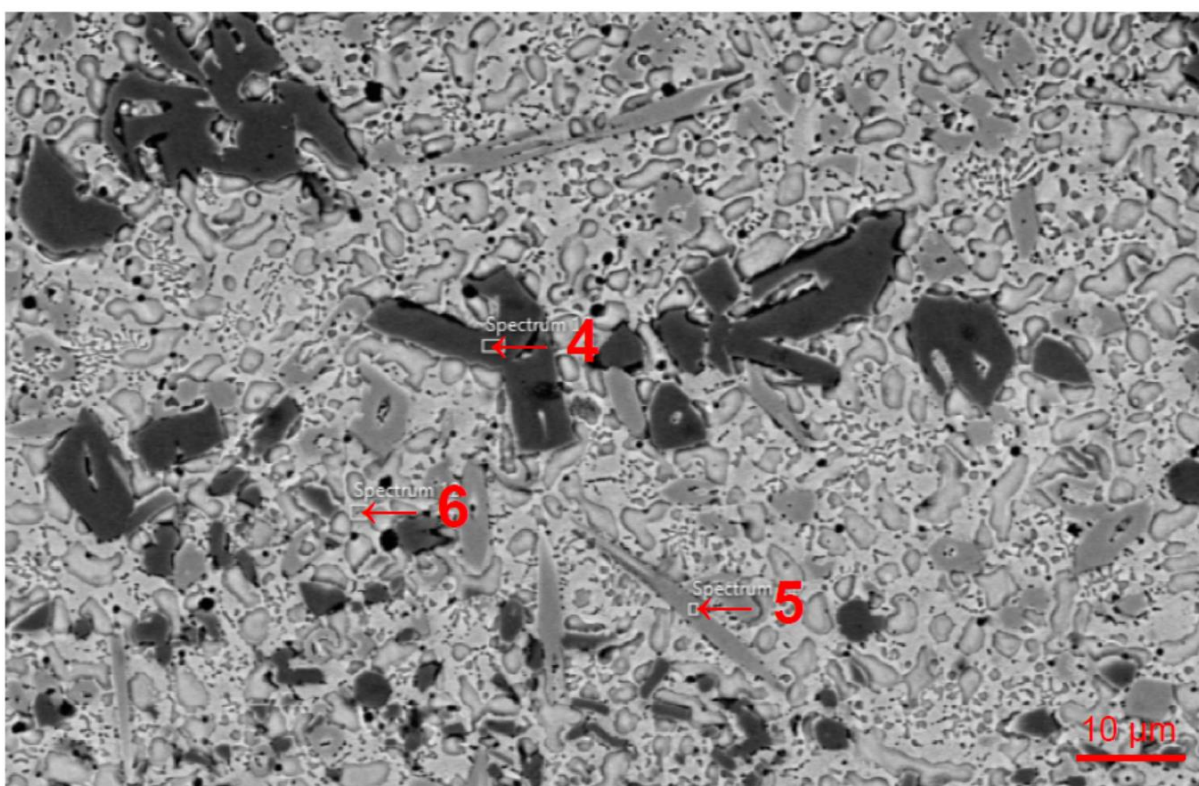


Obr. 6.37 Plošné mapování prvků pomocí EDS analýzy ve struktuře přetaveného vzorku („meandr“; $v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; $\text{Offset} = 100 \text{ mA}$); ve vrchním souhrnném snímku navíc zaznačeny polohy bodové prvkové analýzy (výsledky v Tab. 5.1)

Tab. 6.12 Výsledky bodové EDS analýzy chemického složení z míst vyznačených v Obr. 6.37

Bod	Ni [hm. %]	Cr [hm. %]	Si [hm. %]	Fe [hm. %]	Ni [at. %]	Cr [at. %]	Si [at. %]	Fe [at. %]
1	81,86	7,31	4,88	5,95	76,81	7,75	9,58	5,86
2	30,03	64,38	2,43	2,38	27,1	65,62	4,59	2,26
3	84,45	4,82	7,79	2,94	77,28	4,98	14,91	2,82

Vyloučené precipitáty byly obvykle velice jemné a jejich EDS analýzy nebyly možné. Nicméně pokud u vzorku byla detekována strukturní zóna „1“ (viz kapitola 6.4.4), nacházely se v ní zhrublé precipitáty (Obr. 6.38) umožňující bodovou EDS analýzu (Tab. 6.13). Ve struktuře převládal TR-Ni (body 1 a 6), ve kterém bylo určité množství Cr, Fe a Si. V oblasti 3 byl vyšší obsah křemíku, což nasvědčuje, že se zde vyskytovala směs Ni_3Si a tuhého roztoku TR-Ni. Šedé oblasti s vyšším podílem chromu a niklu (oblast 2) byly tvořeny pravděpodobně směsí silicidu niklu Ni_3Si a boridu chromu CrB. Tmavé precipitáty (bod 4) obsahující dle EDS analýzy téměř výhradně chrom byly tvořeny boridem CrB, přičemž podíl boru nebylo možné analýzou stanovit. Šedé dlouhé jehlicovité precipitáty (bod 5) dle analýzy chemického složení obsahovaly velmi vysoký podíl chromu. Ačkoliv XRD analýzou nebyla zjištěna přítomnost karbidů, jejich výskyt v materiálu NiCrBSi bývá v literatuře relativně hojně zmiňován ([107], [109] – [112], [117]). Na základě podobného chemického složení v oblasti a tvaru vyloučených precipitátů se pravděpodobně jednalo o karbidy chromu Cr_7C_3 či $Cr_{23}C_6$.

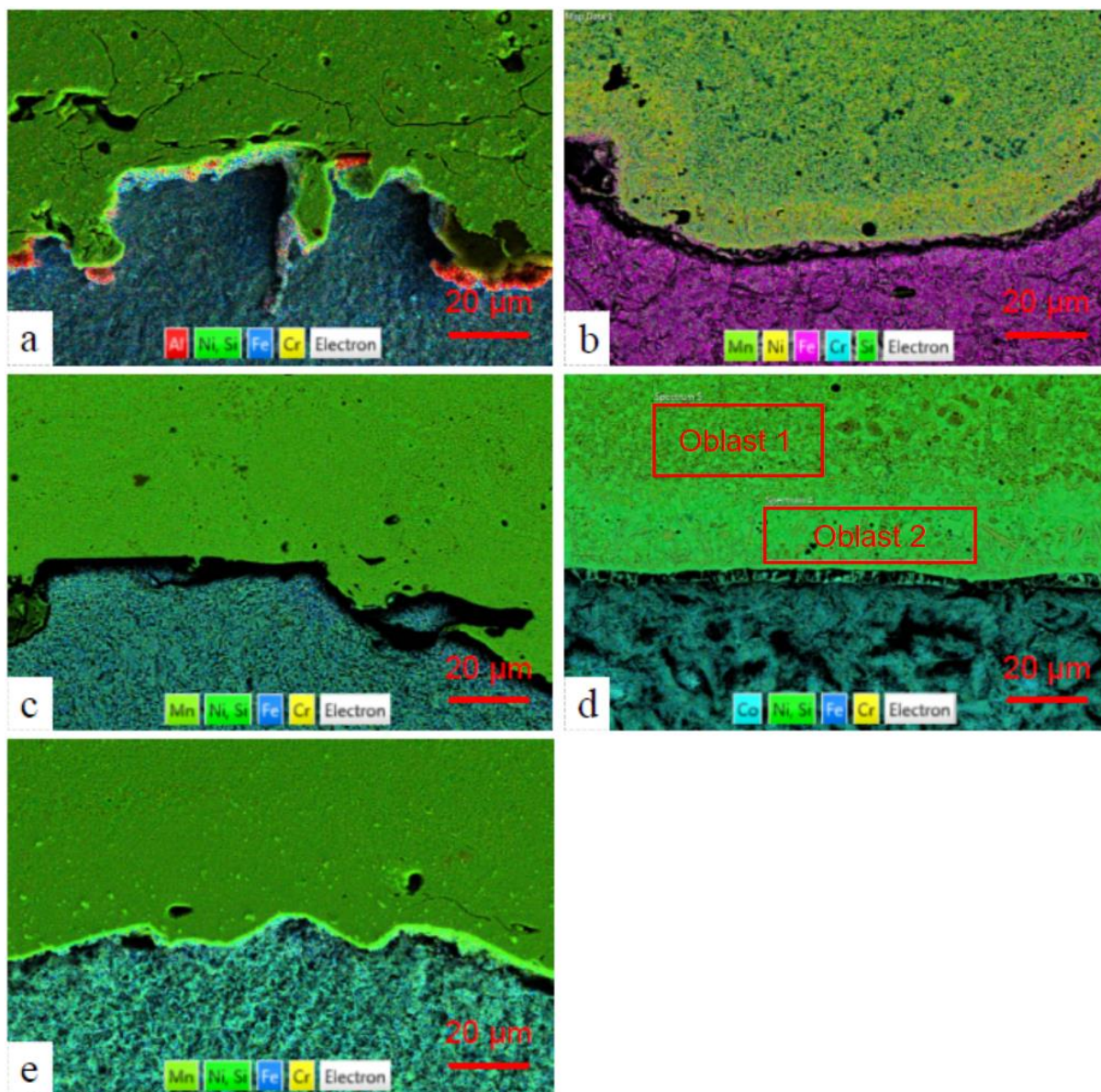


Obr. 6.38 Detail vyloučených hrubých precipitátů s označením pozic bodové analýzy chemického složení s výsledky uvedenými v Tab. 6.13 („linka;“ $v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; Offset = 300 mA)

Tab. 6.13 Výsledky bodové EDS analýzy chemického složení z míst vyznačených v Obr. 6.38

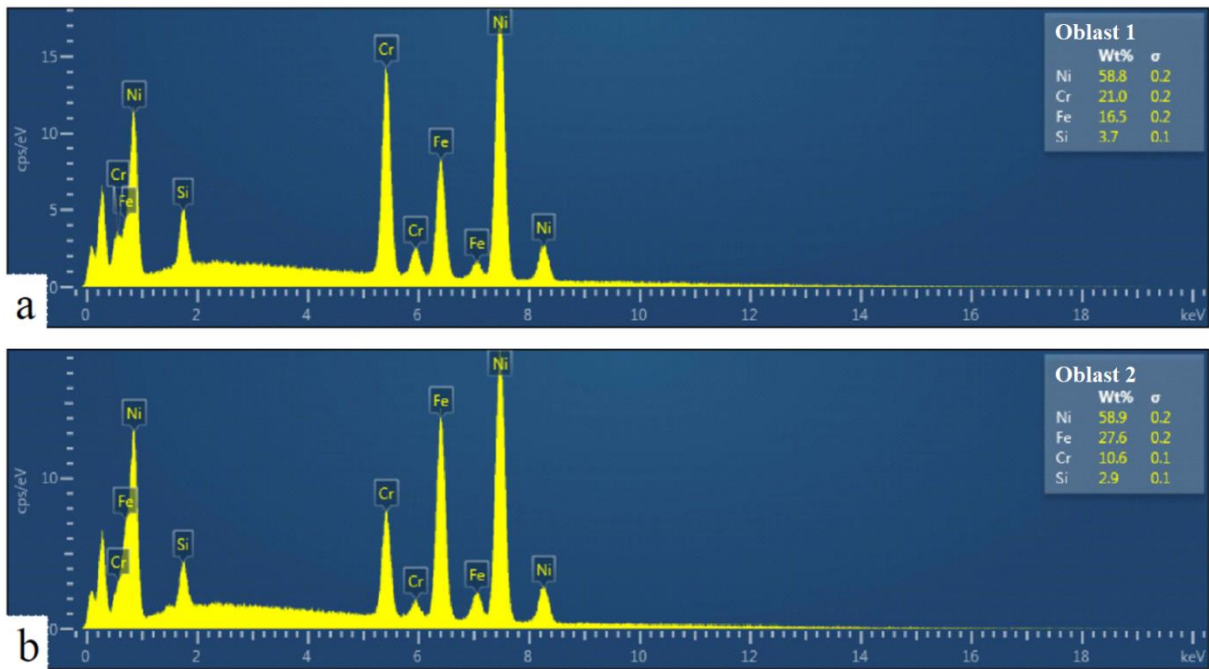
Bod	Ni [hm. %]	Cr [hm. %]	Si [hm. %]	Fe [hm. %]	Ni [at. %]	Cr [at. %]	Si [at. %]	Fe [at. %]
4	2,63	93,92	–	1,28	2,37	95,58	–	1,21
5	13,13	82,24	0,33	4,30	11,81	83,51	0,61	4,07
6	84,24	6,45	5,17	4,14	78,97	6,82	10,14	4,07

Rozhraní mezi nástřikem NiCrBSi a základním materiálem ve výchozím stavu bylo ostře ohraničené a byl zde pozorován zvýšený obsah hliníku (Obr. 6.39), což byla pravděpodobně rezidua Al_2O_3 po tryskání povrchu oceli před aplikací nástřiku. Zpracováním došlo k rozpuštění Al a nebyly detekovány oblasti s jeho vyššími koncentracemi.



Obr. 6.39 Mapování rozložení prvků v oblasti rozhraní ve (a) výchozím stavu a po zpracování módem (b) „6 bodů“, (c) „linka“, (d) „pole“ a (e) „meandr“ ($v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; Offset = 100 mA)

Nástřik byl od základního materiálu i po přetavení ostře oddělen a vrstva držela na povrchu především pomocí adheze. Vznik metalurgického spoje Houdková et al. [4] označují za nemožný. Nicméně přetavením došlo k mírnému natavení a vyrovnání rozhraní. Z rozložení prvků v okolí rozhraní bylo patrné, že při použití módů „6 bodů“ a „pole“ došlo k přerozdělení Cr a Fe, zatímco „linka“ a „meandr“ nevykazovali výraznou difúzi (Obr. 6.39). Nejmarkantnější změny nastaly u železa, které bylo v nástřiku v okolí rozhraní obsaženo ve výrazně vyšší koncentraci, než bylo detekováno ve výchozím stavu (viz Obr. 6.36). S rostoucí vzdáleností od základního materiálu obsah Fe klesal, což dokumentují výsledky plošných EDS analýz (Obr. 6.40) z oblastí vyznačených v Obr. 6.39d pro mód „pole“.

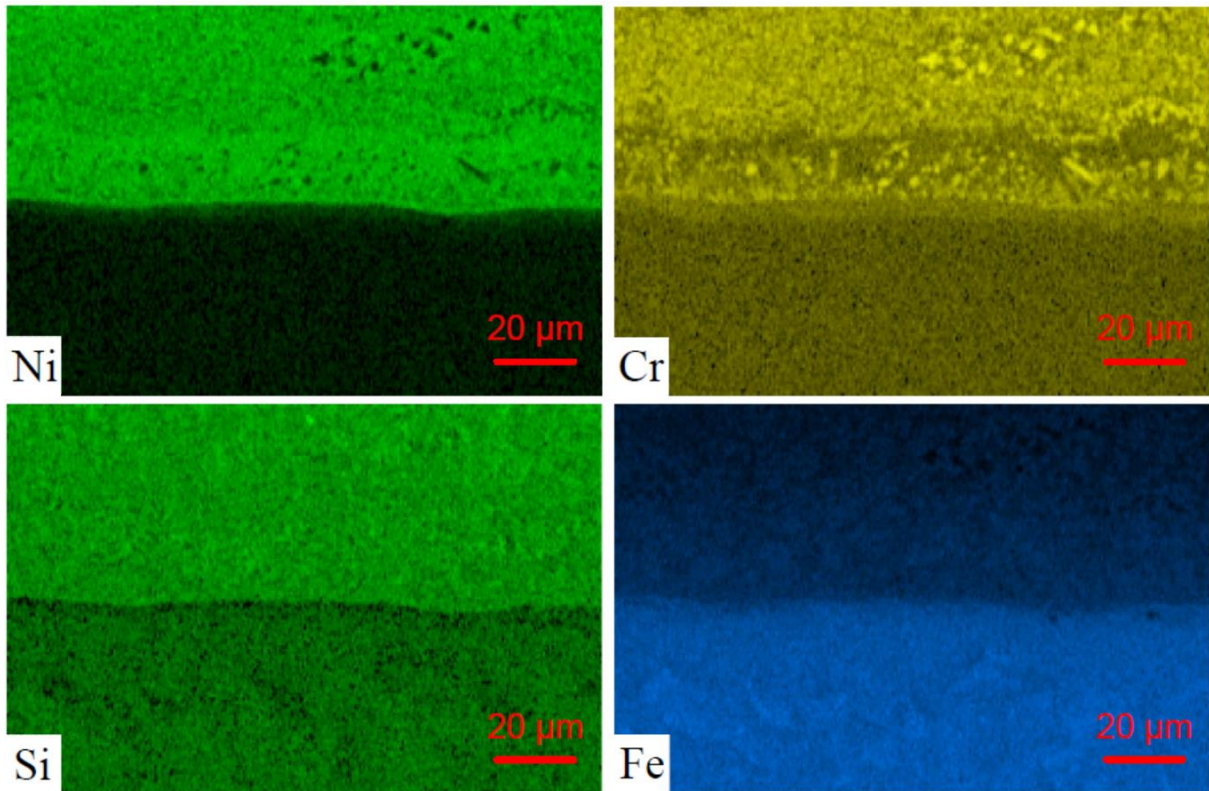


Obr. 6.40 Výsledky plošné EDS analýzy z (a) oblasti 1 a (b) oblasti 2 vyznačených na Obr. 6.39

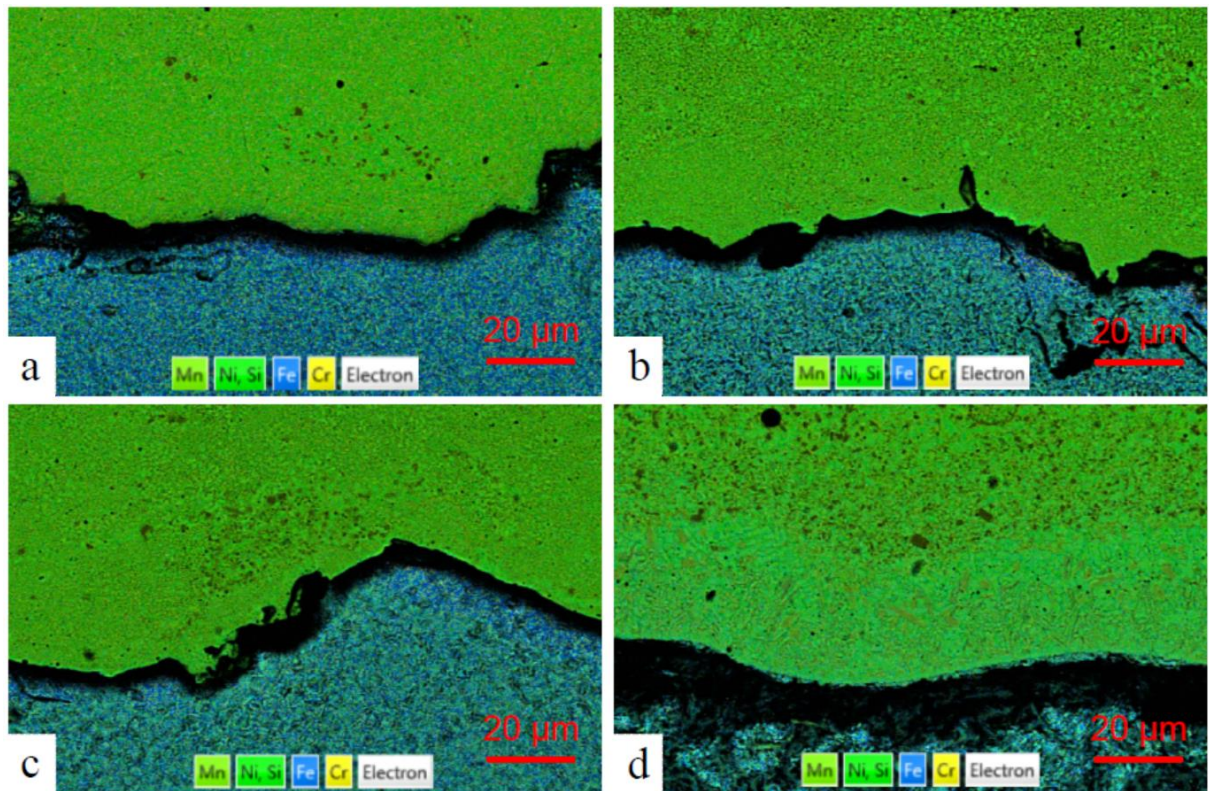
Největšími změnami koncentrací prvků byla zasažena strukturní zóna „3“ (viz kapitola 6.4.4), kde byl stanoven zvýšený obsah železa, ale zároveň byl zjištěn značný pokles obsahu chromu, který přešel do základního materiálu, což bylo patrné z Obr. 6.41. Difúze niklu do základního materiálu byla pozorována pouze ve velmi malém měřítku. Distribuce Ni ale v nástřiku nebyla homogenní, neboť strukturní zóna „3“ obsahovala jeho vyšší množství než vzdálenější části nástřiku (Obr. 6.41). Výsledky plošné EDS analýzy (Obr. 6.40) ukazovaly nižší obsah niklu oproti výchozím hodnotám nástřiku, což bylo pravděpodobně v důsledku obohacení části materiálu železem. Mírná difúze nastala i v případě křemíku, kde povrchová vrstva základního materiálu byla částečně ochuzena a atomy Si pravděpodobně přešly do nástřiku.

Zvýšení rychlosti posuvu v_s způsobilo, že rozhraní mezi nástřikem a základním materiálem bylo méně vyrovnané a drsnost po tryskání byla více patrná (Obr. 6.42). Distribuce prvků zachovávala původní rozdělení a jejich difúze přes rozhraní nebyla pozorována. Zvýšením rychlosti v_s dochází k urychlení procesu EB zpracování, a tedy i ke zkrácení času výdrže na teplotě, jež přímo ovlivňuje difúzi prvků.

Navýšením míry rozostření EB vedlo k lepšímu vyhlazení mírně nataveného rozhraní mezi nástřikem a základním materiálem. Při dostatečné hodnotě *Offset* byla dobře patrná difúze prvků přes rozhraní, což bylo opět nejvíce patrné ve strukturní zóně „3“ (Obr. 6.42). Zvýšením rozostření dochází k prodloužení interakčního času svazku s daným místem vzorku, díky čemuž je i mírně delší výdrž na teplotě, která byla zapotřebí pro difúzi. Maximální *Offset* umožnil vznik strukturní zóny „3“, ale zde změny distribuce v důsledku difúze byly patrné i při nižších hodnotách.



Obr. 6.41 Mapování jednotlivých prvků v okolí rozhraní přetaveného nástřiku a základního materiálu („pole“; $v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; Offset = 100 mA)



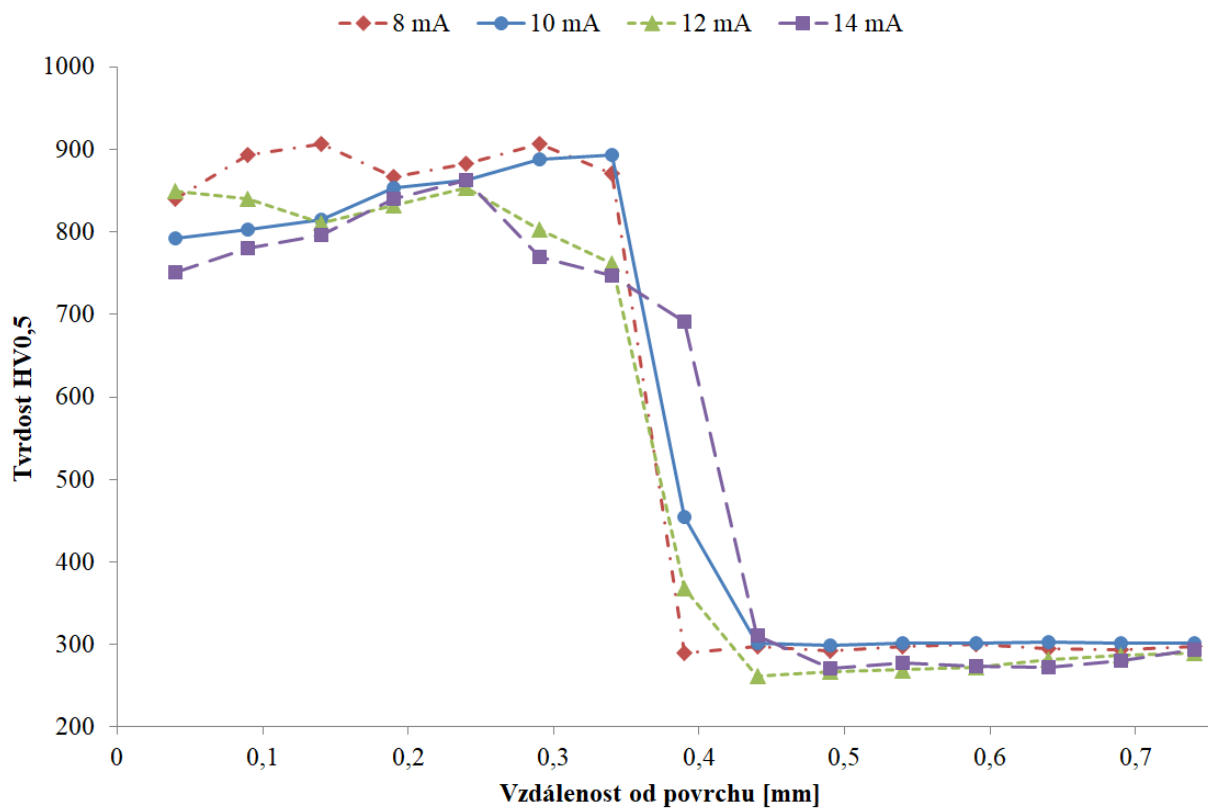
Obr. 6.42 Distribuce prvků na rozhraní základního materiálu a nástřiku přetaveného módem „linka“ (a) $v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; Offset = 100 mA; (b) $v_s = 25 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; Offset = 100 mA; (c) $v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; Offset = 200 mA a (d) $v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; Offset = 300 mA;

6.5 Měření tvrdosti nástřiku NiCrBSi

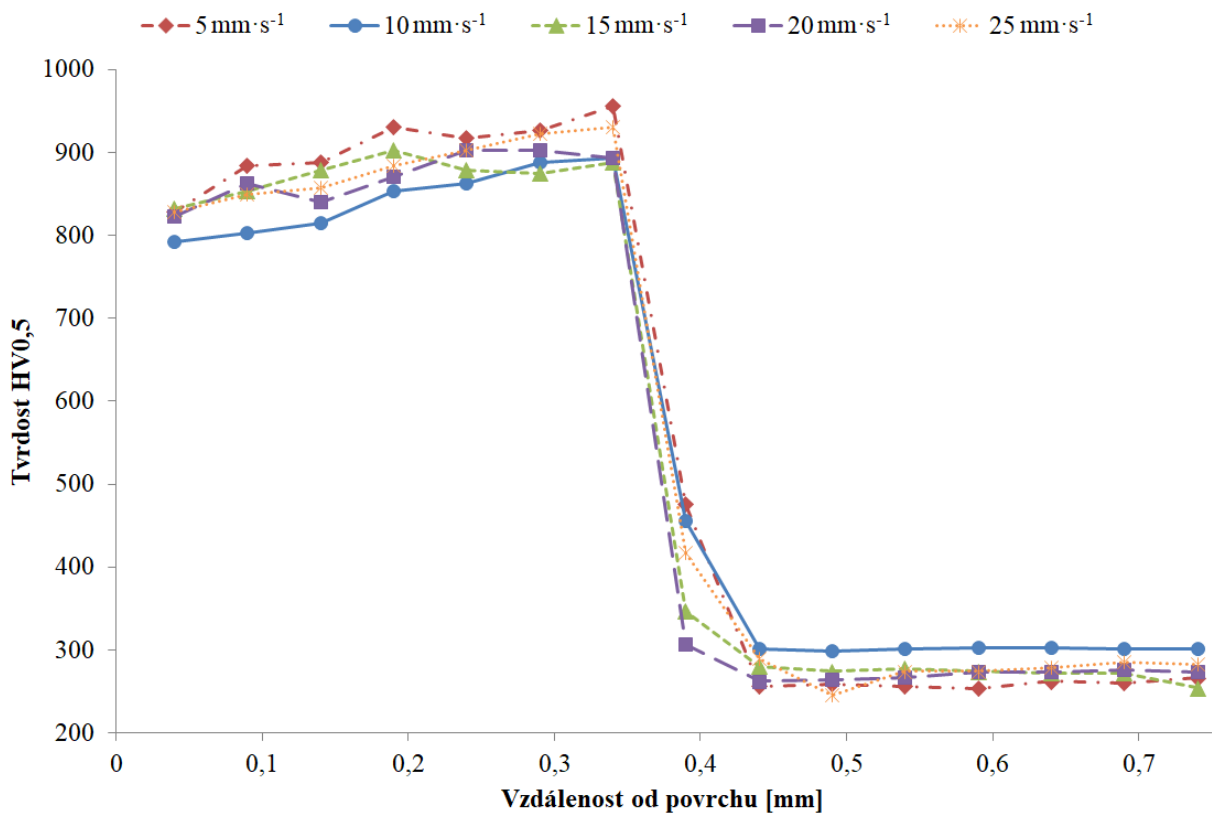
Průměrná tvrdost nástřiku NiCrBSi po nanášení metodou HVOF byla (910 ± 113) HV_{0,5} a její značný rozptyl byl způsoben především porozitou obsaženou v nástřiku. Přechod do základního materiálu byl skokový, neboť nebyla přítomna přechodová difúzní oblast umožňující pozvolný pokles hodnot tvrdosti. Základní materiál byl pro termický nástřik shodně tepelně zpracován jako pro experimenty v tuhé fázi. Výchozí tvrdost zušlechtné oceli byla (302 ± 6) HV_{0,5} a procesem nanášení ani EB přetavením nedošlo k její změně.

V závislosti na použitých parametrech zpracování po EB přetavení nástřiku může být tvrdost homogenní napříč celou vrstvou. Obr. 6.43 zachycuje vliv použitého I_{EB} při EB zpracování na průběh tvrdosti od povrchu směrem do jádra. Při nízkém proudu ($I_{EB} = 8$ mA) nedocházelo k natavení vrstvy v celé tloušťce, což se projevilo jen mírným zakolísáním hodnot v oblasti přechodu mezi nezpracovaným a EB přetaveným NiCrBSi. Optimální hodnota $I_{EB} = 10$ mA byla stanovena na základě pozorování struktury, kdy byl nástřik přetaven v celém rozsahu a zároveň byl minimální podíl měkčí strukturní zóny „1“ (Obr. 6.32). Při měření tvrdosti optimálně zpracovaných vzorků byl sledován postupný růst hodnot směrem od povrchu do jádra přibližně o 100 HV_{0,5}. Pravděpodobným důvodem bylo vyloučení jemnějších precipitátů ve větších hloubkách v důsledku vyšší rychlosti ochlazování. Vyšší proudové hustoty a delší interakční časy způsobující pomalejší tuhnutí vedly k navýšení podílu strukturní zóny „1“, ve které byly obsaženy pouze velice hrubé precipitáty a výsledná tvrdost byla obvykle přibližně o 50 HV_{0,5} nižší. Při výrazném navýšení I_{EB} byla navíc podpořena difúze a atomy chromu přecházely z nástřiku do základního materiálu, zatímco železo se přemísťovalo opačným směrem. Výsledkem byl plynulejší pokles z tvrdého NiCrBSi na hodnoty oceli v přechodové oblasti zasahující také mírně do základního materiálu, jenž byl výrazně obohacen chromem. Celkový průběh tvrdosti směrem od povrchu do jádra byl u optimálně zpracovaných vzorků posunut k vyšším hodnotám, ale pro některé aplikace by mohla být více zajímavá tvorba přechodové oblasti, a proto i vyšší optimální hodnoty proudů I_{EB} .

Zvýšením rychlosti posuvu v_s při EB přetavování se především do materiálu vnášelo více tahového napětí a stoupalo riziko popraskání zpracované vrstvy. Vychylovací módy s méně homogenní distribucí energie („6 bodů“ a „meandr“) bylo možné bez poškození vrstvy zpracovat pouze při rychlosti $v_s = 5$ mm·s⁻¹. V případě „pole“ byl vliv v_s kompenzován délkou obrazce SWY, jež byla pro konkrétní rychlosti optimalizována, a nebyly pozorovány žádné zásadní rozdíly tvrdostí. Vliv rychlosti posuvu v_s na změny tvrdosti byly tak studovány především na módu „linka“. Nicméně křivky závislosti tvrdosti na vzdálenosti od povrchu (Obr. 6.44) byly takřka totožné a hodnoty vždy pozvolna stoupaly s rostoucí hloubkou. Na základě zjištěných výsledků bylo možné konstatovat, že rychlost v_s neměla podstatný vliv na tvrdost přetaveného NiCrBSi.



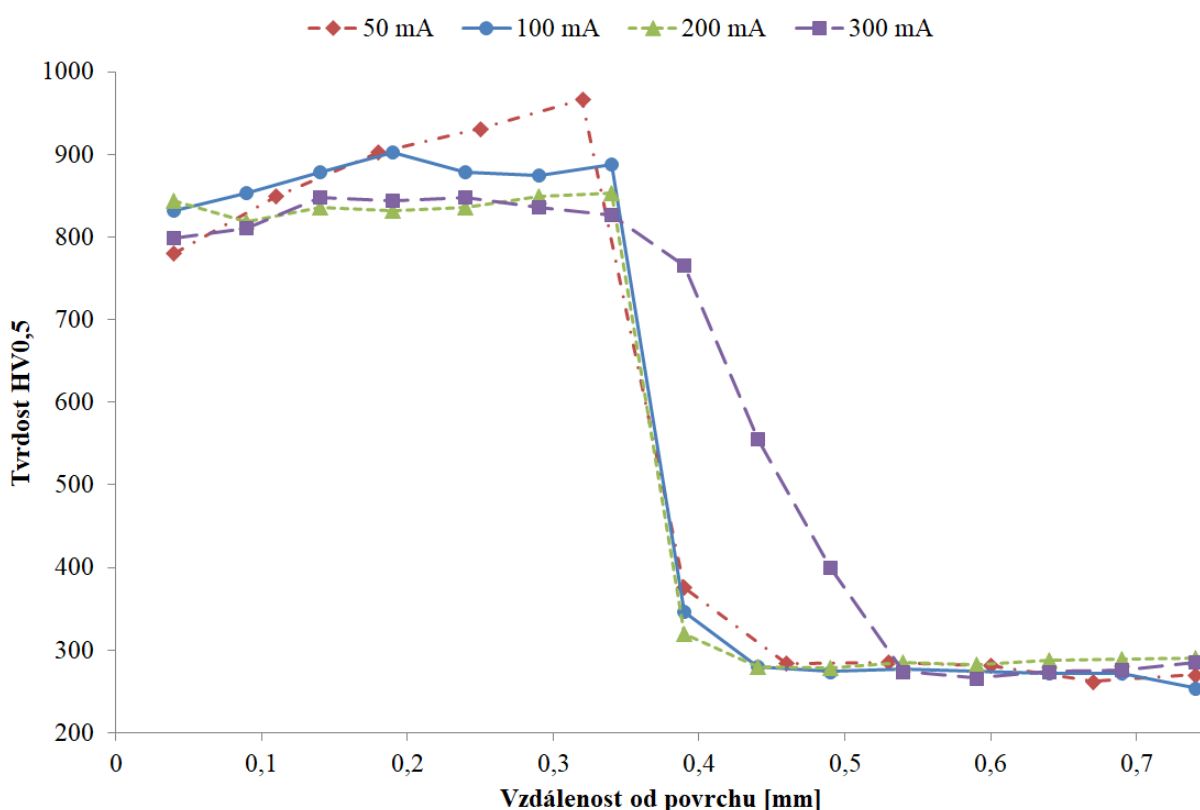
Obr. 6.43 Průběhy tvrdostí v závislosti na vzdálenosti od povrchu při přetavování různými I_{EB} . Optimální hodnota stanovena na $I_{EB} = 10$ mA. („linka“, $v_s = 10$ mm·s⁻¹)



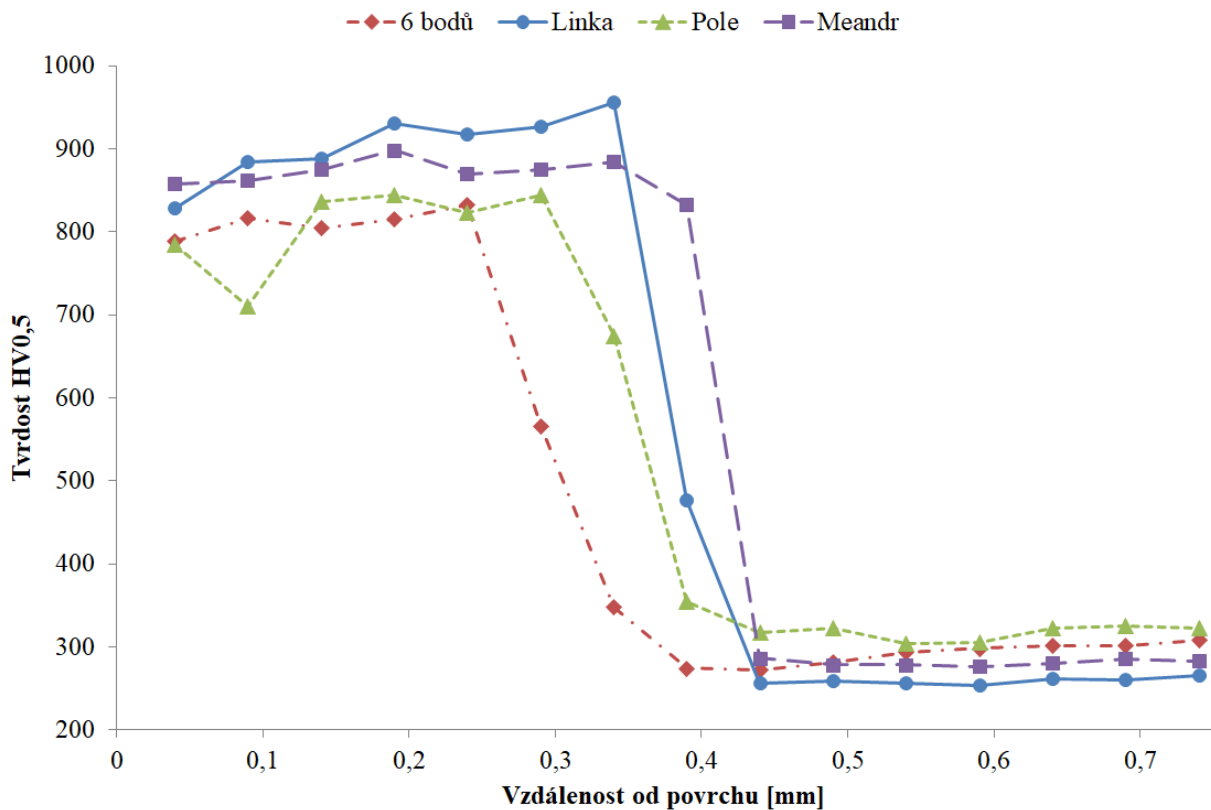
Obr. 6.44 Vliv v_s na průběh tvrdosti v přetavené vrstvě („linka“, Offset = 100 mA)

Rozostření svazku *Offset* zásadně ovlivňovalo výskyt trhlin v přetaveném nástřiku (Tab. 6.6) a pro dané rychlosti posuvu v_s vždy existovala jeho určitá minimální hranice, nad kterou bylo možné nástřik bez defektu zpracovat. Hraniční hodnota *Offset* byla odlišná pro každý mód i rychlost zpracování. Změna rozostření svazku měla rovněž dopad na tvrdost materiálu. Ze závislosti tvrdosti na vzdálenosti od povrchu při různých hodnotách *Offset* (Obr. 6.45) bylo patrné, že se zvyšující se měrou neostrosti celkově klesá tvrdost zpracované oblasti. Pro *Offset* = 50 mA byly stanoveny nejvyšší hodnoty tvrdostí, jež byly pravděpodobně pro přetavený stav materiálu mezní, neboť u některých vzorků byly pozorovány mikrotrhliny. Zvýšením rozostření docházelo pravděpodobně ke snížení intenzity ohřevu a zároveň prodloužení interakčního času EB s daným místem, což vedlo k mírnému snížení teploty zpracování, zpomalení procesu ochlazování a zhrubnutí precipitátů. Zpracování velice neostrým svazkem mělo na nástřik podobný vliv jako použití vysokého I_{EB} . Aby byl zpracován nástřik v celé tloušťce, nebylo možné potlačit vznik strukturní zóny „1“, která byla měkčí a způsobila pokles hodnot v okolí povrchu. V oblasti rozhraní byla umožněna difúze a přerozdělením prvků se vytvořila přechodová oblast zasahující do obou materiálů, v níž tvrdost plynule klesala.

Vychylovací módy použité pro přetavování nástřiků ovlivnily tvrdost zpracovaného materiálu (Obr. 6.46). Módem „linka“ a „meandr“ byly zhotoveny vrstvy o vysoké tvrdosti, která obvykle pozvolna stoupala směrem od povrchu, a poté na rozhraní skokově poklesla na hodnoty základního materiálu. Výjimky představovaly vzorky s vysokou měrou rozostření. Pro módy „pole“ a „6 bodů“ byly charakteristické nižší tvrdosti v okolí povrchu z důvodu přítomnosti strukturní zóny „1“ a vysokého podílu měkčího TR-Ni. Dále byl typický postupný pokles tvrdosti v difúzní přechodové oblasti.



Obr. 6.45 Vliv *Offset* na průběh tvrdosti v přetavené vrstvě („linka“; $v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$)

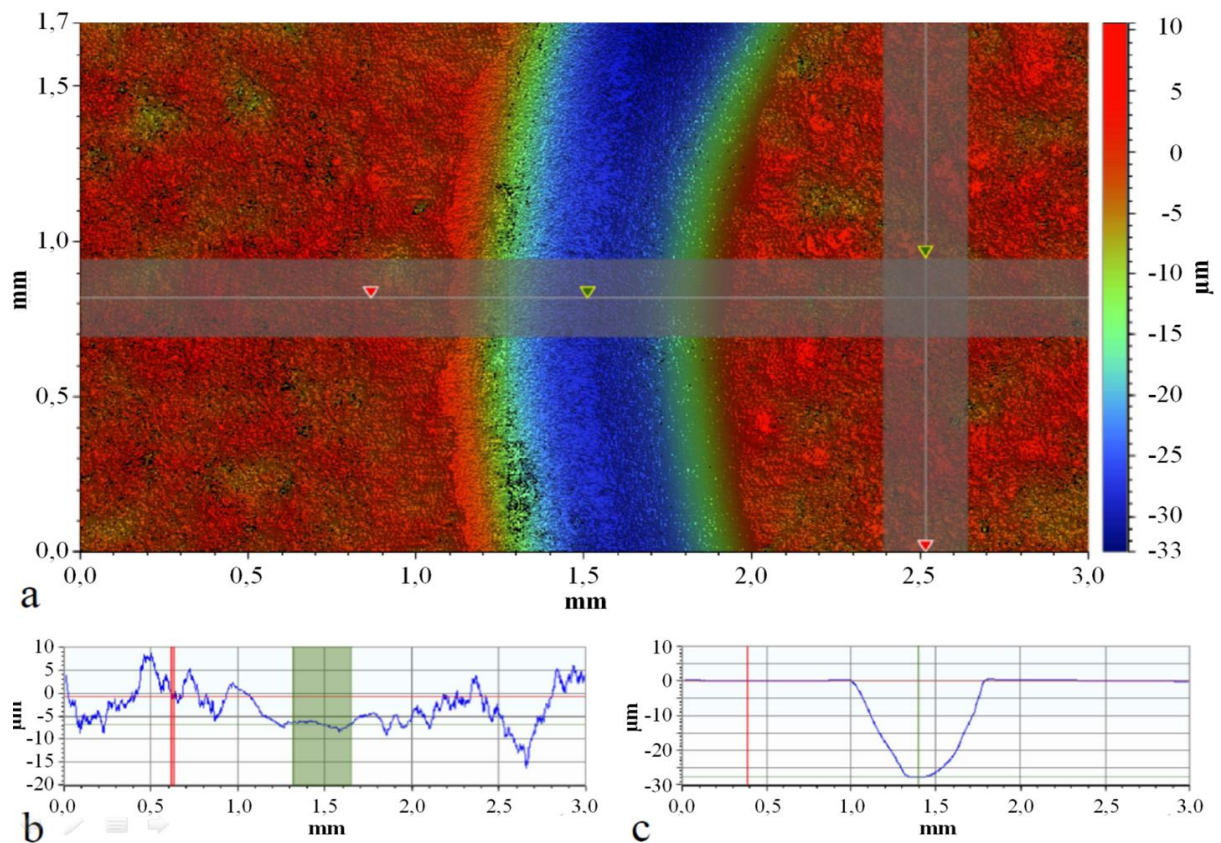


Obr. 6.46 Vliv vychylovacího módu při přetavování na průběh tvrdosti ($v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; $\text{Offset} = 100 \text{ mA}$)

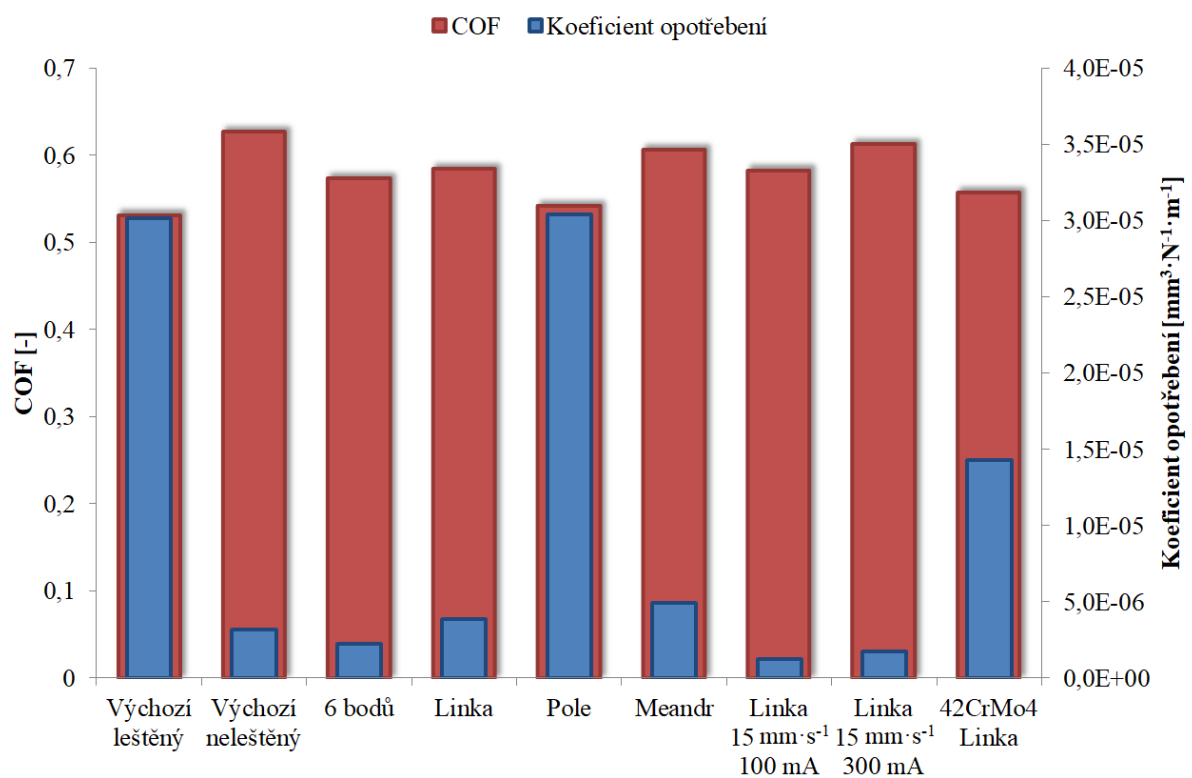
6.6 Odolnost proti opotřebení

Metoda pin-on-disc byla využita pro posouzení vlivu EB přetavení na odolnost nástřiku proti opotřebení. Pro možnost porovnání výsledků s laserovým zpracováním byly použity parametry testování shodné s literaturou [4]. Kvalita povrchu vzorků výchozího materiálu byla pro experimenty zvýšena leštěním na hodnotu $S_a = 0,016 \mu\text{m}$, protože výchozí drsnost $8,8 \mu\text{m}$ byla příliš vysoká a neumožňovala spolehlivé vyhodnocení (Obr. 6.47). Vzorky zpracované pomocí EB byly testovány bez dodatečné úpravy kvality povrchu.

Po zkoušce opotřebení byly vždy dobře patrné ovlivněné oblasti (Obr. 6.47), ale přesnost odečtu míry opotřebení značně závisela na kvalitě povrchu daného vzorku. Na základě hloubky opotřebované stopy byly stanoveny koeficienty opotřebení (podíl objemu opotřebovaného materiálu a součinu zátěžné síly s ujetou vzdáleností) – Obr. 6.48. Nejvyšší opotřebení bylo pozorováno u výchozího materiálu s vyleštěným povrchem, přičemž koeficient opotřebení byl stanoven přibližně o $2 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ nižší než v případě práce [4]. Opotřebení neleštěného výchozího vzorku bylo ještě nižší a pohybovalo se na úrovni přetavených vrstev, ale se jednalo pouze orientační a nepřesnou hodnotu z důvodu špatné kvality povrchu.



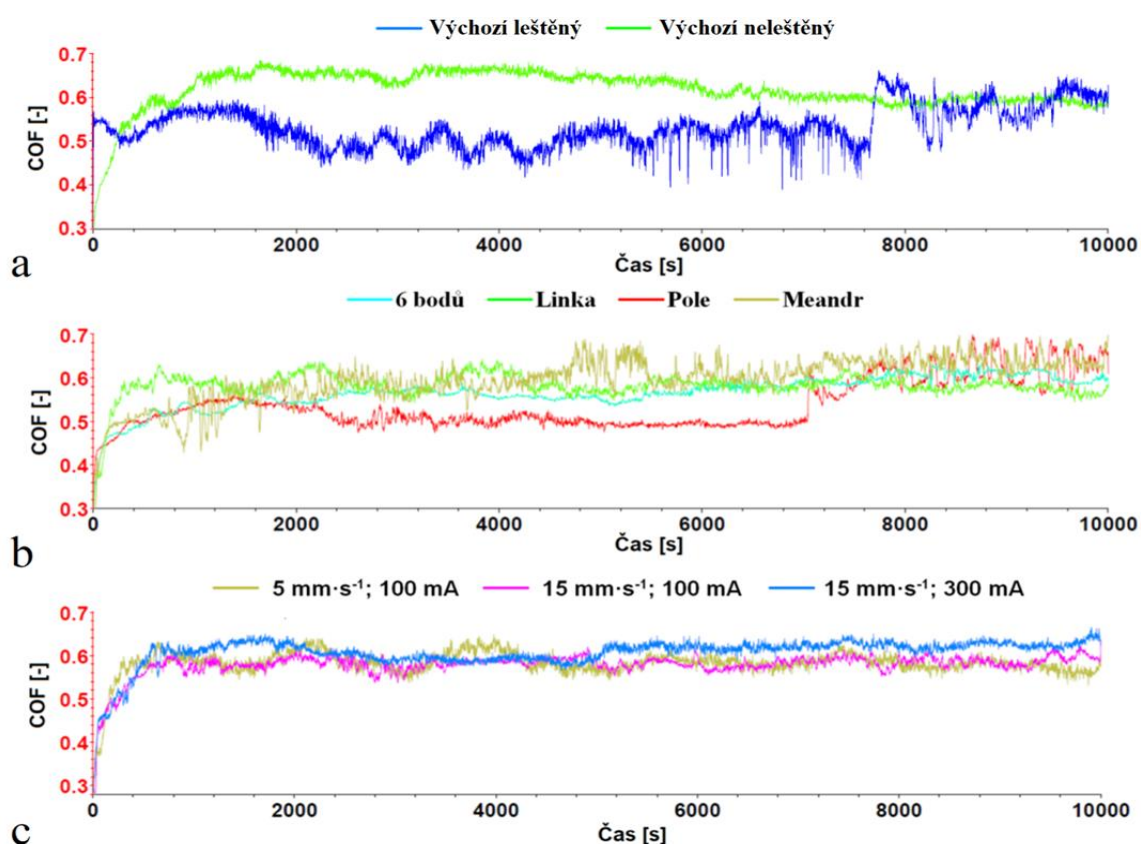
Obr. 6.47 (a) Topografie povrchu po testu opotřebení („pole“; $v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; $\text{Offset} = 100 \text{ mA}$);
 Analýza opotřebení výchozího materiálu (b) v původním a (c) ve vyleštěném stavu



Obr. 6.48 Koefficienty opotřebení a průměrné koeficienty tření COF (EB zpracování pokud není uvedeno: $v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; $\text{Offset} = 100 \text{ mA}$). Vzorek 42CrMo4 byla EB kalená ocel bez nástřiku.

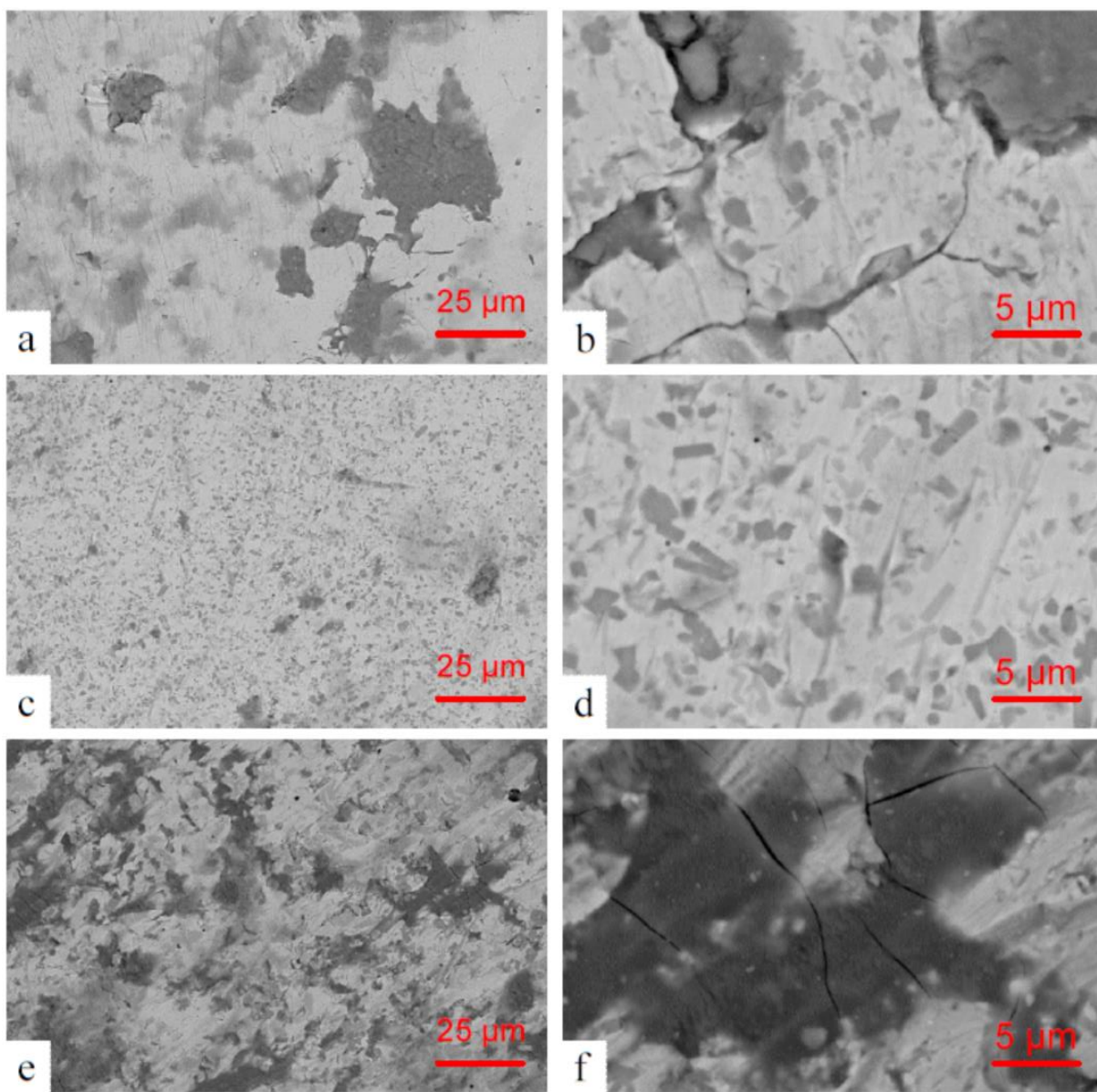
Pozitivní vliv přetavení nástřiku pomocí elektronového svazku na odolnost materiálu proti opotřebení se potvrdil. Hodnoty koeficientu opotřebení byly u přetavených vzorků podobné a vycházely přibližně o jeden řád nižší než u výchozího materiálu (Obr. 6.48). Výjimku představoval vzorek zhotovený módem „pole“, kde se odolnost proti opotřebení přetavením takřka nezměnila. Vlivy rychlosti posuvu v_s a míry neostrosti *Offset* byly rovněž studovány, ale jejich změna se na výsledcích zásadně neprojevila a hodnoty byly srovnatelné s ostatními přetavenými vzorky.

Během zkoušení odolnosti materiálu vůči opotřebení byl rovněž sledován koeficient tření COF. Rozdíly mezi průměrnými hodnotami (Obr. 6.48) napříč vzorky byly minimální a byly velice podobné hodnotám stanoveným ve [4]. Nicméně nejnižší průměrné hodnoty COF byly stanoveny u výchozího materiálu s vyleštěným povrchem a „pole“, ale zároveň zde byly pozorovány nejvyšší rozptyly hodnot. Výrazné kolísání COF v závislosti na čase bylo typické pro výchozí vyleštěný materiál (Obr. 6.49) a odlišoval se tím od většiny vzorků. Podobné chování bylo ještě detekováno u vzorků zpracovaných módem „pole“, kde jej ale bylo možné pozorovat jen po určitou část testu. V prvním stádiu byl průběh podobný s ostatními přetavenými vzorky a koeficient tření přibližně konstantní, i když hodnoty byly mírně nižší než u zbývajících módů. Přibližně po 7000 sekundách došlo k nárůstu COF a hodnoty poté byly již značně rozkolísané. Chování koeficientu tření u výchozího materiálu bez dodatečné úpravy povrchu se od leštěného lišilo a svou stabilitou spíše odpovídalo většině vzorků. Vyšší počáteční hodnoty COF neleštěného nástřiku byly pravděpodobně způsobeny horší kvalitou povrchu, čemuž i napovídá pomalý pokles hodnoty v průběhu opotřebení. Rozdíly v průbězích COF u zbývajících vzorků přetavených různými parametry závisely spíše více na použitém vychylovacím módu než na rychlosti posuvu v_s či míře rozostření *Offset*.



Obr. 6.49 Závislost koeficientu tření na čase při testu pin-on-disc pro (a) výchozí materiál, (b) přetavené vzorky různými módy ($v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; *Offset* = 100 mA) a (c) přetavené módem „linka“ za odlišných podmínek

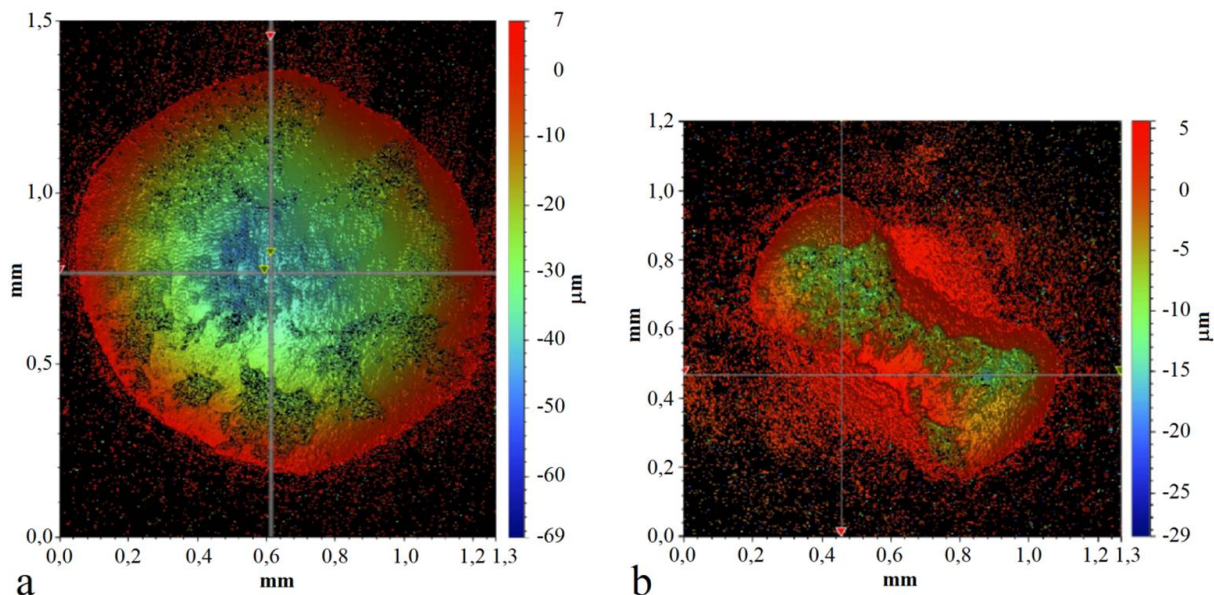
Na základě zjištěných koeficientů opotřebení a koeficientů tření bylo možné předpokládat, že v případě vyleštěného výchozího materiálu a nástřiku zpracovaného módem „pole“ docházelo k opotřebení shodným mechanismem. Z pozorování opotřebovaných ploch pomocí elektronového mikroskopu byly ale patrné mírné odlišnosti. U výchozího stavu nejslabším místem byly hranice jednotlivých nástřikovaných zrn, které byly snadno narušeny, a poté docházelo k vylamování celých zrn (Obr. 6.50). Tento mechanismus korespondoval se závěry uváděnými v literatuře (kapitola 5.1.2). Vzorek „pole“ byl především narušen abrazivním opotřebováním. Z fázové analýzy vyplynulo, že struktura byla tvořena především měkkým TR-Ni a obsah tvrdých fází byl oproti zbývajícím módům nízký. Na měkkém povrchu poté tvrdá kulička z oxidu hlinitého způsobila výrazné abrazivní opotřebování (Obr. 6.50).



Obr. 6.50 Povrch po testu opotřebení pin-on-disc u (a) (b) výchozího materiálu, (c) (d) „pole“ a část (f) „linka“ ($v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; *Offset* = 100 mA) (BSE)

Hlavní mechanismus opotřebení u zbývajících vzorků představovala pravděpodobně tribooxidace, kdy se na povrchu vytvořila vrstva oxidů, jež pod zatížením popraskala. Dále pak docházelo k uvolňování tvrdých částic, které podporovaly k mikroabrazi.

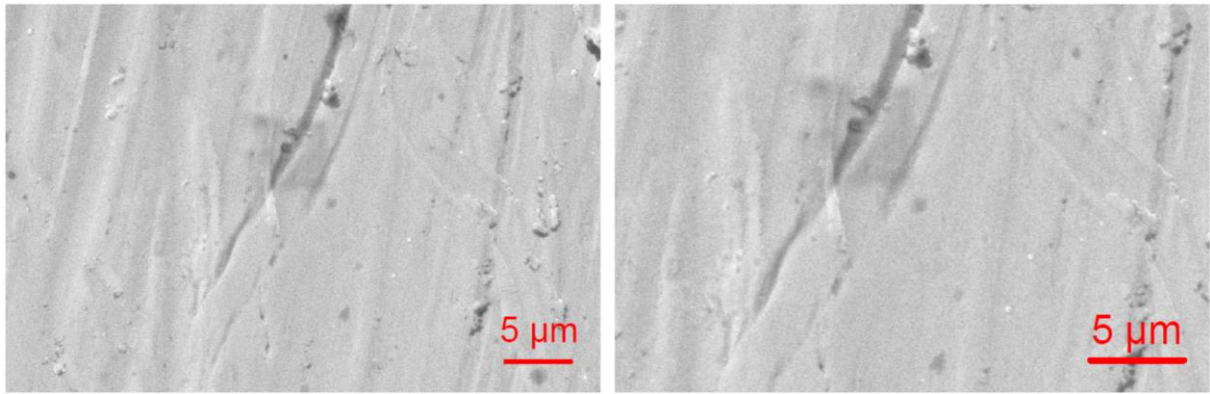
Popraskané oxidické vrstvy byly u všech vzorků dobře detekovatelné (Obr. 6.50). Hrubá struktura obvykle napomáhá zvýšit odolnost proti opotřebení, ale v případě pole se neprojevila, neboť větší roli sehrál nižší podíl tvrdých fází. Odlišný způsob opotřebení u výchozího stavu a vzorku přetaveného módem „pole“ se také projevil i specifickým poškozením testovací kuličky, které se lišilo od zbývajících vzorků (Obr. 6.51).



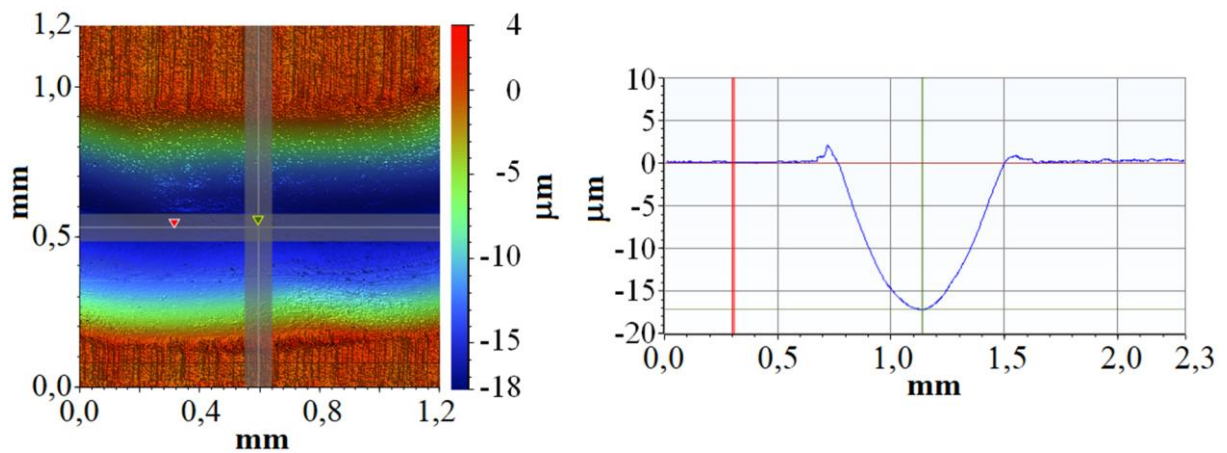
Obr. 6.51 Opotřebení kuličky po testu pin-on-disc u vzorků přetavených vychylovacími módy (a) „linka“ a (b) „pole“ ($v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; $Offset = 100 \text{ mA}$)

V práci [4] byl porovnáván vliv různých technologií přetavení nástřiku NiCrBSi a bylo zjištěno, že rozdíly mezi jednotlivými technologiemi z hlediska odolnosti proti opotřebení vycházejí pouze minimálně. Nejnižší koeficient opotřebení byl stanoven u vzorků zpracovaných laserem a při porovnání výsledků po přetavení elektronovým svazkem se ukázalo, že ve většině případů bylo dosaženo nepatrně lepších výsledků.

Vedle NiCrBSi byla rovněž testována odolnost proti opotřebení oceli 42CrMo4, která byla bez nástřiku a pouze povrchově zakalena elektronovým svazkem optimalizovanými parametry za podmínek nejbližších pro EB přetavování – „linka;“ $v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ a $Offset = 100 \text{ mA}$. V závislosti na změně COF v průběhu testování bylo možné konstatovat, že opotřebení probíhalo rovnoměrně a nebyly pozorovány žádné změny. Průměrná hodnota koeficientu tření byla podobná jako v případě nástřiků (Obr. 6.48). Koeficient opotřebení byl stanoven přibližně poloviční ve srovnání s výchozím stavem nástřiku NiCrBSi (Obr. 6.48), ale většina přetavených vzorků nástřiků vycházela jako odolnější než zakalená ocel 42CrMo4. Mechanismus opotřebení oceli bylo dle očekávání rýhování tvrdou testovací kuličkou z Al_2O_3 (Obr. 6.52), o čemž i svědčila topologie opotřebeného povrchu, neboť na okrajích stop byla zřetelná zplastizovaná oblast (Obr. 6.53). Při mírně zvýšené teplotě prostředí by došlo k popuštění zakalené oceli a na rozdíl od nástřiku NiCrBSi by pravděpodobně došlo i ke zhoršení odolnosti proti opotřebení.



Obr. 6.52 Opatřebení povrchu po testu pin-on-disc na vzorku z EB kalené oceli (SE)



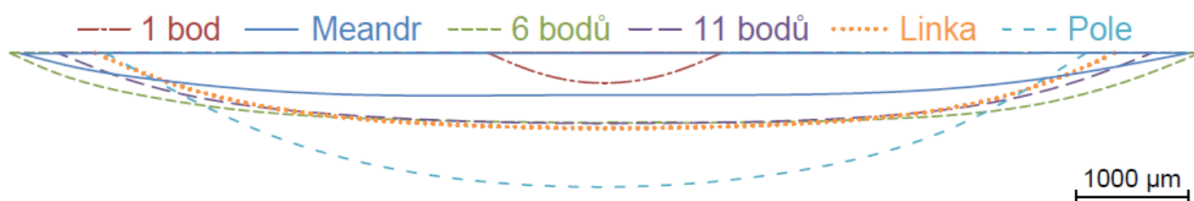
Obr. 6.53 Topografie povrchu a analýza opotřebení EB kalené oceli 42CrMo4 („linka;“ $v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; *Offset* = 100 mA)

6.7 Geometrie stop

6.7.1 Zpracování v pevné fázi

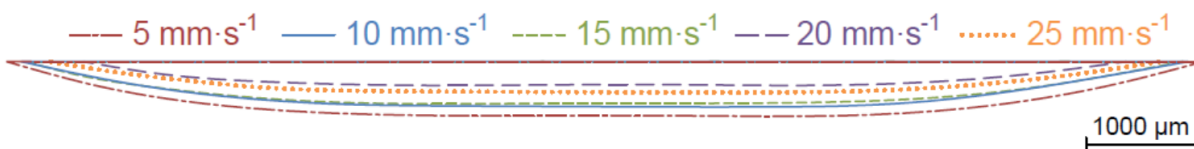
Na metalografických výbrusech v kolmém směru na v_s byly studovány profily zakalených stop. Tloušťky vrstev odpovídaly hloubkám zakalení, které jsou diskutovány v kapitole 6.3.1. Ačkoliv šíře skenovacího obrazce byla vždy nastavena $\text{SWX} = 10 \text{ mm}$ (vyjma „1 bod“), tak zpracováním vznikly stopy o mírně odlišné velikosti (Obr. 6.54). Při všech variacích parametrů vycházela nejširší oblast u módu „6 bodů“. S rostoucím počtem předepsaných pozic („6 bodů“ a „11 bodů“) se stopy zužovaly a nejnižší hodnota byla vedle „1 bodu“ pozorována u „pole“. Důvodem byla pravděpodobně odlišná distribuce energie. U „6 bodů“ připadala na okrajovou pozici $\frac{1}{6}$ z celkového výkonu, zatímco u „11 bodů“ šlo už jen o $\frac{1}{11}$. Pokud by byl v obou případech doručován stejný výkon, na hranu stopy by u „6 bodů“ bylo doručeno o 45% více energie a dostatečný teplotní gradient by se vytvořil i ve větší vzdálenosti. K rozšíření stopy u „6 bodů“ dále pak přispěla i skutečnost, že pro nižší počet skenovaných poloh byl stanoven mírně vyšší optimální proud I_{EB} pro EBH. Šíře stopy u „meandru“ se obvykle nacházela mezi módy „6 bodů“ a „11 bodů“. Princip vychylování

této techniky se odlišoval od zbývajících, proto ani výsledky vždy plně nekorelovaly s trendy, které byly získány u jiných módů.

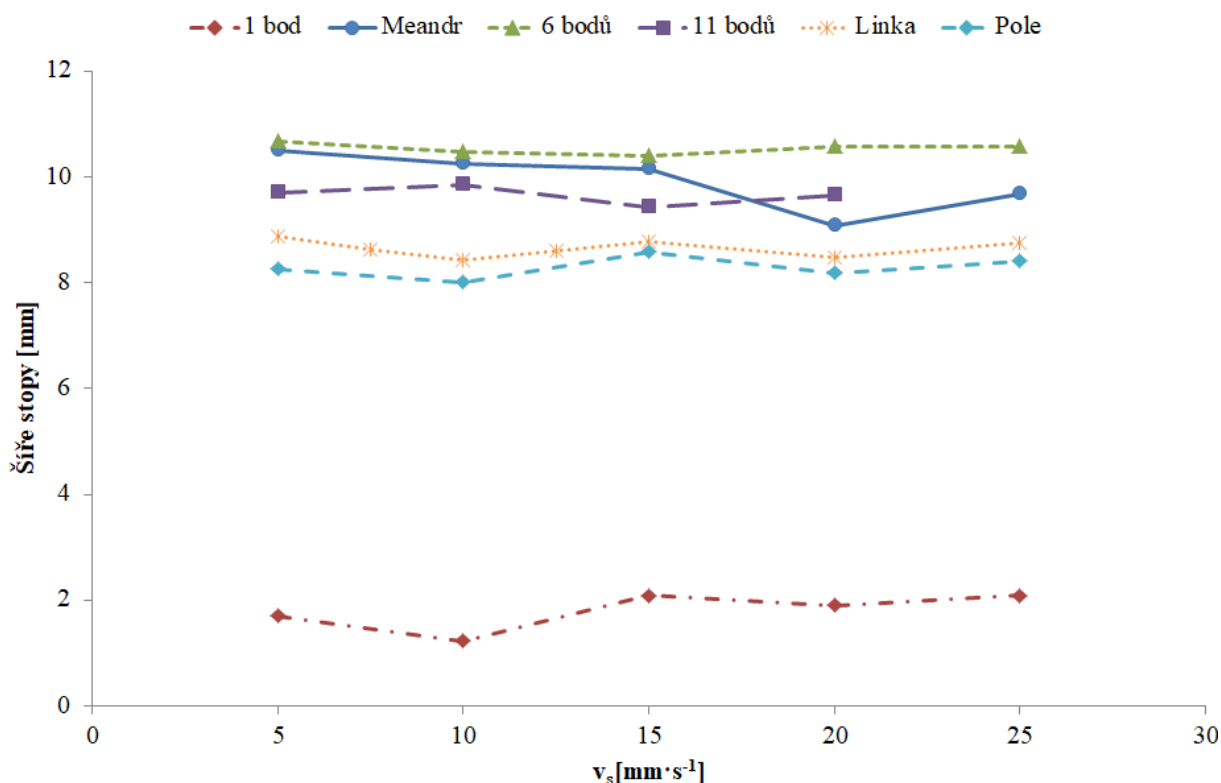


Obr. 6.54 Porovnání profilů zakalených stop různými módy ($v_s = 15 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$; *Offset* = 100 mA)

Výrazná závislost šíře zakalené stopy na rychlosti v_s nebyla pozorována (Obr. 6.55) a mírné odchylky byly spíše způsobeny nepřesnostmi měření (Obr. 6.56). Lze tedy předpokládat, že změnou rychlosti posuvu docházelo k ovlivnění distribuce energie pouze ve směru rovnoběžném s v_s , což se projevilo na hloubce zakalení (kapitola 6.3.1), ale kolmý směr patrně zůstal neovlivněn.



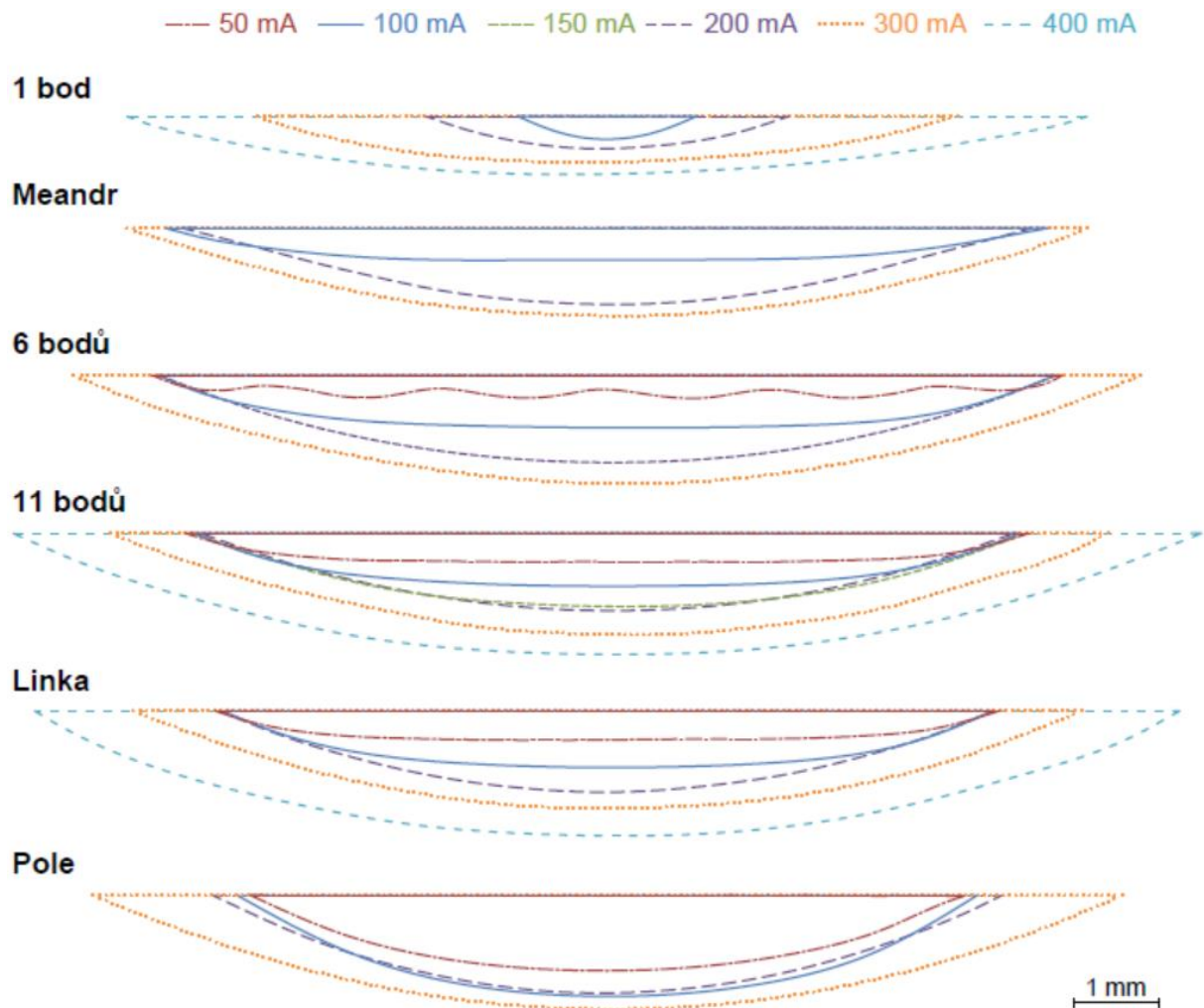
Obr. 6.55 Profil stop zhotovených „meandrem“ při různých rychlostech v_s (*Offset* = 100 mA)



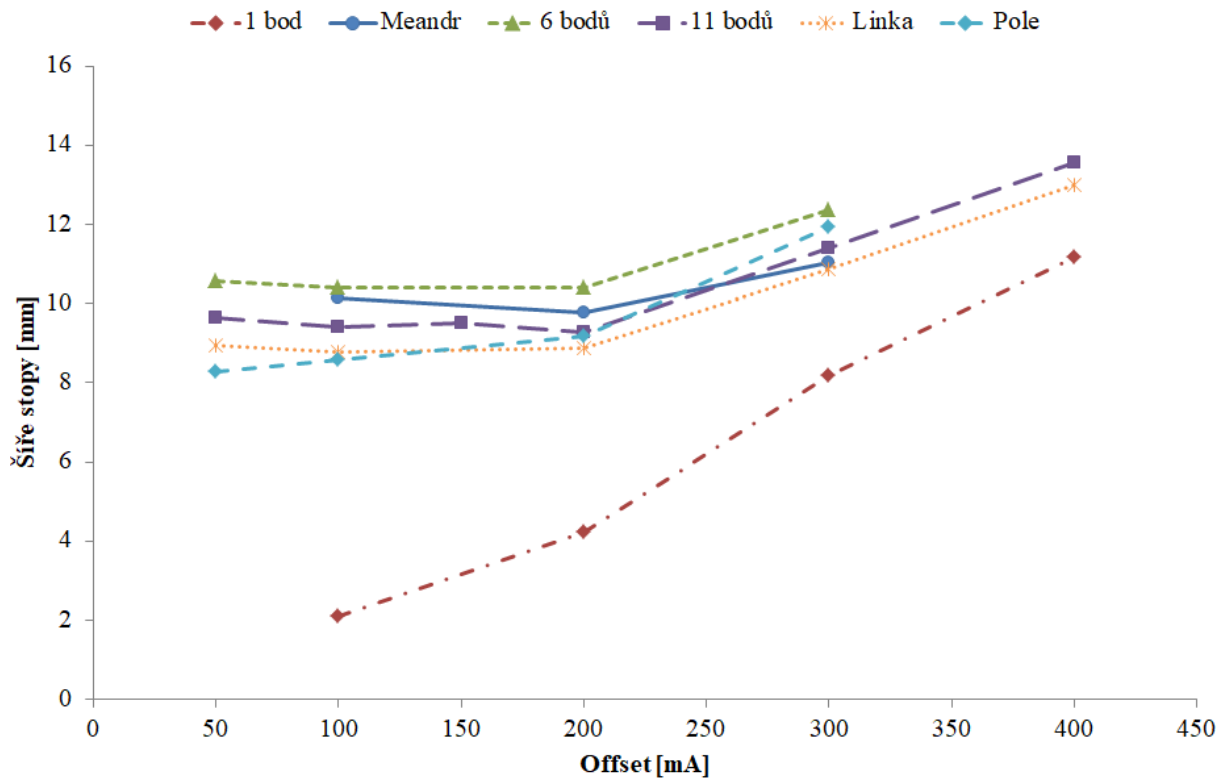
Obr. 6.56 Závislost šíře zakalených stop na rychlosti posuvu v_s (*Offset* = 100 mA)

Míra rozostření *Offset* do značné míry ovlivňovala šíři stop (Obr. 6.57). Při bližší analýze naměřených hodnot byla u módu „1 bod“ sledována téměř lineární odezva (Obr. 6.58), stejně

jako v případě hloubky zakalení (Obr. 6.22). U zbývajících módů při nižších hodnotách *Offset* byly měřeny přibližně konstantní šíře stop, ale při větším rozostření docházelo k jejich rozšiřování (Obr. 6.22). Tento jev pravděpodobně nastal v důsledku zvětšení interakční plochy při rozostření, díky čemuž došlo i k celkovému rozšíření zpracovávané oblasti. Intenzita energie v rozostřeném obrazci odpovídá Gaussovu rozdělení. Při nižší hodnotě *Offset* se tak pravděpodobně vytvořil dostatečný teplotní gradient pro kalení pouze v blízkosti nejzazší předepsané pozice. V rámci testovaných hodnot bylo možné označit *Offset* = 200 mA za mezní případ, kdy byla šíře stopy ještě konstantní. Táž hodnota byla hraniční u závislosti hloubky zakalení na *Offsetu*, od které výše již nebyly rozdíly mezi jednotlivými módy příliš výrazné (Obr. 6.22).

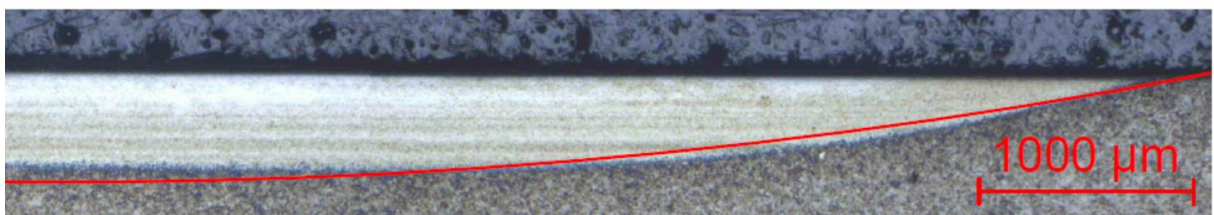


Obr. 6.57 Profily zakalených stop danými módy při různých hodnotách *Offset* ($v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$)



Obr. 6.58 Závislost šíře zakalených stop na míře rozostření Offset ($v_s = 100 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$)

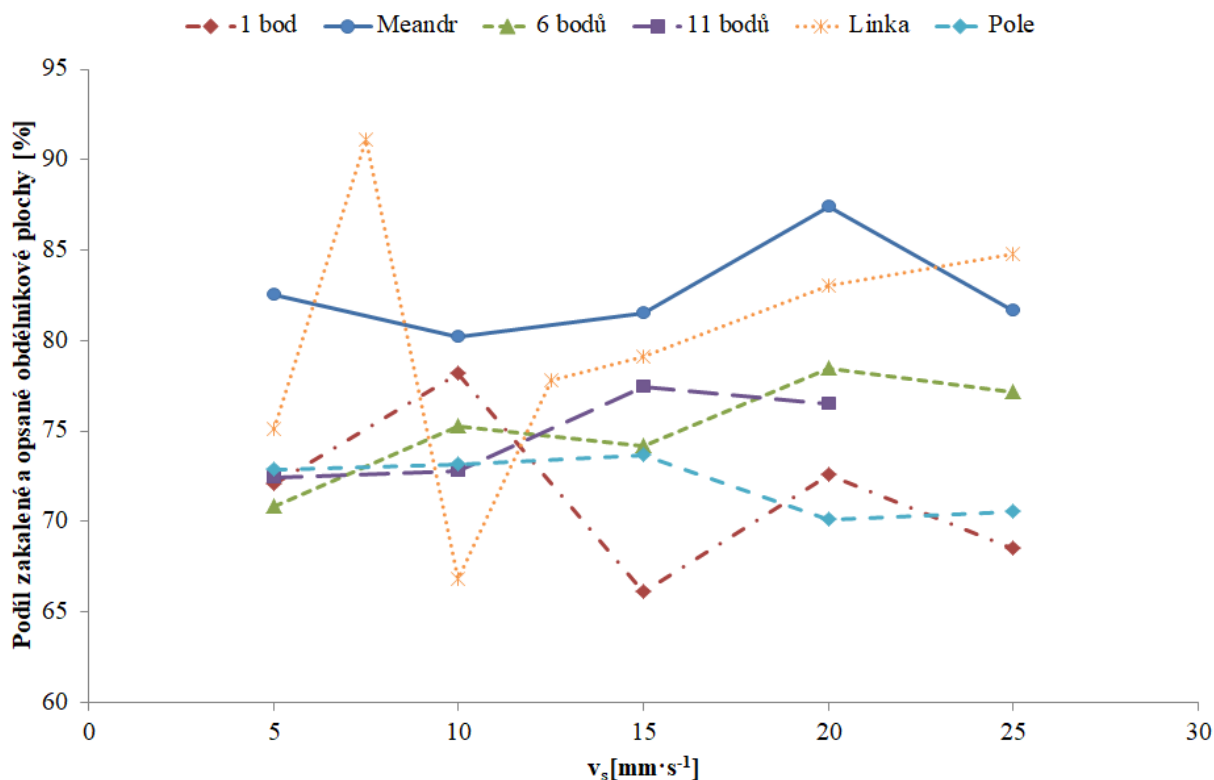
Tvary profilů zakalených stop by bylo v případě „meandr“, „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“ patrně možné popisovat a porovnávat pouze na základě hloubky zakalení a šíře. Při pozorování zakalené oblasti módy „1 bod“ a „pole“ bylo ale patrné výrazné zakřivení. Tvar ploch se v některých případech výrazně podobal kruhovému úsečí, proto byly na základě šíře a hloubky stop spočítány odpovídající poloměry opsaných kružnic. V grafickém porovnání se bohužel ale ukázalo, že ve většině případů byla pouze malá shoda vypočítané kružnice a skutečného tvaru rozhraní (Obr. 6.59). Pokusy o proložení dalšími typy křivek, jako např. elipsa, bylo značně subjektivní a výsledky neměly patřičnou vypovídající hodnotu.



Obr. 6.59 Opsání profilu stopy pomocí kruhové úseče („meandr“, $v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; Offset = 100 mA)

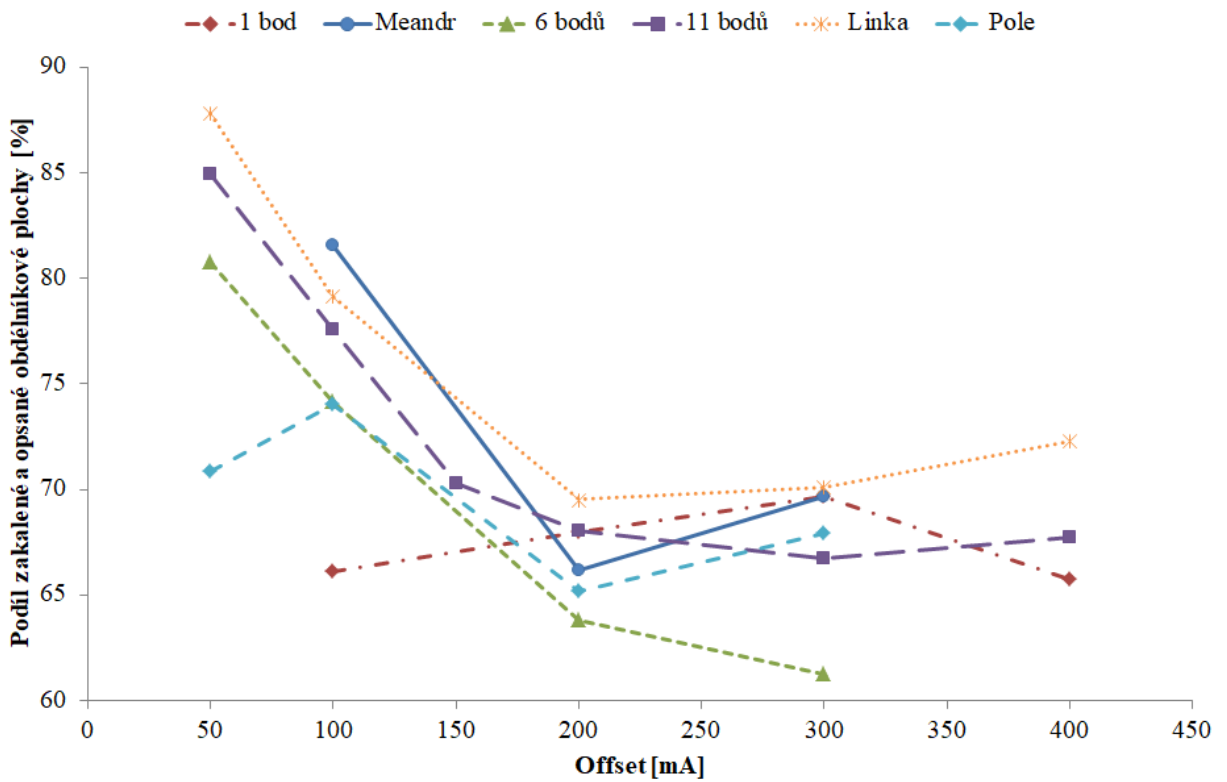
Pro popis míry zakřivení se nejvíce osvědčil podíl plochy zakalené oblasti a opsaného obdélníku, jenž byl definován šíří a hloubkou stopy. V případě profilů přibližně rovnoběžných s povrchem byly získány vyšší hodnoty, nežli u ploch s vyšší měrou zakřivení. U stop módy „meandr“, „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“ byl sledován pokles míry zakřivení se stoupající rychlostí posuvu v_s , zatímco „pole“ a „1 bod“ byly přibližně konstantní (Obr. 6.60). S rostoucí mírou neostrosti Offset u všech módy dochází k poklesu poměru ploch (Obr. 6.61). Pozorované změny zakřivení profilů značně korelovaly s hloubkami zakalených stop

a při posouzení vzájemné závislosti (Obr. 6.62) bylo patrné, že míra zakřivení závisí hlavně na hloubce zakalení a vychylovací mód ji žádným zásadním způsobem neovlivňuje. Nižší hodnoty poměru ploch vycházely pouze u „1 bodu“, což bylo asi v důsledku užších stop.

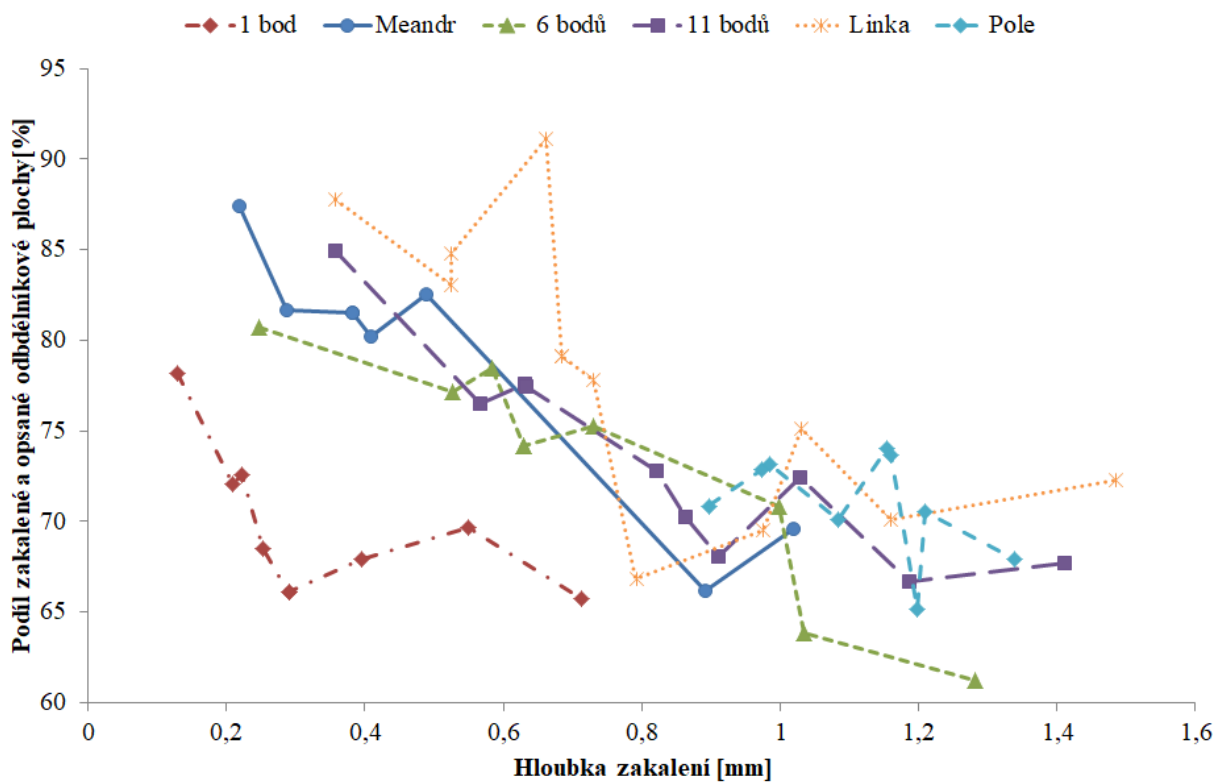


Obr. 6.60 Závislost podílu zakalených a jim opsaných obdélníkových ploch na rychlosti v_s (*Offset* = 100 mA)

Snížením skenovací frekvence FRQ došlo k mírnému rozšíření zakalené oblasti a snížení hloubky zakalení (kapitola 6.3). U natavených vzorků došlo rovněž k mírnému rozšíření natavené oblasti a tím i větší deformaci povrchu. Výrazné natavení neovlivňovalo výsledný příčný profil stopy, ale výrazně narušovalo rovinnost povrchu v důsledku kohezních a adhezních sil působících na taveninu (Obr. 6.9a-c).



Obr. 6.61 Podíl zakalených a jim opsaných obdélníkových ploch v závislosti na míře rozostření $Offset$ ($v_s = 15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$)

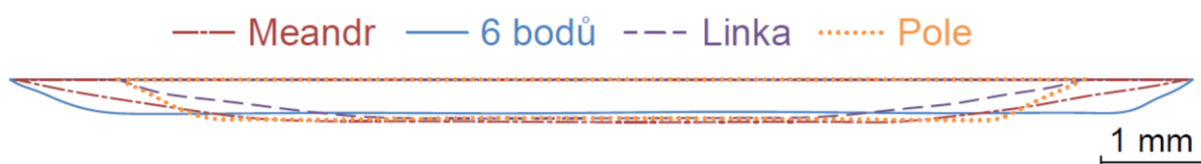


Obr. 6.62 Závislost podílu zakalených a jim opsaných obdélníkových ploch na hloubce zakalení

6.7.2 Zpracování v kapalně fázi

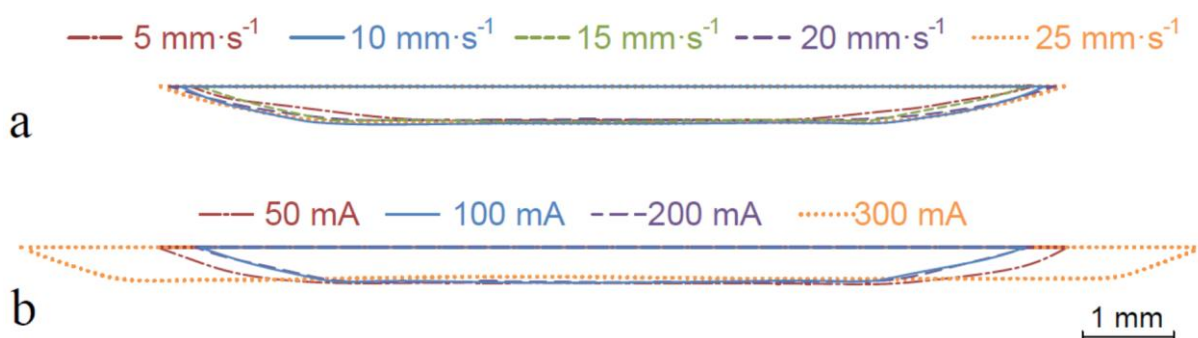
Pro studium vlivu parametrů elektronového svazku na vlastnosti přetavené vrstvy byl použit nástřík NiCrBSi, který vyžadoval předehřev na relativně vysokou teplotu. V důsledku předehřevu po přetavení povrchu vzorků nedocházelo k zakalení základního materiálu z oceli 42CrMo4 a nebylo možné sledovat ovlivněnou oblast. Analýzy geometrií stop vytvořených při zpracování s výskytem kapalně fáze se proto soustředily pouze na oblast nástříku. Díky optimalizaci proudu I_{EB} byla vždy zpracována celá tloušťka vrstvy NiCrBSi, a proto hranici uvnitř přetavené stopy definovalo hlavně rozraní se základním materiálem.

Při studiu profilů jednotlivých stop bylo patrné, stejně jako u zpracování v pevně fázi, se jejich šíře mírně liší v závislosti na použitém vychylovacím módu EB (Obr. 6.63), i když byla nastavena shodná velikost. Nejširší stopy byly zhotoveny pomocí „meandru“ a „6 bodů“, zatímco „linka“ a „pole“ vedly k nejužším stopám. K tomuto efektu dochází stejně jako při zpracování v tuhé fázi v důsledku odlišné distribuce energie, kdy byl výkon EB svazku dělen do více definovaných pozic a do okrajových oblastí tak připadá poněkud méně energie.



Obr. 6.63 Profily přetavených stop pomocí různých módů ($v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$; $Offset = 100 \text{ mA}$)

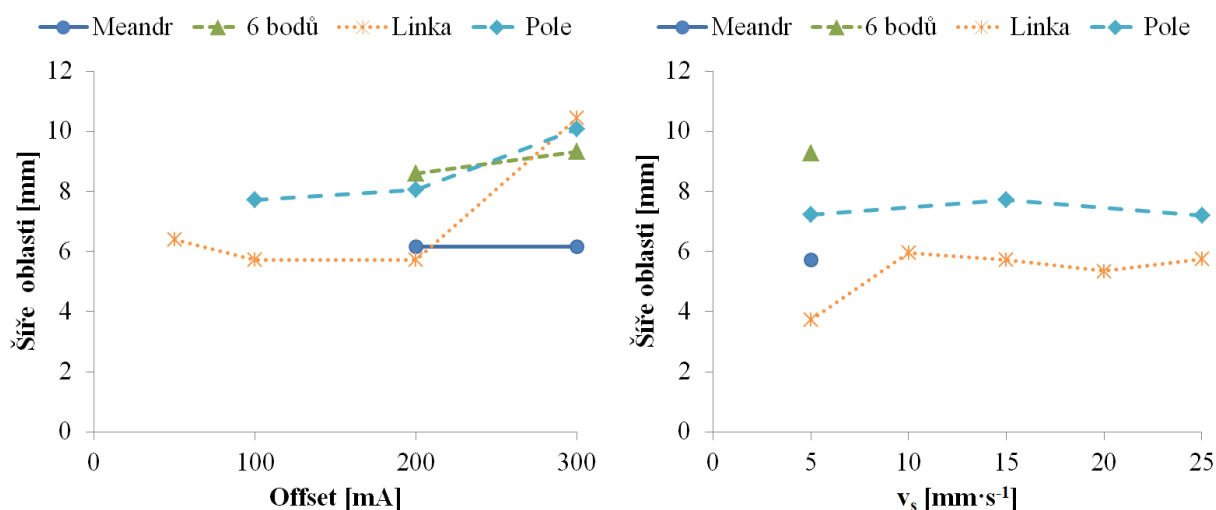
Změna rychlosti posuvu v_s se na výsledné šíři stop téměř neprojevila a mírné odchylky byly spíše způsobeny nepřesností měření (Obr. 6.64a). K ovlivnění distribuce energie pravděpodobně docházelo pouze ve směru rovnoběžném s v_s . Vedle toho změna $Offset$ měla dopad na šíři stop (Obr. 6.64b). Téměř ostrým svazkem, kdy byla dodávána energie v ostře ohraničené oblasti bez výrazného poklesu intenzity v okrajových částech, byl zpracován materiál v šíři, která přibližně odpovídala zadané hodnotě $SWX = 10 \text{ mm}$. Rozostřením svazku poté došlo k mírnému rozšíření obrazce, ale intenzita energie tím v okrajových částech poklesla natolik, že došlo k natažení pouze užších stop. Dalším zvyšováním $Offset$ ale již docházelo k očekávanému k rozšíření natažené oblasti.



Obr. 6.64 Porovnání profilů přetavených stop módem „linka“ při různých hodnotách (a) rychlosti v_s ($Offset = 100 \text{ mA}$) a (b) rozostření $Offset$ ($v_s = 5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$)

Šíře oblasti, ve které byl materiál přetaven v celé nanesené tloušťce (Obr. 6.65), je z aplikačního hlediska u přetavených vrstev nejdůležitějším prvkem geometrie stopy. Z výsledků bylo patrné, že hodnoty $Offset$ i v_s měly na uvedený rozměr zanedbatelný vliv a pouze ovlivňovaly okrajové části stopy. Výjimku představovalo vysoké rozostření, kdy

rovněž jako u zpracování v pevné fázi docházelo ke stírání rozdílů mezi danými módy. Geometrie přetavených stop byla především ovlivněna zvoleným módem vychylování EB. Nejlepší výsledky byly pozorovány u „6 bodů“, kdy byly stanoveny nejvyšší jak uvedené šíře tak i šíře stopy na povrchu vzorku. Naopak u „linky“ byly stanoveny oba rozměry nejnižší. Módem „pole“ byla přetavena sice užší stopa, ale její šíře se výrazně neměnila s rostoucí vzdáleností od povrchu. Opačný případ bylo možné pozorovat u „meandru“. Důvodem pro uvedené chování byla různá distribuce energie v důsledku odlišného vychylování EB. Rozhraní mezi přetaveným a nezpracovaným materiálem v oblastech, které nebyly přetaveny v celé šíři, bylo charakteristicky zakřivené pro dané módy a změna parametrů jej výrazně neovlivňovala.



Obr. 6.65 Šíře oblastí přetavených v celé tloušťce nástřiku pro různé módy, *Offset* a *v_s*

6.8 Energetická analýza

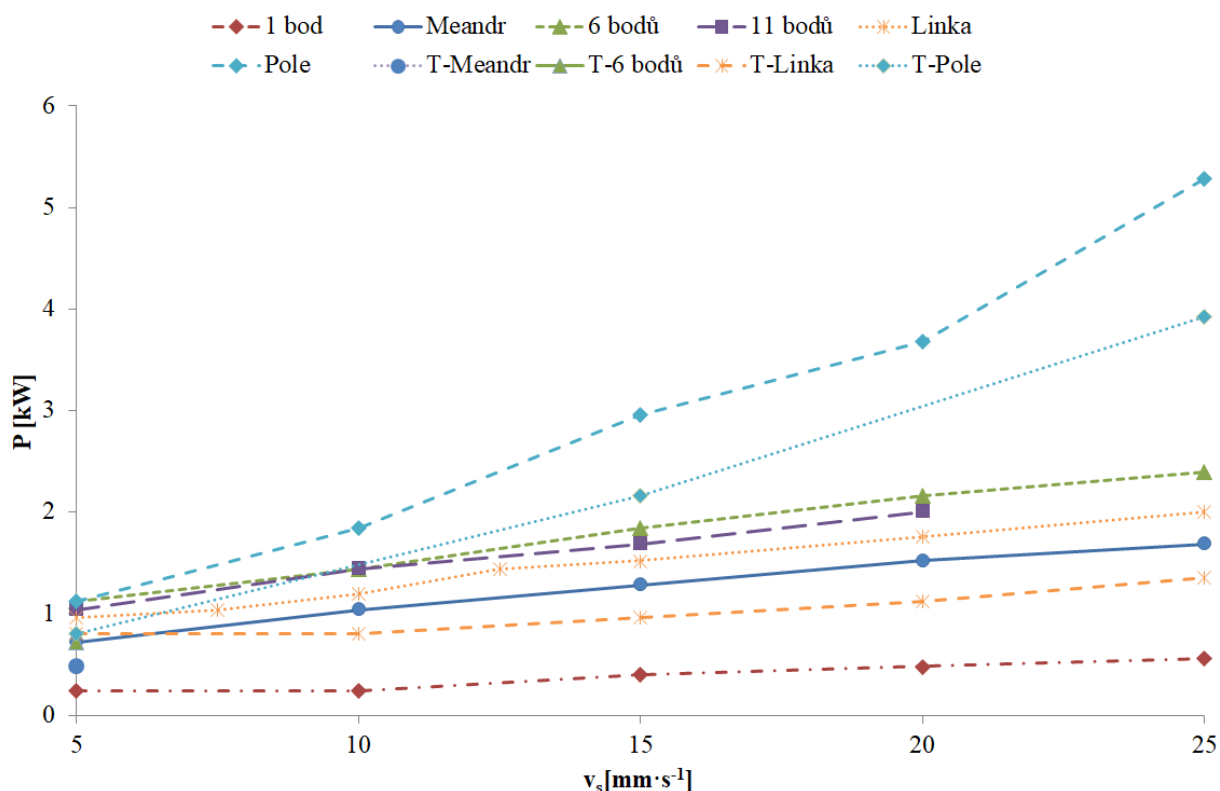
Velmi důležitým parametrem při EB zpracování představuje výkon svazku P , který zajistí, že v materiálu proběhnou požadované přeměny. Optimální výkon P byl určen pro vzorky zpracované v pevné fázi jako nejvyšší hodnota, kdy ještě nedochází k natavení povrchu. Při zpracování v kapalně fázi (výsledky s označením „T-“) bylo zapotřebí přetavit nástřik v celé tloušťce a optimum bylo stanoveno jako nejvyšší hodnota, kdy se ve struktuře nevyskytovala zóna „1“ s hrubou dendritickou strukturou. Ze vzájemného porovnání (Obr. 6.66 a Obr. 6.67) vyplynulo, že při přetavování byl aplikován nižší výkon než při EBH, což souviselo především s nižším teplotním rozdílem po použití předehřevu na teplotu 500 °C. Dalším důvodem patrně byla nižší tepelná vodivost NiCrBSi ($10,6 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ při 500 °C [119]), která byla vlivem porozity patrně ještě o něco nižší, ve srovnání s ocelí 42CrMo4 ($36,9 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ při 500 °C [120]).

U většiny módů byla pozorována lineární závislost hodnot výkonu P na rychlosti posuvu v_s (Obr. 6.66) až na výjimku „pole“, kde trend lépe odpovídal kvadratické regresi, o čemž svědčily i vyšší hodnoty koeficientů korelace (Tab. 6.14). Důvodem patrně byla kompenzace změny dvou vzájemně provázaných proměnných – rychlosti v_s a délky obrazce SWY, která byla upravována, aby při zvolené rychlosti zpracování byla dosažena patřičně dlouhá výdrž na teplotě. Srovnatelné podmínky zpracování pouze s rozdílným počtem definovaných pozic pro vychylování svazku nastávaly u módů „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“ (1000 bodů)

a z jejich vzájemného porovnání lze usuzovat, že s rostoucím počtem pozic mírně klesá směrnice i posunutí přímky lineární regrese (Tab. 6.14).

Tab. 6.14 Směrnice a posunutí přímek lineární regrese $P = k \cdot v_s + q$, popř. kvadratické regrese

	Směrnice k [kW]	Posunutí q [kW]	Korelační koef.
„1 bod“	0,018	0,120	0,972
„6 bodů“	0,065	0,808	0,997
„11 bodů“	0,062	0,760	0,995
„linka“	0,054	0,690	0,993
„meandr“	0,048	0,528	0,993
„pole“	0,203	-0,072	0,990
	$P = 0,004v_s^2 + 0,087v_s + 0,608$		0,992
T-„linka“	0,029	0,576	0,959
T-„pole“	0,156	-0,047	0,997
	$P = 0,002v_s^2 + 0,096v_s + 0,270$		1,000



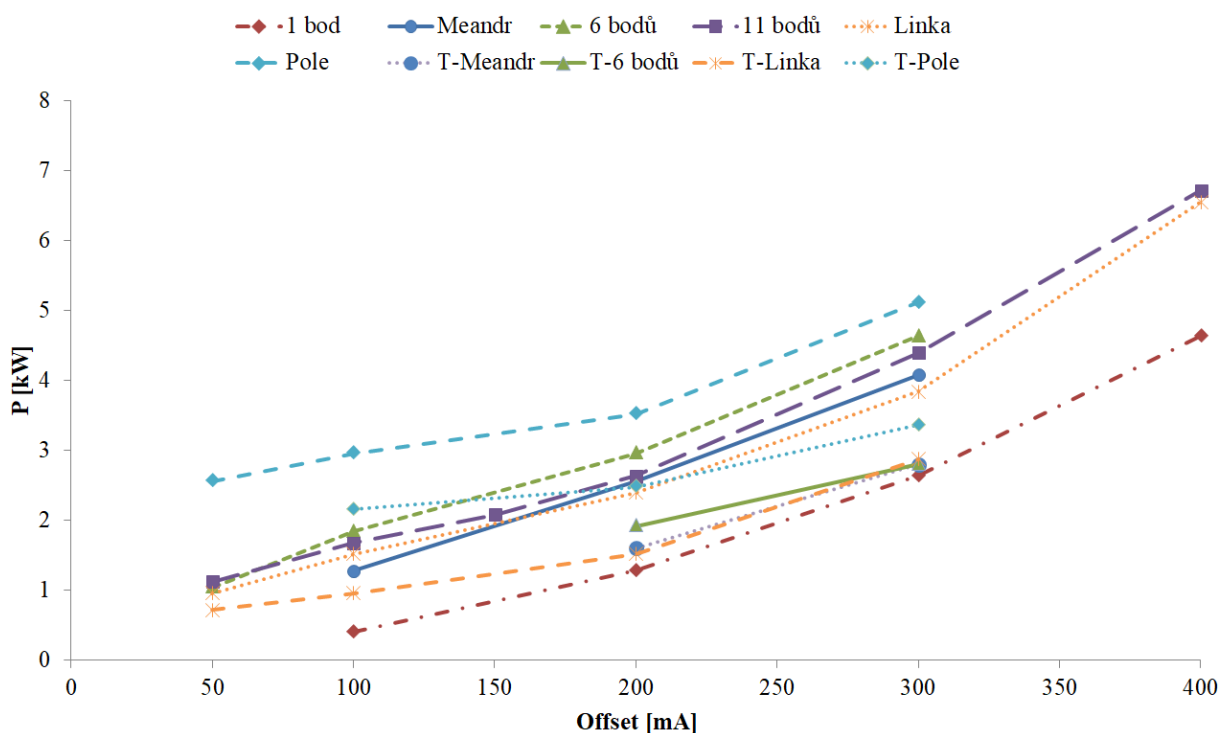
Obr. 6.66 Závislost dodávaného výkonu P na rychlosti v_s

Závislost hodnot optimálního výkonu P na míře rozostření svazku odpovídala kvadratické funkci (Obr. 6.67), což vycházelo z toho, že při navýšení rozostření docházelo ke zvětšení zpracovávané oblasti jak ve směru rovnoběžném s rychlostí v_s tak i ve směru na ni kolmém. Vhodnost zvolené aproximace potvrzují i vysoké koeficienty korelace (Tab. 6.15).

Z porovnání módů „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“ (1000 bodů), bylo možné usoudit, že s rostoucím počtem vychylovaných pozic stoupají koeficienty kvadratického a absolutního členu a naopak klesá koeficient lineárního členu regresní závislosti.

Tab. 6.15 Parametry regresní kvadratické závislosti $P = a \cdot \text{Offset}^2 + b \cdot \text{Offset} + c$,

	a [kW·mA ⁻²]	b [kW·mA ⁻¹]	c [kW]	Korelační koef.
„1 bod“	$3 \cdot 10^{-5}$	$0,08 \cdot 10^{-3}$	0,12	1,000
„6 bodů“	$1 \cdot 10^{-5}$	$10,2 \cdot 10^{-3}$	0,57	0,996
„11 bodů“	$3 \cdot 10^{-5}$	$2,9 \cdot 10^{-3}$	0,98	0,999
„linka“	$4 \cdot 10^{-5}$	$0,9 \cdot 10^{-3}$	1,06	0,995
„pole“	$3 \cdot 10^{-5}$	$1,6 \cdot 10^{-3}$	2,64	0,989
T-„linka“	$3 \cdot 10^{-5}$	$2,1 \cdot 10^{-3}$	0,79	0,996



Obr. 6.67 Závislost dodávaného výkonu P na míře rozostření Offset

Pro porovnání dosažených výsledků z energetického hlediska bylo nicméně zapotřebí použít lépe vypovídající hustotu přenesené energie e_f [W·s·m⁻²] (5.1), která může být popsána jako výsledek kombinace energetické hustoty q [W·m⁻²] (5.2) a interakčního času t_H [s] (5.3).

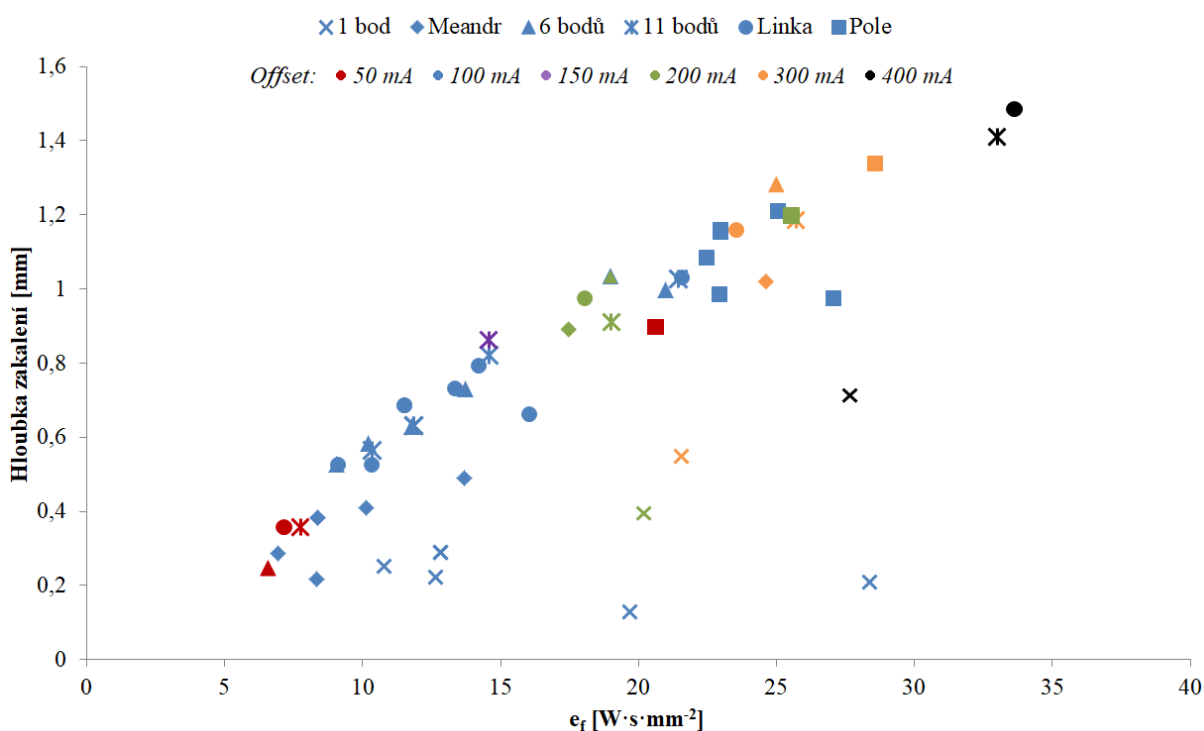
$$e_f = \frac{P}{v_s \cdot A_x}, \quad (5.1)$$

$$q = \frac{P}{A_x \cdot SWY}, \quad (5.2)$$

$$t_H = \frac{SWY}{v_s}, \quad (5.3)$$

kde P představuje optimalizovaný dodávaný výkon svazku, v_s rychlost posuvu a A_x šíři zpracované stopy, jež byla odměřena z metalografických výbrusů a SWY délku kaliciho pole ve směru rychlosti v_s . Šíře A_x lépe popisovala podmínky během zpracování, než vychylovaný rozměr SWX, protože vlivem rozostření docházelo ke zvětšení zpracovávané oblasti.

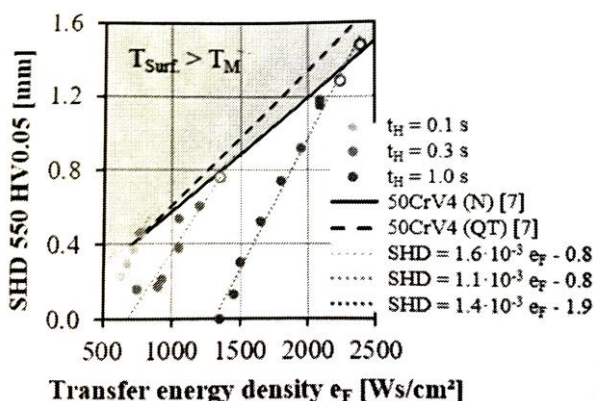
Lineární závislost hloubky zakalení na hustotě přenesené energie e_f byla stanovena jako totožná pro všechny módy (Obr. 6.68) a výjimku představoval pouze „1 bod“, jež se pohyboval po odlišné přímce. Srovnatelných výsledků dosáhl i Zenker [121] na Obr. 6.69 [121], který zpracovával pouze módem „pole“, ale zároveň úpravou vychylovacího obrazce dosáhl různých interakčních časů t_H . Zvýšení hloubky zpracování pro zvolené hodnoty e_f by bylo možné pouze za cenu nežádoucího natažení povrchu. Hlubší zpracované vrstvy bylo proto možné vytvořit pouze zvýšením e_f díky prodloužení t_H . Doba interakčního času rostla jednak zvýšením *Offset* a jednak snížením v_s , přičemž z výsledků na Obr. 6.68 vyplývá, že výrazně efektivnější variantou byla změna míry rozostření. Navíc pomalé rychlosti zpracování vlivem veliké dodávky celkové energie vedly ke značnému zahřátí komponenty, což způsobilo snížení teplotního gradientu a zpracování tenčích vrstev pro danou hodnotu e_f .



Obr. 6.68 Závislost hloubky zakalení na e_f pro jednotlivé módy s rozlišením hodnoty *Offset*

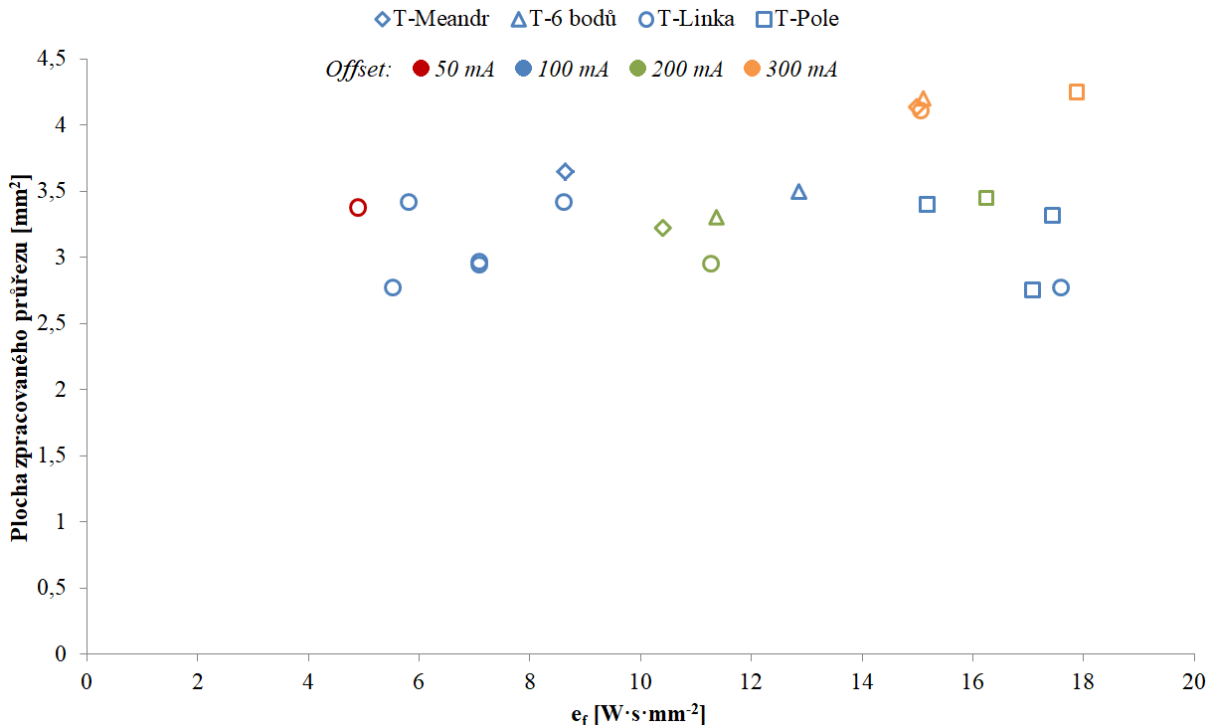
Výrazné rozdíly mezi módy „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“ v závislosti hloubky zakalení na hustotě přenesené energie nebyly pozorovány a zároveň se jim podobalo chování u módu „meandr“, který ale umožňoval přenesení pouze nižších hodnot e_f . V případě „pole“ byla délka SWY na základě pyrometrického měření uzpůsobena zvolené rychlosti v_s , díky čemuž byla většinou doba interakčního času cca. 1 sekunda, a proto hodnoty e_f vycházely přibližně shodné, přičemž mírné odchylky zapříčinil odlišný *Offset*, jehož vliv byl ale výrazně nižší než u ostatních módů. Výkon svazku byl pro zvolené podmínky optimalizován, proto stanovené hloubky zakalení vycházely přibližně stejně. U módu „1 bod“ pro zvolenou míru neostrosti byly stanoveny přibližně konstantní hodnoty zakalené hloubky, ačkoliv docházelo k významnému navyšování e_f . Pravděpodobným důvodem tohoto chování bude, že proces EB

kalení zde již narážel na limity vlastností materiálu a tepelná vodivost neumožňovala zpracování většího objemu materiálu. Dosažení větší hloubky zakalení bylo možné pouze navýšením míry neostrosti, která významněji navýšila interakční čas.



Obr. 6.69 Závislost hloubky zakalení na e_f pro tři různé interakční časy t_H , kde čáry 50CrV4 představují závislost při optimálním hustotě výkonu (N – normalizačně žiháno; QT – zušlechtěno). Prázdné značky označují natavení povrchu. [121]

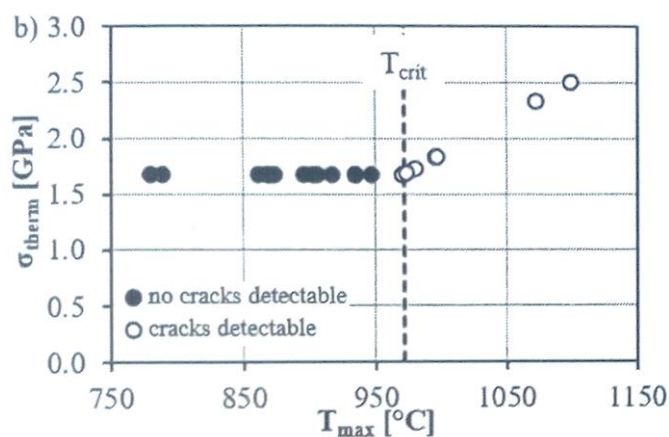
Zpracování v kapalně fázi umožňovalo modifikovat pouze množství materiálu omezené tloušťkou naneseného nástřiku, a proto se objem taveniny mezi jednotlivými vzorky příliš nelišil (Obr. 6.70). Rozdíly v hustotě přenesené energie se projeví hlavně ve struktuře, kdy vzorky připravené s vysokou hodnotou e_f obsahovaly vysoký podíl strukturní zóny „1“ (viz kapitola 6.4.4).



Obr. 6.70 Porovnání množství přetaveného materiálu v závislosti na e_f

Během EB zpracování docházelo k zatěžování povrchu teplotním namáháním, což bylo zvláště významné při přetavování, neboť koeficienty teplotní roztažnosti základního materiálu

a nástřiku byly dosti odlišné. S rostoucím množstvím dodávané energie riziko vzniku trhlin ve vrstvě NiCrBSi stoupá. Pro odhad tepelného napětí v PVD nanesené a EB zpracované vrstvě Hollmann et al. [122] sestavili teplotní model, který ukázal, že vznik trhlin souvisí s kritickou teplotou T_{crit} , nad kterou je tepelné napětí příliš vysoké a dochází k tvorbě trhlin, což potvrzuje i závislost na Obr. 6.71 [2] pro vrstvu $Ti_{0,3}Al_{0,63}N$. V případě přetavování nástřiku NiCrBSi lze předpokládat obdobné chování, nicméně hodnota T_{crit} s ohledem na dostupné technické vybavení nemohla být stanovována. V případě módů s méně homogenní distribucí („1 bod“, „6 bodů“, „11 bodů“ a „meandr“) lze předpokládat v předepsaných pozicích vyšší intenzitu energie a snadné překročení kritické teploty. Z hlediska zamezení výskytu trhlin se pak jeví jako nejlepší „pole“, kdy díky delší t_H se aplikuje nižší energetická hustota q .



Obr. 6.71 Závislost tepelného napětí na maximální teplotě zpracování s vyznačenou T_{crit} , nad kterou se vytvářejí v nástřiku trhliny pro $Ti_{0,3}Al_{0,63}N$ [2]

6.9 Shrnutí a diskuse výsledků

Vliv vychylování elektronového svazku na proces povrchového kalení byl testován na oceli 42CrMo4 ve zušlechtném stavu. Strukturu oceli tvořil sorbit a fázovou analýzou byl detekován ferit s obsahem 5,4 hm. % cementitu (Tab. 6.2). Průměrná tvrdost byla stanovena na (302 ± 6) HV0,5, přičemž kolísání mimo jiné bylo zapříčiněno chemickou heterogenitou řádkovité struktury po procesu tváření polotovaru. Vliv vychylování EB na proces povrchového přetavení byl testován na nástřiku NiCrBSi o tloušťce přibližně 500 μm naneseném oceli 42CrMo4. Materiál byl deponován technologií HVOF, díky čemuž ve struktuře byly patrné jednotlivé splaty (Obr. 6.27), byl detekován minimální obsah reziduí po tryskání či nenatavených částic a porozita byla stanovena na pouhých 4,6 %. XRD analýzou byly detekovány tyto fáze: tuhý roztok niklu, boridy a silicidy niklu či chromu (Tab. 6.11). Pouze ve výchozím stavu byl vyšší podíl Ni_3B než tuhého roztoku Ni. Stejně jako v [4] a [105] se podařilo detekovat silicidy, ale na rozdíl od [107], [109] – [112] nebyly zaznamenány karbidy. Průměrná tvrdost výchozího nástřiku byla stanovena na (910 ± 113) HV0,5, kde vysoký rozptyl hodnot byl pravděpodobně zapříčiněn porozitou materiálu.

Způsob ovlivnění procesu kalení různým vychylováním EB byl testován všemi šesti uvedenými módy. V případě povrchového přetavení byl vypuštěn „1 bod“, neboť nebylo možné provést zpracování bez výskytu trhlin, a „11 bodů“, jehož výsledky zpracování

v pevné fázi byly téměř totožné s módem „linka“. Z důvodu výskytu trhlin bylo možné módy „6 bodů“ a „meandr“ připravit pouze omezené množství vzorků – pro nižší rychlost v_s nebo vyšší rozostření *Offset*.

6.9.1 Zpracování módem „1 bod“

Nejjednodušším způsobem vychylování byl mód „1 bod“, kdy nedocházelo k pohybu svazku a výkon byl dodáván nepřetržitě. Orientační měření teplotního profilu (Obr. 6.2) ukázalo, že se jedná o nejrychlejší proces zpracování s nejkratší dobou zpracování t_H . Maximální dosažená teplota byla určena jako nejnižší ze všech testovaných módů, což bylo ale pravděpodobně pouze projevem chyb měření způsobené především pomalou reakcí pyrometru na velmi rychlý proces a velkým krokem výkonu při stanovování optimální hodnoty – standartní velikost kroku 80 W a stanovený optimální výkon na 400 W. Nicméně hustoty přenesené energie e_f se pohybovaly v nižších hodnotách, ale byly porovnatelné s ostatními módy (Obr. 6.68).

Objemy zpracovaného materiálu, tedy i hloubky zakalení, byly nejnižší ze všech módů, což lze přičítat jednak nízké t_H tak i nepřetržité dodávce energie. V případě vzorků zpracovaných nepohyblivým laserem docházelo ke zpracování většího objemu materiálu (Obr. 6.26), což lze vysvětlit pulzací dodávky energie z důvodu průběžného měření aktuální povrchové teploty materiálu, kdy zároveň docházelo k odvodu tepla do materiálu a mírnému ochlazení povrchu, jenž se poté tak snadno nenatavil. Za limitující veličinu pak lze označit tepelnou vodivost materiálu, což také podporuje skutečnost, že hloubka zpracování byla u všech vzorků přibližně konstantní a k jejímu navýšení došlo pouze v případě většího rozostření, kdy byl výrazněji navýšen interakční čas t_H . Vlivem vysoké rychlosti zpracování se vyloučil velice jemný martenzit, ale zároveň jako u jediného vzorku nebyl ve struktuře detekován Fe_3C (Tab. 6.2), jehož rozpuštění pravděpodobně podpořilo velké množství dodané energie v poměru na malý objem zpracovaného materiálu. Ve větší vzdálenosti od povrchu nicméně nepanovaly optimální podmínky pro rozpuštění veškerého cementitu, neboť ve struktuře ze středu zpracované oblasti (Obr. 6.5a) bylo pozorováno zbytkové množství cementitu.

Tvrдость zakalené struktury odpovídala martenzitu zhotovenému ostatními módy (Obr. 6.15) a pouze v některých případech byla dle očekávání nejvyšší, což lze pravděpodobně přičítat nižší hodnotě optimálního výkonu svazku vlivem velkého kroku. Nejvyšší tvrdosti bylo dosaženo na povrchu a následně klesala směrem do materiálu. V důsledku vysoké rychlosti zpracování rovněž vznikla velice úzká oblast přechodu zpracované struktury na základní materiál. Tvar zakalených stop vykazoval velkou míru zakřivení vlivem radiálního šíření tepla do materiálu z bodového zdroje (Obr. 6.57).

6.9.2 Zpracování módem „meandr“

Zpracování módem „meandr“, kdy docházelo k relativně pomalému vychylování bodového svazku především ve směru kolmém na v_s , vykazovalo částečnou podobnost jednak s „1 bod“ tak i vícebodovými technikami. Naměřený orientační teplotní profil se více podobal módům „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“ (1000 bodů), nicméně proces byl mírně rychlejší, především v části ochlazování, a doba zpracování t_H byla tak kratší ale zároveň delší jak u „1 bod“ (Obr. 6.2). Při malé rychlosti v_s byl navíc teplotní profil pilovitý, protože EB ozařovaná oblast

byla velmi úzká a teplota ve sledovaném místě kolísala v závislosti na průchodu svazku (Obr. 6.3). Hustota přenesené energie e_f vlivem kratší doby t_H byla mírně nižší než u zbývajících vícebodových technik. S rostoucí hodnotou e_f postupně rostla hloubka zpracované vrstvy, nicméně nedosahovala srovnatelné výše s ostatními módy a leze zde spatřovat příbuznost s módem „1 bod“ (Obr. 6.68).

Vysoká rychlost zpracování u „meandr“ vedla ke tvorbě jemné struktury, ale fázové složení se nijak výrazně neodlišovalo od ostatních vychylovacích módů (Tab. 6.2; Tab. 6.11). Při povrchovém kalení vlivem krátkého t_H nedošlo k rozpuštění veškerého cementitu, jenž byl společně s martenzitem detekován. Struktura dosahovala maximální tvrdosti již v okolí povrchu a udržovala se přibližně na konstantní hodnotě s rostoucí hloubkou a až v oblasti přechodu na základní materiál byl sledován její plynulý pokles (Obr. 6.14). Ačkoliv dodávky energie v čase nebyly v rámci celé oblasti homogenní, nedocházelo k popouštění vytvořeného martenzitu, což bylo potvrzeno měřením tvrdosti jak ve směru rovnoběžném tak i kolmém na rychlost v_s (Obr. 6.18). Struktura vzniklá přetavením NiCrBSi byla rovněž velmi jemná a nebyla zde detekována zóna „1“ s hrubou dendritickou strukturou obsahující vysoký podíl měkčího tuhého roztoku Ni. Skladba fází byla srovnatelná s ostatními módy (Tab. 6.11). Od povrchu směrem do materiálu tvrdost přetaveného nástřiku mírně rostla a v oblasti rozhraní skokově padala na hodnotu základního materiálu, což společně s mapováním prvků v oblasti rozhraní potvrdilo absenci difúzní oblasti (Obr. 6.39).

Pomaleji oscilující svazek u módu „meandr“ vedl k intenzivnímu odplynění přetavovaného nástřiku NiCrBSi a porozita byla význačně ponížena (Tab. 6.8). Přetavení povrchu rovněž způsobilo razantní snížení drsnosti (Tab. 6.7), které dosahovalo společně s módem „linka“ nejnižších hodnot. Ve stanovených hodnotách nicméně nebyla zohledněna vysoká vlnitost povrchu, jež u ostatních módů byla zanedbatelná. Částečného snížení vlnitosti bylo možné dosáhnout zkrácením vzdálenosti průchodů EB ve směru v_s , ale ke kompletnímu potlačení nedošlo.

S rostoucí hloubkou zakalení rostlo i zakřivení stop (Obr. 6.62), a protože stopy zakalené módem „meandr“ byly relativně tenké, tak byly přibližně rovnoběžné s povrchem. U vzorků přetaveného nástřiku NiCrBSi byla šíře zpracované stopy společně s „6 bodů“ nejširší, ale s rostoucí hloubkou se postupně zužovala a v oblasti rozhraní nástřiku a základního materiálu se již jednalo o nejnižší hodnotu (Obr. 6.63). Tento tvar byl způsoben nižší hodnotou t_H a e_f , kvůli čemuž nebyla v okrajových oblastech dosažena teplota potřebná k natavení v maximální hloubce.

6.9.3 Zpracování módy „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“

Teplotní profily měřené ve směru rychlosti v_s (Obr. 6.2) u módů „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“, tvořená 1000 body, byly téměř totožné a rozdíly bylo možné předpokládat pouze ve směru kolmém na v_s , kde měření nebylo prováděno. Z porovnání teplotních průběhů vyplývalo, že rychlost zpracování uvedenými módy byla nižší než u „meandr“, a tím bylo dosaženo delší doby t_H , díky čemuž bylo možné do materiálu přenést vyšší hustoty e_f . Z energetického hlediska si byly módy podobné (Obr. 6.68). Přípravené struktury byly hrubší než u módů s kratším interakčním časem t_H . U vzorků povrchově kalených bylo stanoveno podobné fázové složení (Tab. 6.2), ale při měření tvrdosti byly již patrné rozdíly (Obr. 6.14). U vrstev zhotovených módem „11 bodů“ bylo dosaženo maximální tvrdosti v oblasti povrchu a hodnoty se směrem do materiálu udržovaly na přibližně konstantní úrovni až do oblasti rozhraní, kdy plynule přecházely na tvrdost základního materiálu. V případě „linka“ byl

obdobný vývoj tvrdosti sledován pouze za vyšších rychlostí zpracování, kdy byla doba t_H kratší a dosaženo nižší e_f . Při nižší v_s se u povrchu zformovala měkkí struktura. Hodnota tvrdosti poté směrem do materiálu pozvolna stoupala, až asi uprostřed vrstvy dosáhla maximální hodnoty a dále pak zase mírně klesala, než v oblasti rozhraní plynule přešla v hodnotu základního materiálu. Pravděpodobným důvodem tohoto chování bylo jednak pomalejší ochlazování a pak také samovolné zpětné popuštění zakalené struktury pomocí energie, která byla přivedena z blízké aktuálně zpracovávané části vzorku. Zároveň se na snížení tvrdosti spolupodílel zbytkový austenit, jehož přítomnost byla potvrzena fázovou analýzou (Tab. 6.2), společně s hrubší strukturou.

Vzorky kalené módem „6 bodů“ byly v oblasti povrchu měkkí a maximální tvrdosti bylo dosaženo uprostřed vrstvy. Důvody tohoto chování byly pravděpodobně stejné u vzorků s obdobným průběhem tvrdosti u módu „linka“. Navíc u „6 bodů“ bylo skenováno nízké množství pozic, díky čemuž energie napříč vrstvou nebyla dodávána optimálně homogenně a její distribuce značně závisela na tepelné vodivosti, což se projevilo v případě vzorků s nízkou hodnotou *Offset* na podpovrchovém měření tvrdosti ve směru kolmém na v_s , neboť zde bylo pozorováno 6 lokálních maxim (Obr. 6.17). Při přetavování NiCrBSi módem „6 bodů“ bylo možné připravit bez trhlin pouze vzorky s vyšším t_H a zároveň tak byla aplikována vyšší hustota e_f . Povrchová tvrdost byla rovněž nižší a maximální hodnoty bylo dosaženo až uprostřed vrstvy (Obr. 6.46). Tento pokles tvrdosti byl spojen s výskytem měkkí strukturní zóny „1“, která byla tvořena z velké části měkkým tuhým roztokem Ni. Delší interakční čas t_H umožnil, aby se výrazněji projevila difúze Cr a Fe v oblasti rozhraní se základním materiálem (Obr. 6.39) a přechod tvrdosti byl plynulý. Při podpovrchovém měření tvrdosti ve směru kolmém na v_s již nebyla patrná lokální maxima. Při přetavování módem „linka“ byla pozorována zóna „1“ pouze u vzorků s vysokou mírou rozostření *Offset*, kdy během dlouhé interakční doby t_H byla doručována vysoká e_f . U většiny vzorků byl výskyt zóny „1“ potlačen a tvrdost dosahovala podobných hodnot jako u módu „meandr“. Fázovou analýzou (Tab. 6.8) byl stanoven nižší obsah tuhého roztoku Ni a naopak vyšší podíl boridů. Přechod mezi nástřikem a základním materiálem nebyl výrazně ovlivněn difúzí a změna tvrdosti probíhala skokově (Obr. 6.46).

Přetavením módy „6 bodů“ a „linka“ došlo ke snížení drsnosti (Tab. 6.7), která byla ale vyšší než u „meandr“ a také nebyla rovnoměrná napříč celou stopou, neboť středová část stopy měla znatelně nižší kvalitu povrchu. Zakalené stopy vícebodovými technikami dosahovaly větší hloubky než u „meandr“, ale byly užší (Obr. 6.56). Míra zakřivení stop byla spojena s hloubkou zakalení. S rostoucím počtem předepsaných pozic docházelo k zužování stop, což pravděpodobně souviselo s dělením energie, kdy do krajové pozice bylo vlivem dělení výkonu přivedeno menší množství energie. Zpracování s nižším počtem skenovaných pozic více záviselo na tepelné vodivosti materiálu a s tím bylo spojeno vyšší riziko lokálního přehřátí, natavení či popuštění zakalené struktury. Vysoká intenzita energie zároveň vedla k ohřevu taveniny na vyšší teploty, což po krystalizaci způsobilo vyšší tepelné napětí a popraskání vrstvy.

6.9.4 Zpracování módem „pole“

Mód „pole“ jako jediný představoval dvoudimenzionální vychylování EB a zavedení pohybu svazku i ve směru rychlosti v_s znamenalo prodloužení a možnost řízení interakčního času t_H . Z orientačního teplotního profilu (Obr. 6.2) bylo patrné, že rychlost ohřevu na teplotu zpracování i rychlost ochlazování byla srovnatelná s předchozími módy, nicméně zde byla patrná výrazná delší výdrž na teplotě. Délka SWY byla stanovena na základě pyrometrického

měření (Obr. 6.1) a pro většinu rychlostí vycházel $t_H = 1$ s, pouze pro rychlost $15 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ byl čas 0,8 sekundy. Dlouhá interakční doba umožňovala pracovat s vysokými hodnotami e_f , které vycházely pro většinu vzorků přibližně konstantní a jejich výše u jiných módů byla dosažena pouze při velmi vysokém rozostření (Obr. 6.68). Vlivem dlouhého t_H při přetavování nástřiku docházelo k velmi dobrému odplynění a docházelo k nejvyšší redukci porozity (Tab. 6.8).

Vlivem dlouhé výdrže na teplotě u „pole“ docházelo k zhrubnutí zrna, zformování nejhrubších struktur a zpracování materiálu do největších hloubek (Obr. 6.21). Povrchově zakalené vrstvy dosahovaly maximální tvrdosti uvnitř materiálu (Obr. 6.14), neboť i zde docházelo ke zpětnému popuštění zformované martenzitické struktury obsahující rovněž jistý podíl zbytkového austenitu (Tab. 6.2). Výjimkou byly vzorky zpracované rychlostí $15 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, kde byl průběh tvrdosti konstantní až do oblasti přechodu na základní materiál, což bylo pravděpodobně vlivem kratšího t_H , kdy zpětné ovlivnění nebylo asi tak výrazné. Přechodová oblast mezi zakalenou a výchozí strukturou byla nejširší ze všech použitých módů.

Při přetavování byla vždy přítomna měkkčí strukturní zóna „1“, stejně jako u vzorků „6 bodů“ a „linka“ s dlouhým časem t_H . Fázovou analýzou (Tab. 6.11) byl detekován v oblasti povrchu vysoký podíl měkkého tuhého roztoku Ni. Tvrdost směrem do materiálu postupně rostla a až v oblasti rozhraní nastal plynulý pokles na hodnoty základního materiálu, což bylo způsobeno výraznou difúzí Cr a Fe přes rozhraní (Obr. 6.41).

Šířky zakalených oblastí módem „pole“ vycházely ještě menší než u „linka“ (Obr. 6.56), což podporovalo domněnku, že vlivem dělení energie do více předepsaných pozic dochází k zužování zakalených stop. Zároveň bylo dosaženo vysoké hloubky zakalení, proto stopy v příčném řezu vykazovaly značnou míru zakřivení. Šíře přetavené stopy byla přibližně shodná jak u povrchu, tak v oblasti rozhraní nástřiku a základního materiálu (Obr. 6.65). Přetavením došlo ke snížení povrchové drsnosti (Tab. 6.7), která ale byla nejvyšší ze všech zpracovaných vzorků. Pro potřeby kalení se patrně jednalo o nejhodnější mód, kdy se jako optimální hodnota interakčního času jevila $t_H = 0,8$ s. Pro přetavování se jako nejhodnější na základě výsledků jevil mód „linka“, nebo „pole“ s krátkým časem t_H .

6.9.5 Vliv v_s a *Offset*

Na orientačních teplotních profilech (Obr. 6.3) se změna rychlosti projevila pouze při nízkých hodnotách v_s , kdy docházelo k prodloužení procesu zpracování a tím i doby interakce t_H . Delší doba zpracování umožňovala dodat vyšší e_f a vedla ke zformování hrubší struktury. Hloubka zakalení úzce souvisela s rychlostí v_s (Obr. 6.21) u módů „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“, zatímco u „1 bod“ a „pole“ bylo dosahováno přibližně konstantních hloubek. Důvodem toho chování bylo u „pole“ optimalizace délky *SWY* pro danou rychlost, zatímco u „1 bod“ pravděpodobně šlo o dosažení limitů materiálu při kontinuální dodávce energie. Při nízké rychlosti zpracování bylo dosahováno nižších hloubek zakalení než u jiných kombinací se stejnou hodnotou e_f (Obr. 6.68), což bylo pravděpodobně způsobeno větším ohřevem vlastní komponenty a tím snížení teplotního gradientu potřebného pro zakalení. Změna rychlosti ovlivňovala pouze hloubku zakalení a s tím i související míru zakřivené stopy, nicméně její šíři se neprojevila.

Vliv v_s na porozitu nebyl pozorován, ale byla zaznamenána změna distribuce (Tab. 6.9), kdy při nízkých rychlostech bylo detekováno pouze několik větších pórů, zatímco rychlejší

zpracování vedlo k většímu množství menších pórů. Rychlost posuvu rovněž neovlivnila kvalitu přetaveného povrchu (Tab. 6.7). Nižší hodnota v_s umožňovala použití vyšší e_f , což bylo spojeno s vyloučením většího množství měkkého tuhého roztoku Ni (Tab. 6.11). Při vyšších rychlostech bylo do materiálu vnášeno větší množství tahového napětí, které vedlo k nežádoucím trhlinám v nástřiku. Menší homogenita distribuce dodávané energie u módů „meandr“ a „6 bodů“ způsobovala vnesení napětí, které v kombinaci s vnitřním napětím od vysoké rychlosti v_s způsobovalo, že bez defektu bylo možné připravit vzorky pouze při rychlosti $5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ (Tab. 6.6). Vliv rychlosti na profil přetavené stopy nebyl pozorován. Z dosažených výsledků vyplývalo, že pro EBH bylo vhodnější využití vyšší rychlostí, kde se jako optimální jevila rychlost $15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$. Přetavení povrchové vrstvy bylo nicméně vhodné provádět nižšími rychlostmi a z testovaných variant vycházela nejlépe hodnota $5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$.

Z teplotních profilů bylo patrné, že zvýšením míry rozostření docházelo k prodloužení procesu tepelného zpracování (Obr. 6.4) a především byla zpomalena rychlost ochlazování. Prodloužení interakčního času t_H opět vedlo k formování hrubších struktur, což bylo spojeno s poklesem tvrdosti. Ostrý svazek představoval příliš intenzivní přenos energie a snadno tak docházelo k natavení povrchu u kalených vzorků, nebo popraskání přetavovaného nástřiku NiCrBSi. Při přetavování pro danou rychlost a mód vždy existovala hraniční hodnota *Offset*, pod kterou nebylo možné připravit vzorky bez defektů. Příliš malé rozostření se také negativně projevilo při EBH u módu „6 bodů“, pro které byla charakteristická malá homogenita distribuce energie, kdy byl pozorován opakovaný pokles podpovrchové tvrdosti ve směru kolmém na v_s (Obr. 6.17), neboť do oblastí mezi definovanými pozicemi tak nebylo doručeno dostatečné množství energie. Velmi vysoké rozostření svazku pak způsobovalo stírání rozdílů mezi jednotlivými vychylovacími módy. Výsledky u mód „pole“ vykazovaly menší závislost na rozostření, nežli tomu bylo u zbývajících vychylovacích technik.

U přetavovaných vzorků bylo pozorováno, že vyšší *Offset* vedl k vyšším povrchovým drsnostem. Jak s rostoucím mírou rozostření stoupala doba t_H , byla i umožněna difúze Cr a Fe přes rozhraní mezi nástřikem a základním materiálem. V případě velmi vysokého rozostření docházelo navíc k formování strukturní zóny „3“, která byla tvořena jemnými dendrity. Delší čas t_H a tím i vyšší e_f opět vedly k vyloučení většího množství tuhého roztoku Ni až v případě vysokých hodnot k formování zóny „1“. Zvyšování rozostření vedlo dále také k rozšiřování stop. Rychlost v_s ovlivňovala interakční dobu t_H méně než míra rozostření EB, proto efektivnější cestou pro výšení hustoty přenesené energie e_f byla úprava hodnoty *Offset*. Pro použité urychlovací napětí 80 kV se při povrchovém kalení jevila jako optimální hodnota rozostření 100 mA, zatímco přetavování bylo vhodnější provádět při *Offset* = 200 mA.

6.9.6 Odolnost proti opotřebení

Odolnost materiálu proti opotřebení byla testována metodou pin-on-disc. Nejnižší odolnost byla pozorována u výchozího nástřiku NiCrBSi bez přetavení (Obr. 6.48), kdy se jako slabina ukázaly hranice zrn, neboť z mechanismu poškození bylo patrné, že docházelo k vylamování celých zrn (Obr. 6.50). Obdobná hodnota koeficientu opotřebení byla ještě zaznamenána u vzorku přetaveného módem „pole“, kde ale docházelo spíše k abrazivnímu opotřebení nástřiku NiCrBSi, který obsahoval vyšší množství měkkého tuhého roztoku Ni a hrubé precipitáty ve strukturní zóně „1“, tvrdou kuličkou z Al_2O_3 . Hodnoty koeficientu opotřebení byly u vzorků přetavených pomocí jiných módů přibližně o jeden řád nižší, přičemž jako hlavní způsob opotřebení byla určena tribooxidace (Obr. 6.50), kdy nejprve dochází k tvorbě slabé oxidické vrstvy na povrchu nástřiku, která následně popraská a ulamující se tvrdé

oxidické částice napomáhají mikroabrazi. Vliv změny rychlosti v_s či *Offset* na odolnost proti opotřebení nebyly pozorovány.

Odolnost proti opotřebení stanovené pro EB přetavování se velice podobala výsledkům stanoveným při zpracování pomocí laseru [4]. Odolnost proti opotřebení byla testována rovněž na vzorku povrchově zakalené oceli 42CrMo4 (Obr. 6.48), kde hodnoty koeficientu opotřebení vycházely mírně vyšší než u nástřiku přetaveného většinou módů, ale nižší než u výchozího NiCrBSi. Hlavním mechanismem opotřebení zde bylo rýhování (Obr. 6.52). Se zvyšující se teplotou testování lze ale u oceli předpokládat pokles odolnosti.

7 ZÁVĚR

Disertační práce byla zaměřena na sledování vlivu vychylování a dalších parametrů elektronového svazku (EB) na proces povrchového tepelného zpracování v pevné a kapalné fázi. Porovnávalo bylo celkem šest možností vychylování (Tab. 5.2): stacionární svazek (mód „1 bod“), svazek přecházející mezi 6, 11 a 1000 pozicemi v linii kolmé na rychlost posuvu komponenty v_s (mód „6 bodů“, „11 bodů“ resp. „linka“), svazek skenující pozice ve dvourozměrné oblasti (mód „pole“) a svazek skenující meandrovitou křivku – Obr. 5.3 (mód „meandr“). Pro každou kombinaci procesních parametrů byl dle zvolených kritérií nalezen optimální výkon EB. Hodnoty optimálních výkonů svazku závisely na rychlosti v_s lineárně, pouze u módu „pole“ se jednalo kvadratickou funkcí. Závislost optimálního proudu na míře rozostření „Offset“ byla rovněž kvadratická.

Pyrometrická měření ukázala, že změny teploty v čase byly při zpracování pomocí módů „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“ srovnatelné, zatímco u módu „pole“ byla výrazně delší výdrž na maximální teplotě. U módu „meandr“ docházelo ke kolísání teploty vlivem průchodů EB, což se ale na sledovaných vlastnostech zpracovaného materiálu neprojevovalo.

Zpracování v pevné fázi:

- EB povrchové kalení oceli 42CrMo4 vedlo ke vzniku martenzitické struktury, která obsahovala zbytkové množství nerozpuštěného cementitu (vyjma módu „1 bod“) a austenitu (u módů „linka“ a „pole“). Hrubozrnost struktury závisela na době interakce EB s daným místem vzorku (t_H), proto byla nejhrubější struktura pozorována u módu „pole“ a naopak nejjemnější u módu „1 bod“. V oblasti rozhraní mezi zakalenou strukturou a výchozím stavem substrátu se struktura plynule měnila z martenzitické na výchozí sorbitickou.
- Maximální dosažené tvrdosti zakalené oblasti byly pro všechny módy srovnatelné. U většiny vzorků byla tvrdost směrem do jádra konstantní a v oblasti rozhraní plynule přecházela na úroveň tvrdosti výchozího materiálu. Pouze při zpracování s delší t_H (mód „pole“, „linka“ s nízkou v_s , „meandr“ s vyšší mírou „Offset“ byla vlivem samovolného popouštění povrchová tvrdost nižší. Struktury napříč vrstvou byly homogenní a ve zvolené hloubce pod povrchem nebyly pozorovány výkyvy tvrdosti. Jedinou výjimku představovalo zpracování v módu „6 bodů“ s nízkou hodnotou „Offset“, kdy bylo pozorováno 6 lokálních maxim. Přechod ze zakalené struktury do výchozí byl vždy plynulý s postupným poklesem tvrdosti.
- Sledované módy se především lišily v dosažené hloubce zakalení, kdy nejtenčí vrstva vznikala u módu „1 bod“ a nezávisela na rychlosti v_s . Naopak výrazná závislost hloubky a v_s byla pozorována u módů „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“. U módu „pole“ bylo dosahováno konstantních hloubek zakalení, což bylo způsobeno optimalizací délky obrazce ve směru posuvu vzorku vůči paprsku v_s pro danou rychlost. Zvýšením rozostření „Offset“ docházelo k prodloužení doby interakce EB, díky čemuž vznikaly hlubší vrstvy.
- S rostoucí hloubkou zpracování rostlo i zakřivení zakalených vrstev. Hloubka zpracování závisela především na hustotě přenesené energie. Vychylovací módy s více pozicemi umožňovaly přenesení větších hustot stejně jako delší čas interakce EB.
- Na základě dosažených výsledků byla pro zpracování v pevné fázi stanovena nejlepší kombinace vychylovacího módu „pole“, rychlosti posuvu komponenty $15 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ a rozostření EB 100 mA.

Zpracování v kapalně fázi:

- Při zpracování v kapalně fázi byly testovány čtyři vychylovací módy: „6 bodů“, „linka“, „pole“ a „meandr“. Nejvýznamnější hledisko při porovnávání podmínek zpracování představovala náchylnost ke vzniku trhlin v přetaveném nástřiku NiCrBSi. V případě rychlého procesu a nehomogenní distribuce energie (módy „6 bodů“ a „meandr“) byla lokálně vyvolána vysoká intenzita energie, kdy docházelo snadno k lokálnímu přehřívání materiálu. V důsledku toho vnášení vyššího residuálního napětí se zvětšovala náchylnost k tvorbě trhlin.
- Přetavením byla snížena porozita nástřiku. Přetavená oblast však nebyla směrem od povrchu homogenní, byla tvořena několika zónami s rozdílnou strukturou. V oblasti povrchu se nacházela zóna „1“ tvořená rozvinutou dendritickou strukturou a hrubými precipitáty. Tato zóna obsahovala větší množství tuhého roztoku Ni. Prostřední zóna „2“ byla tvořena jemnou strukturou i precipitáty (boridy chromu CrB) s homogenní distribucí. Zóna „3“ charakteristická jemnými dendrity se nacházela u rozhraní se základním materiálem a vznikala jen při dlouhém času interakce svazku s materiálem nástřiku (mód „pole“, nebo veliké rozostření EB). Vyšší přenesená hustota energie při krátkém interakčním čase vedla k tvorbě většího objemu strukturní zóny „1“.
- Tvrdost strukturní zóny „1“ byla vlivem většího obsahu tuhého roztoku Ni asi o 50 HV_{0,5} nižší než zóny „2“. Při optimalizovaném zpracování bylo snahou podíl této zóny minimalizovat. Tvrdost byla u povrchu vždy nižší než hlouběji v materiálu a přechod na hodnoty základního materiálu byl většinou skokový. U módů „6 bodů“ a „pole“ byla pozorována difúze Fe a Cr přes rozhraní se základním materiálem, což vedlo k plynulejšímu přechodu tvrdosti a případně i tvorbě zóny „3“.
- Přetavením nástřiku došlo ke snížení povrchové drsnosti, nejnižší hodnota byla přitom dosažena v případě aplikace módu „meandr“. Odolnost proti opotřebení se přetavením zvýšila, pouze u „pole“ byla srovnatelná s výchozím stavem.
- Pro zpracování v kapalně fázi byla za optimální zpracování považována kombinace módu „linka“ s rychlostí posuvu komponenty 5 mm·s⁻¹ a rozostřením svazku 200 mA.

POUŽITÁ LITERATURA

- [1] **Buchwalder, A., Hegelmann, E., Hengst, P. et al.** *Studies on the influence of electron beam deflection techniques on the quality and properties of surface alloyed cast Al material with Cu based additive.* (2017) *Surface and Coatings Technology*, 329, pp. 262-271
- [2] **Grumbt, G., Buchwalder, A., Jung, A. et al.** *Influence of EB parameters on the temperature-time profile during EB hardening as a single or combined surface treatment.* (2018) *Journal of Physics: Conference Series*, 1089 (1), pp. 112-119
- [3] **Grumbt, G., Buchwalder, A., Rührich, K. et al.** *Einfluss der EB-Parameter auf das Temperatur-Zeit-Regime beim Randschichthärten als Einzel- und Kombinationsbehandlung* (2018) 4. Kolloquium „Thermische Elektronenstrahl (EB)-Technologien“, pp. 20
- [4] **Houdková, Š., Smazalová, E., Vostřák, M., et al.** *Properties of NiCrBSi coating, as sprayed and remelted by different technologies.* (2014) *Surface and Coating Technology*, 253, pp. 13-26.
- [5] **Gregersen, E.** *The Britannica guide to the atom.* New York : Britannica Educational Pub. In association with Rosen Educational Services, 2011. ISBN: 9781615303847.
- [6] **Zobač, M.** *Řízení a diagnostika elektronového svazku pro pokročilé technologie.* Brno : Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2009.
- [7] **Visser, A.** *Werkstoffabtrag durch Elektronen- und Photonenstrahlen.* Bern : Technische Runhschau, 1972.
- [8] **Brillson, L. J.** *Surfaces and Interfaces of Electronic Materials.* Weinheim : Wiley-VCH, 2010. ISBN: 978-3-527-40915-0.
- [9] **Farnsworth, H.E.** *Penetration of low speed diffracted electrons.* (1936) *Physical Review*, 49 (8), pp. 605-609.
- [10] **Ehrenberg, W., Franks, J.** *The penetration of electrons into luminescent 106esisten.* (1953) *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 66 (12), art. No. 307, pp. 1057-1066.
- [11] **Fukumoto, S., Ando, M., Tsubakino, H. et al.** *Morphology of AlN formed in aluminum by ion implantation* (1998) *Materials Chemistry and Physics*, 54 (1-3), pp. 351-355.
- [12] **Tomlin, S.G.** *The penetration of electrons into matter.* (1966) *Proceedings of the Physical Society*, 89 (4), art. No. 306, pp. 805-819.
- [13] **Schou, J., Sørensen, H.** *The penetration depth of 0.5-3-keV electrons in solid hydrogen and deuterium.* (1978) *Journal of Applied Physics*, 49 (2), pp. 816-821.
- [14] **Klassen, A., Bauereiß, A., Körner, C.** *Modelling of electron beam absorption in complex geometries.* (2014) *Journal of Physics D: Applied Physics*, 47 (6), art. No. 065307.
- [15] **Tan, Z., Dong, L., Tang, F.** *Monte Carlo calculations of characteristic quantities of low-energy electron irradiation to spacecraft dielectrics.* (2012) *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 285, pp. 86-93.
- [16] **Vohlídal, J.** *Chemické a analytické tabulky.* Praha : Grada, 1999. ISBN: 80-716-9855-5.
- [17] **Remta.** *Geratorsäule 150 kV.* Germany : Pro-Beam AG&CO. KGAA, 2004.
- [18] **Vašíček, M.** *Charakterizace autoemisních zdrojů pro elektronovou mikroskopii.* Brno : Vysoké učení technické v Brně, Fakulta elektrotechniky a komunikačních technologií, 2013.
- [19] **Löwer, T.** *How to get an electron beam.* S.l. : pro-beam AG.&CO. KgaA, 2015.
- [20] **Hawkes, P. W.** *Magnetic electron lens.* Berlin : Springer-Verlag, 1982. ISBN: 3540102965.
- [21] **Hawkes, P. W., E., Kasper.** *Principles of electron optics.* San Diego : Academic Press. 1989. ISBN: 0123333512.
- [22] **Eckertová, L., Frank, L.** *Metody analýzy povrchů: elektronová mikroskopie.* Praha : Academia, 1996. ISBN: 80-200-0329-0.
- [23] **Adam, V., Clauß, U., v. Dobeneck, D., et al.** *Electron Beam Welding – The fundamentals of a fascinating technology.* Germany : pro-beam AG & Co. KgaA, 2011.
- [24] **Zenker, R., Buchwalder, A.** *Elektronenstrahl – Randschichtbehandlung: Inovative Technologie für höchste industrielle Ansprüche.* Germany : pro-beam AG&Co. KgaA, 2010.
- [25] **Havlík, P., Kouřil, J., Foret, R.** *Vliv procesních parametrů při svařování elektronovým svazkem na výskyt vad. Využití laseru v průmyslu.* Plzeň, 2015.
- [26] **Dilthey, U.** *Welding technology 1: Welding and Cutting Technologies.* Aachen : Verlag der Augustinus Buchhandlung , 2005.
- [27] **Dupák, J., Michalička, P., Ustohal, L., et al.** *Electron beam welding of stainless steel with tungsten, tantalum and molybdenum.* (2003) *Proceedings of the 7th International Conference on Electron Beam Technologies.* Varna : Bulgarian Academy of Sciences.

- [28] **V. Dobeneck, D., Löwer, T., Adam, V.** *Elektronenstrahlschweißen: das Verfahren und seine industrielle Anwendung für höchste Produktivität*. Landsberg am Lech : Verlag Moderne Industrie, 2001. ISBN: 3478932629.
- [29] **Schiller, S., Panzer, S.** *Thermal surface modification by HF-deflected electron beams*. (1985) Proc. Conf. On The Laser vs the Electron Beam in welding, cutting and surface treatment: State of the Art. Reno : US Dept of Energy, pp. 16-32.
- [30] **Schiller, S. a Panzer, S.** *Härten von Oberflächenbahnen mit Elektronenstrahlen*. (1987) HTM 2.
- [31] **Zenker, R.** *Electron beam surface treatment: Industrial application and prospects*. (1996) Surface Engineering, 12 (4), pp. 296-297.
- [32] **Zenker, R., Wagner, E., Furchheim, B.** *Electron beam – a modern energy source for surface treatment*. (1997) 6th International Seminar of IFHT: Advanced Heat Treatment Techniques Towards the 21st Century. Kyongju.
- [33] **Zenker, R., Frenkler, N., Ptaszek, T.** *Electron beam surface treatment of Al, Mg, and Ti alloys*. (1999) Proceedings of the 7th International Seminar of IFHT: Heat treatment and surface engineering of light alloys. Budapest.
- [34] **Zenker, R.** *Electron beam surface treatment and multipool welding – state of the art*. (2002) EBEAM 2002, International Conference on High-Power Electron Beam Technology. Hilton Head Iceland.
- [35] **Zenker, R.** *Structure and properties as a result of electron beam surface treatment*. (2004) Advanced Engineering Materials, 6 (7), pp. 581-588+471.
- [36] **Zenker, R.** *Elektronenstrahlbearbeitung für Powertrainkomponenten*. (2005) Kooperationsforum Metalle im Automobilbau, Innovationsforum in Be- und Verarbeitung. Hof.
- [37] **Zenker, R.** *Modern thermal electron beam processes – Research, Results and Industrial application*. (2009) La Metallurgia Italiana, Aprile 2009
- [38] **Buchwalder, A., Zaulig, E., Zenker, R., et al.** *PVD hard coatings for high loaded Al alloys – Potentials and limitations*. (2015) Materials Science Forum, 828-829, pp. 334-339.
- [39] **Zenker, R.** *IFHTSE global 21: Heat treatment and surface engineering in the twenty-first century Part 15 – Progress in surface heat treatment using electron beam surface hardening*. (2011) International Heat Treatment and Surface Engineering, 5 (2), pp. 50-56.
- [40] **Choo, S.-H., Lee, S., Kwon, S.-J.** *Surface hardening of a gray část iron used for a diesel engine cylinder block using high-energy electron beam irradiation*. (1999) Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 30 (5), pp. 1211-1221.
- [41] **Suh, D., Lee, S., Kwon, S.-J., et al.** *Surface hardening of a ductile-část iron roll using high-energy electron beams*. (1997) Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 28 (7), pp. 1499-1508.
- [42] **Abashkin, V.V., Gorshkov, O.A., Ilyin, A.A., et al.** *Multipass surface hardening of steel samples with inclined surfaces by concentrated electron beam in the air of atmosphere pressure*. (2004) High Temperature Material Processes, 8 (3), pp. 427-432.
- [43] **Wang, R., Liao, C.H., Wei, D.Q.** *Influence of overlapping ratio on microstructure and mechanical properties of hardened layer*. (2014) Advanced Materials Research, 898, pp. 164-167.
- [44] **Matlák, J.** *Analýza struktury a tvrdosti mezi stopami kalenými elektronovým svazkem*. (2014) Materiály v tepelném zpracování. ISBN: 978-80-904462-6-7.
- [45] **Wei, D.-Q., Zhao, Y.-Q., Wang, R., et al.** *Temperature field simulation and experimental research of electron beam surface quenching for ductile iron*. (2013) Cailiao Rechuli Xuebao/Transactions of Materials and Heat Treatment, 34 (9), pp. 189-194.
- [46] **Wei, D.-Q., Chen, H.-C., Wang, R.** *Numerical simulation of temperature field of in electron beam surface hardening 107esist on 45 steel* (2012) Cailiao Rechuli Xuebao/Transactions of Materials and Heat Treatment, 33 (8), pp. 161-166.
- [47] **Chen, H., Wei, D., Wang, R., et al.** *Numerical simulation of microstructure evolution on 45 steel surface during electron beam phase transformation hardening*. (2014) Jinshu Rechuli/Heat Treatment of Metals, 39 (6), pp. 130-135.
- [48] **Markov, A.B., Rotshtein, V.P.** *Calculation and experimental determination of dimensions of hardening and tempering zones in quenched U7A steel irradiated with a pulsed electron beam*. (1997) Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms, 132 (1), pp. 79-86.
- [49] **Sacher, G., Zenker, R., Spies, H.-J.** *Duplex treatment of tools and components: Previous or subsequent electron beam hardening of thermochemically-treated and PVD hard-coated steels for tools and components*. (2009) Materials and Manufacturing Processes, 24 (7-8), pp. 800-805.
- [50] **Spies, H.-J., Friedrich, S., Buchwalder, A.** *Electron beam treatment of PVD – Hard coatings [Elektronenstrahlbehandlung von PVD – Hartstoffschichten]*. (2003) Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 34 (1), pp. 128-135.

- [51] **Grumbt, G., Zenker, R., Biermann, H., et al.** *Electron beam hardening of PVD-coated steels – Improved load-supporting capacity for Ti1 – xAlxN layers.* (2015) *Surface and Coatings Technology*, 283, pp. 201-209.
- [52] **Weigel, K., Bewilogua, K., Keunecke, M., et al.** *Effects of electron beam treatment on Ti(1-x)AlxN coatings on steel.* (2014) *Vacuum*, 107, pp. 141-144.
- [53] **Sohi, M.H., Karshenas, G., Boutorabi, S.M.A.** *Electron beam surface melting of as cast and austempered ductile irons.* (2004) *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154 (1-3), pp. 199-202.
- [54] **Shulov, V.A., Paikin, A.G., Teryaev, et al.** *Structural-phase changes in surface layers of elements made of VT6 titanium alloy under irradiation by high-current pulsed electron beam.* (2013) *Inorganic Materials: Applied Research*, 4 (3), pp. 189-192.
- [55] **Tkachenko, S., Kouřil, J., Matlák, J., et al.** *Modifikace povrchu Ti- Si slitin pomocí elektronového svazku.* (2015) *Využití laserů v průmyslu. Plzeň.*
- [56] **Zhang, X.D., Zou, J.X., Weber, S., et al.** *Microstructure and property modifications in a near α Ti alloy induced by pulsed electron beam surface treatment.* (2011) *Surface and Coatings Technology*, 206 (2-3), pp. 295-304.
- [57] **Tokunaga, J., Kojima, T., Kinuta, S., et al.** *Large-area electron beam irradiation for surface polishing of cast titanium.* (2009) *Dental Materials Journal*, 28 (5), pp. 571-577.
- [58] **Okada, A., Uno, Y., Yabushita, N., et al.** *High efficient surface finishing of bio-titanium alloy by large-area electron beam irradiation.* (2004) *Journal of Materials Processing Technology*, 149 (1-3), pp. 506-511.
- [59] **Rygina, M.E., Ivanov, Yu.F., Lascone, A.P., et al.** *Modification of the sample's surface of hypereutectic silumin by pulsed electron beam.* (2016) *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 124 (1), art. No. 012138, .
- [60] **Petrov, P., Dimitroff, D.** *Electron beam alloying of aluminum alloys.* (1993) *Vacuum*, 44 (8), pp. 857-861.
- [61] **Hao, S., Gao, B., Wu, A., et al.** *Surface modification of steels and magnesium alloy by high current pulsed electron beam.* (2005) *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 240 (3), pp. 646-652.
- [62] **Hao, S., Li, M.** *Producing nano-grained and Al-enriched surface microstructure on AZ91 magnesium alloy by high current pulsed electron beam treatment.* (2016) *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 375, pp. 1-4.
- [63] **Li, M.C., Hao, S.Z., Wen, H., et al.** *Surface composite nanostructures of AZ91 magnesium alloy induced by high current pulsed electron beam treatment.* (2014) *Applied Surface Science*, 303, pp. 350-353.
- [64] **Gao, B., Hao, Z.-S., Jiang, L.-M., et al.** *Improvement in corrosion resistance of magnesium alloy AZ91HP by surface treatment of HCPE.* (2004) *Cailiao Rechuli Xuebao/Transactions of Materials and Heat Treatment*, 25 (4), pp. 67-71.
- [65] **Hao, S.-Z., Gao, B., Zhou, J.-Y., et al.** *Improved corrosion resistance of magnesium alloys AZ31 and AZ91HP by high current pulsed electron beam treatment.* (2004) *Cailiao Rechuli Xuebao/Transactions of Materials and Heat Treatment*, 25 (5), pp. 1037-1040.
- [66] **Ye, H., Chen, R., Yan, Z.L.** *Effect of electron beam treatment on the surface properties of AZ31B magnesium alloy.* (2012) *Advanced Materials Research*, 424-425, pp. 1016-1019.
- [67] **Li, M., Hao, S., Dong, C.** *Improved wear resistance of magnesium alloys AZ91 by high current pulsed electron beam treatment.* (2009) *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 62 (4-5), pp. 485-487.
- [68] **Cao, H., Hao, Y., Zhang, W., et al.** *Effect of HCPEB surface modification on microstructure and properties of wrought Mg alloy AZ31.* (2010) *He Jishu/Nuclear Techniques*, 33 (12), pp. 881-885.
- [69] **Zou, J.-X., Qin, Y., Gao, B., et al.** *Surface melting and evaporation of pure Mg bombarded by high current pulsed electron beam.* (2005) *Cailiao Rechuli Xuebao/Transactions of Materials and Heat Treatment*, 26 (5), pp. 36-41.
- [70] **Fritsch, K., Zenker, R., Buchwalder, A.** *Improved Surface Properties of AZ31 and AZ91 Mg alloys Due to Electron Beam Liquid Phase Surface Treatment.* (2015) *Materials Today: Proceedings*, 2, pp. S188-S196.
- [71] **Fritsch, K., Buchwalder, A., Zenker, R., et al.** *Influence of electron beam liquid phase surface treatments on the corrosion resistance of AZ91D using different additive deposition techniques.* (2014) *Corrosion Science*, 88, pp. 109-117.
- [72] **Fritsch, K., Buchwalder, A., Zenker, R.** *Improved surface properties of Mg alloys due to electron beam liquid-phase surface treatment.* (2014) *Proceedings – European Conference on Heat Treatment and 21st IFHTSE Congress*, pp. 423-430.

- [73] **Fritsch, K., Buchwalder, A., Zenker, R., et al.** *Influence of microstructure on the corrosion 109esistence of AZ91D after EB surface alloying.* (2013) Materials Science Forum, 765, pp. 607-611.
- [74] **Zhao, T., Gao, B., Tian, X., et al.** *Modification and alloying of high purity magnesium surface with high current pulsed electron beam.* (2008) Zhenkong Kexue yu Jishu Xuebao/Journal of Vacuum Science and Technology, 28 (1), pp. 11-15.
- [75] **Surmeneva, M.A., Tyurin, A.I., Teresov, et al.** *Combined effect of pulse electron beam treatment and thin hydroxyapatite film on mechanical features of biodegradable AZ31 magnesium alloy.* (2015) IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 98 (1), art. No. 012030,
- [76] **Klemm, M., Rose, A., Haase, I., et al.** *Local materials engineering for the surface layer properties modification of aluminium alloys using recent electron beam deflection techniques [Lokales Werkstoffengineering zur Modifizierung der Randschichteigenschaften von Aluminium-legierungen mittels moderner Elektronenstrahl-Ablenktechniken].* (2012) HTM – Haertereitechnische Mitteilungen, 67 (1), pp. 4-12.
- [77] **Klemm, M., Franke, R., Haase, I., et al.** *Electron beam surface treatment of components of aluminium alloys – Microstructure, properties and distortion.* (2009) Proceedings of the 17th IFHTSE Congress, 1, pp. 173-176.
- [78] **Buchwalder, A., Zaulig, E., Zenker, R., et al.** *PVD hard coatings for high loaded Al alloys – Potentials and limitations.* (2015) Materials Science Forum, 828-829, pp. 334-339.
- [79] **Ivanov, Y.F., Koval, N.N., Vlasov, V.I., et al.** *The structure of the surface alloy formed as a result of high-speed melting of the film (TiCu)/substrate (Al) systém.* (2013) High Temperature Material Processes, 17 (4), pp. 241-256.
- [80] **Franke, R., Haase, I., Klemm, M., et al.** *Friction and wear behaviour of electron beam surface treated aluminium alloys AlSi10Mg(Cu) and AlSi35.* (2010) Wear, 269 (11-12), pp. 921-929.
- [81] **Dalke, A., Buchwalder, A., Spies, H.-J., et al.** *Increasing the wear behavior of Al alloys by means of combined surface alloying and nitriding [Erhöhung der tribologischen Beanspruchbarkeit von Aluminiumwerkstoffen durch die Kombination von Randschichtumschmelzlegieren und Nitrieren].* (2012) HTM – Haertereitechnische Mitteilungen, 67 (1), pp. 13-21.
- [82] **Utu, D., Marginean, G., Pogan, C., et al.** *Improvement of the wear 109esistence of titanium alloyed with boron nitride by electron beam irradiation.* (2007) Surface and Coatings Technology, 201 (14), pp. 6387-6391.
- [83] **Ivanov, Y.F., Kobzareva, T.Y., Raikov, S.V., et al.** *Modification of the surface of the VT6 alloy by plasma of electric explosion of a conducting 109esisten and by electron beam.* (2014) Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 55 (1), pp. 51-56.
- [84] **Ivanov, Y.F., Teresov, A.D., Petrikova, E.A., et al.** *Surface layer of commercially pure VT1-0 titanium after electric-explosion alloying and subsequent treatment by a high-intensity pulsed electron beam* (2013) Steel in Translation, 43 (12), pp. 798-802.
- [85] **Oh, J.C., Lee, S., Golkovski, M.G.** *Improvement of the hardness and wear 109esistence of (TiC, TiN)/Ti-6Al-4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron-beam irradiation.* (2001) Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 32 (12), pp. 2995-3005.
- [86] **Yun, E., Lee, K., Lee, S.** *Improvement of high-temperature hardness of (TiC, TiB)/Ti-6Al-4V surface composites fabricated by high-energy electron-beam irradiation.* (2004) Surface and Coatings Technology, 184 (1), pp. 74-83.
- [87] **Euh, K., Lee, J., Lee, S.** *Microstructural modification and property improvement of boride/Ti-6Al-4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron-beam irradiation.* (2001) Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 32 (10), pp. 2499-2508.
- [88] **Lenivtseva, O.G., Bataev, I.A., Golkovskii, M.G., et al.** *Structure and properties of titanium surface layers after electron beam alloying with powder mixtures containing carbon* (2015) Applied Surface Science, 355, pp. 320-326.
- [89] **Samoylenko, V.V., Lenivtseva, O.G., Polyakov, I.A., et al.** *The influence of non-vacuum electron-beam facing on the structure of Ti-Ta layers formed on the surface of VT1-0 alloy.* (2016) IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 124 (1), art. No. 012117,
- [90] **Golkovski, M.G., Bataev, I.A., Bataev, A.A., et al.** *Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum.* (2013) Materials Science and Engineering A, 578, pp. 310-317.
- [91] **Golkovsky, M.G., Zhuravina, T.V., Bataev, I.A., et al.** *Cladding of tantalum and niobium on titanium by electron beam, injected in atmosphere.* (2011) Advanced Materials Research, 314-316, pp. 23-27.
- [92] **Samoylenko, V.V., Lazurenko, D.V., Lenivtseva, O.G., et al.** *Influence of chemical composition of initial powders on structure and properties of Ti-Ta-Zr coatings fabricated on cp-titanium substrates by electron beam cladding.* (2014) IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 66 (1), art. No. 012026,

- [93] **Sosnin, K.V., Ivanov, Y.F., Gromov, V.E., et al.** *Analysis of Structure Formed in a Titanium Surface Layer Alloyed with Yttrium.* (2016) *Metallurgist*, pp. 1-6. Article in Press.
- [94] **Wang, X., Ahn, J., Bai, Q., et al.** *Effect of forming parameters on electron beam Surf-Sculpt protrusion for Ti-6Al-4V.* (2015) *Materials and Design*, 76, pp. 202-206.
- [95] **Xu, H., Zhao, H., Meng, L., et al.** *Microstructure characterisation of protrusions by electron beam surf-sculpt on the surface of TA15 Ti alloy.* (2012) *Jinshu Xuebao/Acta Metallurgica Sinica*, 48 (8), pp. 989-994.
- [96] **Buxton, A.L., Dance, B.G.I.** *Surfi-Sculpt™ - Revolutionary surface processing with an electron beam.* (2006) *Surface Engineering – Proceedings of the 4th International Surface Engineering Conference*, 2005, pp. 107-110.
- [97] **Bataev, I.A., Golkovskii, M.G., Losinskaya, A.A., et al.** *Non-vacuum electron-beam carburizing and surface hardening of mild steel.* (2014) *Applied Surface Science*, 322, pp. 6-14.
- [98] **Jung, A., Sohr, T., Zenker, R., et al.** *Electron-beam application of wear-resistant coatings on corrosion-resistant steels [Elektronenstrahl-Auftragen von Verschleißschutz-schichten auf korrosionsbeständige Stähle].* (2015) *HTM – Journal of Heat Treatment and Materials*, 70 (3), pp. 135-141.
- [99] **Bataev, I.A., Bataev, A.A., et al.** *Structure of surface layers produced by non-vacuum electron beam boriding.* (2013) *Applied Surface Science*, 284, pp. 472-481.
- [100] **Tashev, P., Kandeveva, M., Petrov, P.** *An investigation on the wear properties of carbon steel coated with nanoparticles using electron beam technice.* (2014) *Journal of the Balkan Tribological Association*, 20 (2), pp. 227-233.
- [101] **Gebert, A., Schneider, F., Schwarz, W., et al.** *Corrosion behaviour of carbon steel coated with Zr-based metallic glass.* (2002) *Materials and Corrosion – Werkstoffe und Korrosion*, 53 (2), pp. 85-90.
- [102] **Goncharenko, I.M., Itin, V.I., Isishenko, S.V., et al.** *Improvement of the 12C18Cr10NiTi steel corrosion 110esistence by intensive low-energy electron beam treatment.* (1993) *Zashchita Metallov*, (6), pp. 932-937.
- [103] **Ivanov, Y.F., Filimonov, S.Y., Denisova, Y.A., et al.** *Steel 45 surface modification by a combined electron-ion-plasma method.* (2015) *High Temperature Material Processes*, 19 (1), pp. 29-36.
- [104] **Weisenburger, A., Müller, G., Heinzel, A., et al.** *Corrosion, Al containing corrosion barriers and mechanical properties of steels foreseen as structural materials in liquid lead alloy cooled nuclear systems.* (2011) *Nuclear Engineering and Design*, 241 (5), pp. 1329-1334.
- [105] **Planche, M. P., Liao, H., Normand, B., et al.** *Relationships between NiCrBi particle characteristic and corresponding coating properties using different thermal spraying processes* (2005) *Surface and Coatings Technology*, 200(7), pp. 2465-2473
- [106] **Houdková, Š., Vostřák, M., Hruška, M., et al.** *Comparison of NiCrBSi coatings, HVOF sprayed, remelted by flame and by high-power laser.* (2013) *METAL 2013 – 22nd International Conference on Metallurgy and Materials*, Conference Proceedings, pp. 982-987.
- [107] **Serres, N., Hlawka, F., Costil, S., et al.** *An investigation of the mechanical properties and wear 110esistence of NiCrBSi coatings carried out by in situ laser remelting.* (2011) *Wear*, 270 (9-10), pp. 640-649.
- [108] **Vostřák, M., Hruška, M., Houdková, Š.** *Laser Re-Melting of HVOF sprayed NiCrBSi Coatings.* (2013) *Metal 2013*, pp. 921-925
- [109] **Guo-lu, L., Ya-long, I., Tian-shun, D., et al.** *Microstructure and interface characteristics of NiCrBSi thick coating remelted by TIG proces.* (2018) *Vacuum*, 156, pp. 440-448.
- [110] **González, R., Cadenas, M., Fernández, R., et al.** *Wear behaviour of flame sprayed NiCrBSi coating remelted by flame or by laser.* (2007), *Wear*, 262(3-4), pp. 301-307.
- [111] **González, R., Gardcía, M. A., Peñuelas, I., et al.** *Microstructural study of NiCrBSi coatings obtained by different processes.* (2007) *Wear*, 263 (1-6), pp. 619-624
- [112] **Serres, N., Hlawka, F., Costil, S., et al.** *Microstructures of metallic NiCrBSi coatings manufactured via hybrid plasma spray and in situ laser remelting proces.* (2011) *Journal of Thermal Spray Technology*, 20 (1-2), pp. 336-343
- [113] **Bergant, Z., Trdan, U., Grum, J.** *Effect of high-temperature furnace treatment on the microstructure and corrosion behavior of NiCrBSi flame-sprayed coatings.* (2014) *Corrosion Science*, 88, pp. 372-386
- [114] **Navas, C., Vijande, R., Cuetos, J. M., et al.** *Corrosion behaviour of NiCrBSi plasma-sprayed coatings partially melted with laser.* (2006) *Surface and Coating Technology*, 201 (3-4), pp. 776-785
- [115] **Sidhu, T.S., Prakash, S., Agrawal, R.D.** *Hot corrosion behaviour of HVOF-sprayed NiCrBSi coatings on Ni- and Fe-based superalloys in Na2SO4-60% V2O 5 environment at 900 °C.* (2006) *Acta Materialia*, 54 (3), pp. 773-784
- [116] **Miguel, J. M., Guilemany, J. M., Vizcaino, S.** *Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes.* (2003) *Tribology international*, 36 (3), pp. 181-187

- [117] **Xuliang, Ch., Xunpeng, Q., Zhenhua, Z., et al.** *Microstructural evolution and wear properties of the continual local induction cladding NiCrBSi coatings* (2018), Journal of Materials Processing Technology, 262, pp. 257-268
- [118] **Matlák, J., Doležal, P., Zapletal, J., et al.** *Electron beam surface quenching of X37CrMoV51 tool steel swages.* (2016) Manufacturing Technology, 16 (4), pp. 744-749
- [119] **Liu, J., Wang, Y., Li, H., et al.** *Numerical and experimental analysis of thermal and mechanical behavior of NiCrBSi coatings during the plasma spray proces.* (2017) Journal of Materials Processing Technology, 249, pp. 471-478
- [120] **Lucefin Group** Material sheet 42CrMo4. Dle standardu EN 10083-3: 2006. Dostupné z http://metallurgicaveneta.it/pdf_eng/acciai-al-carbonio-da-bonifica/42CrMo4.pdf
- [121] **Zenker, R., Underlich, U.,** *Werkstoff-Behandlungskatalog zum Elektronenstrahlhärten von Eisenwerkstiffen* (1989) TU-Karl-Marx-Stadt
- [122] **Hollmann, P., Grumbt, G., Zenker, R., et al.** *Investigation of cracking prevention in magnetron-sputtered TiAlN coatings during subsequent electron beam hardening.* (2018) Surface and Coatings Technology, 338, pp. 75-83

SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK

BSE		Zpětně rozptýlené elektrony
COF	[-]	Koeficient tření
EB		Elektronový paprsek
EBH		Kalení elektronovým paprskem
e_f	$[W \cdot s \cdot m^{-2}]$	Hustota přenesené energie
Fig		Příčný obrazec – obrazec skenující paprsek kolmo na směr posuvu
FRQ	[Hz]	Frekvence skenování EB ve směru kolmém na rychlost v_s
FRQ2	[Hz]	Frekvence skenování EB ve směru rovnoběžném s rychlostí v_s
GD-OES		Optická emisní spektrometrie s doutnavým výbojem
HAZ		Tepelně ovlivněná zóna
HF		Kalící obrazec
I_{EB}	[mA]	Proud elektronového svazku
KW		Kalibrace – koeficient propojující posuv součásti a deflekcí EB
Offset	[mA]	Rozostření – posun ohniska paprsku nad/pod povrch součásti
P	[kW]	Výkon dodaný EB
PE		Primární elektrony
q	$[W \cdot m^{-2}]$	Energetická hustota
SE		Sekundární elektrony
SEM		Rastrovací elektronová mikroskopie
SL	[mA]	Fokusační proud
SM		Světelná mikroskopie
Slopein		Nabíhání parametrů na procesní hodnoty
Slopeout		Pokles parametrů z procesních hodnot
SWX	[mm]	Šíře zpracovávané oblasti ve směru kolmém na rychlost posuvu v_s
SWY	[mm]	Délka zpracovávané oblasti ve směru rovnoběžném s rychlostí v_s
t_H	[s]	Interakční čas
T_m	[°C]	Teplota tavení základního materiálu
T_z	[°C]	Teplota zpracování
TR-Ni		Tuhý roztok niklu
U_{EB}	[kV]	Urychlovací napětí
v_s	$[mm \cdot s^{-1}]$	Rychlost posuvu komponenty

SEZNAM PŘÍLOH

Příloha 1

Protokol chemického složení výchozího materiálu 42CrMo4

Příloha 2

Atest prášku M-771.33 použitého k zhotovení nástřiku NiCrBSi

Příloha 3

Komplexní ovládací program EB zařízení použitý pro zhotovení vzorků.

Příloha 4

Optimalizované parametry analyzovaných vzorků