

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 — **Ing. et Ing. Jiří Matlák**
AUTHOR

ŠKOLITEL — **prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.**
SUPERVISOR

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 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

OBSAH:

1 Úvod **5**
2 Elektronový paprsek **5**
2.1 Vlastnosti a chování elektronů 5
2.2 Interakce elektronového svazku a pevné látky 5
2.3 Generátor elektronového paprsku 5
2.3.1 Elektronový zdroj 5
2.3.2 Elektronová optika 6
2.3.3 Vady elektronového svazku 6
3 Aplikace elektronového paprsku **6**
3.1 Svařování a pájení 6
3.2 EB Povrchové modifikace 6
3.2.1 Povrchové zpracování bez přetavení 6
3.2.2 Povrchové modifikace s přetavením 6
4 Cíle práce **7**
5 Materiál a metodiky experimentů **7**
5.1 Experimentální materiál 7
5.1.1 Zpracování v pevné fázi – ocel 42CrMo4 7
5.1.2 Zpracování v kapalné fázi - nástřik NiCrBSi 8
5.2 Zařízení elektronového svazku a vychylování EB 8
5.3 Parametry zařízení ovlivňující procesy povrchového tepelného zpracování 8
5.4 Příprava vzorků 8
5.4.1 Použité metody a zařízení při vyhodnocování vzorků 8
6 Výsledky experimentů a jejich diskuse **9**
6.1 Teplotní profil zpracování EBH 9
6.2 Strukturní změny oceli 42CrMo4 10
6.2.1 Vliv parametrů v_s, *Offset* a *FRQ* 10
6.2.2 Přetavení povrchu 11
6.2.3 Kalení elektromagnetickou indukcí a laserem 11
6.3 Měření tvrdosti oceli 42CrMo4 11
6.3.1 Hloubka EBH vrstvy 12
6.3.2 Indukční a laserové kalení 12
6.4 Struktura nástřiku NiCrBSi 13
6.4.1 Výchozí stav 13
6.4.2 Výskyt trhlin v přetavené vrstvě 13
6.4.3 Povrchová drsnost a porozita nástřiku 13
6.4.4 Změna struktury po přetavení 13

6.4.5 Fázové a chemické složení nástřiku 14
6.5 Měření tvrdosti nástřiku NiCrBSi 15
6.6 Odolnost proti opotřebení 15
6.7 Geometrie stop 16
6.7.1 Zpracování v pevné fázi 16
6.7.2 Zpracování v kapalné fázi 17
6.8 Energetická analýza 17
6.9 Shrnutí a diskuse výsledků 18
6.9.1 Zpracování módem „1 bod“ 18
6.9.2 Zpracování módem „meandr“ 19
6.9.3 Zpracování módy „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“ 19
6.9.4 Zpracování módem „pole“ 20
6.9.5 Vliv v_s a *Offset* 21
6.9.6 Odolnost proti opotřebení 21
7 Závěr 22
Použitá literatura 24
Seznam použitých zkratek 24

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 (EB) 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 neostrosti 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 nastříkaného materiálu byla dle literatury realizována řadou metod [4], nicméně elektronový svazek mezi nimi zatím nebyl.

2 ELEKTRONOVÝ PAPRSEK

2.1 Vlastnosti a chování elektronů

Elektrony představují základní elementární částice, které mohou být ovlivněny elektrostatickým a elektromagnetickým polem.

2.2 Interakce elektronového svazku a pevné látky

Elektrony se při dopadu s nejvyšší pravděpodobností srazí s elektrony v elektronovém obalu atomů, kterým předají velikou část své energie. Část elektronů může být odražena pružně zpět, či interagovat v podobě elektronů zpětně rozptýlených, sekundárních, Augerových, či záření tepelného, světelného, charakteristického rentgenového, atd. Hloubka penetrace elektronů do materiálu se v závislosti na urychlovacím napětí a typu materiálu pohybuje v řádech tisícin až desetin milimetru [5].

2.3 Generátor elektronového paprsku

Základ EB generátoru tvoří zdroj elektronů a elektronická optická soustava. Zařízení musí být ale doplněno o další podpůrné systémy – vakuový, chladicí, řídící a ovládací, bezpečnostní, generátor vysokého napětí, atd.

2.3.1 Elektronový zdroj

Zdroj elektronů představuje katoda, ze které se elektrony uvolňují několika mechanismy. Pro zpracování materiálů se používají nejčastěji termoemisní zdroje s využitím wolframu, i když má relativně vysokou výstupní práci.

2.3.2 **Elektronová optika**

Většina zdrojů vytváří mírně divergentní svazek, který se zaostřuje do stopy o průměru mezi 0,1 a 1,0 mm především pomocí elektromagnetických cívek, které umožňují rychlou změnu ohniskové vzdálenosti změnou procházejícího proudu. Elektronovou optiku dále tvoří prvky odstraňující vady EB a systém vychylování elektronového svazku.

2.3.3 **Vady elektronového svazku**

Mezi nejtypičtější vady elektronového paprsku patří nepřesnost centrování elektronového svazku, sférická (kulová) vada, chromatická (barevná) aberace a astigmatismus [6].

3 APLIKACE ELEKTRONOVÉHO PAPRSKU

Nejčastější uplatnění nalézá EB v elektronové mikroskopii, ale vedle ní stojí silové aplikace, kde se svými vlastnostmi blíží moderním laserům. Zpracování se obvykle dělí do tří skupin: spojování, obrábění a povrchové úpravy, které se dále člení podle dosahované teploty na procesy v tuhé respektive v kapalné fázi.

3.1 Svařování a pájení

Nejrozšířenější silovou aplikaci EB představuje svařování, které díky hloubkovému efektu (tvorba key hole) mohou na jeden průchod vytvářet průvary až 300 mm v nerezavějící oceli a 200 mm v mědi. EB svary jsou charakteristické minimální šíří tepelně ovlivněné zóny. Díky malému tepelnému ovlivnění lze technologii využít i v blízkosti teplotně citlivých částí. Velmi rychlé vychylování umožňuje udržovat současně několik tavných lázní a provádět vícebodové svařování. EB svařováním lze rovněž spojovat materiály s rozdílnými vlastnostmi.

3.2 EB Povrchové modifikace

Rychlé vychylování EB umožňuje zpracovávat více vybraných oblastí současně a případně provádět v jeden okamžik více typů tepelného zpracování.

3.2.1 **Povrchové zpracování bez přetavení**

Kalení slitin železa představuje nejrozšířenější aplikaci bez natavení povrchu. Maximální hloubka zpracování se u ocelí v závislosti na obsahu uhlíku pohybuje v rozmezí 1,2–2,0 mm. Při kalení grafitických litin dochází k výraznému navýšení tvrdosti a odolnosti proti opotřebení bez ohledu na tvar grafitu. Při zpracování větších ploch více průchody dochází k popouštění dříve vzniklé martenzitické struktury a doporučuje se 50% překryv stop. Kalení elektronovým svazkem (EBH) lze spojit s další technologií (PVD, CVD, magnetron aj.) a provádět duplexní zpracování a dosáhnout lepších vlastností nežli samotnými technologiemi.

3.2.2 **Povrchové modifikace s přetavením**

U slitin železa se EB přetavení využívá u grafitických litin, kdy rychlým ochlazením vznikne na povrchu bílá litina s vyšší tvrdostí a odolností proti opotřebení. Přetavení povrchu neželezných slitin vede rovněž ke zvýšení tvrdosti, odolnosti proti opotřebení a korozi. Ještě lepších výsledků lze dosáhnout povrchovým legováním či nanášením povlaků s následnou EB modifikací. Povrchy hořčíkových slitin se nejčastěji modifikují hliníkovými slitinami nebo hydroxyapatitem (zvýšení biokompatibility). Hliníkové slitiny se často povrchově legují kobaltem, mědí a niklem. Duplexním procesem s následnou nitridací se vytváří velmi tvrdý gradientní povlak. U titanových slitin se pro zvýšení povrchové tvrdosti využívá tvrdých materiálů (BN, SiC, nitridy či boridy titanu), nebo pro využití v medicíně biokompatibilních kovů (nejčastěji Ta, Nb, Zr). Titanové slitiny využívané v protetice mohou být modifikovány technologií „Surfi-Sculpt“, kdy se vytváří cílený povrchový reliéf.

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:

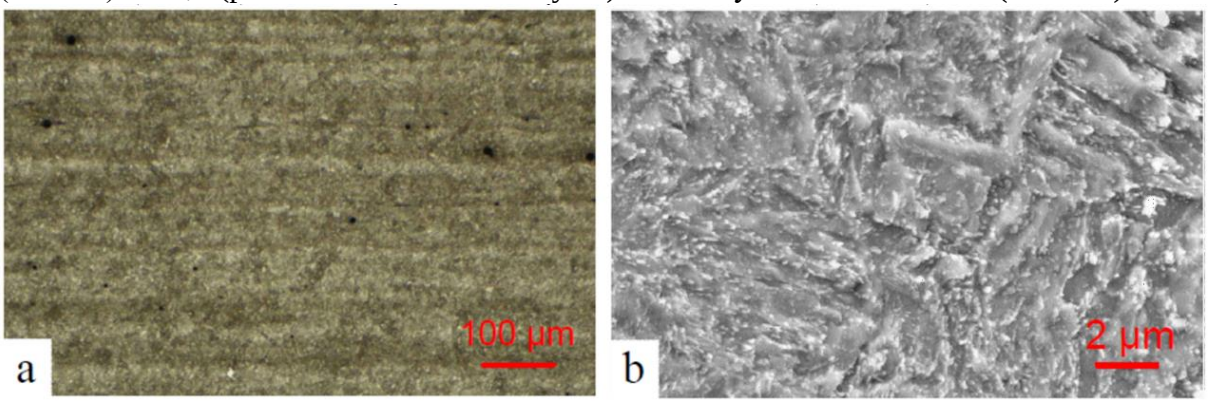
- Specifikovat postupy vychylování elektronového svazku, které umožní řízené zpracování povrchů kovových materiálů v pevné i kapalné fázi. Dále analyzovat u každého způsobu vychylování vliv rychlosti zpracování a míry rozostření elektronového svazku. Porovnat teplotní profily pro zpracování danými módy.
- V této souvislosti nalézt hodnoty optimálního výkonu elektronového svazku pro zvolené konfigurace elektronového svazku při zpracování v pevné i kapalné 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 kapalné 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

5.1.1 Zpracování v pevné fázi – ocel 42CrMo4

Zvolená ocel 42CrMo4 (1.7225 nebo AISI 4140) se běžně využívá pro povrchové kalení. Spektrometricky bylo stanoveno toto chemické složení (hm%): 0,41 C; 0,69 Mn; 0,25 Si; 1,04 Cr; 0,20 Mo. Experimenty byly prováděny na broušených vzorcích, které byly nejprve objemově zakaleny a popuštěny na 600 °C. Výchozí struktura byla tvořena sorbitem o tvrdosti (302 ± 6) HV0,5 (pozn. ± směrodatná odchylka) a měla výraznou řádkovitost (Obr. 5.1).



Obr. 5.1 Výchozí struktura oceli 42CrMo4 (a) SM (b) SEM – SE

5.1.2 Zpracování v kapalné fázi - nástřik NiCrBSi

NiCrBSi vykazuje dobrou odolnost proti opotřebení, korozi a oxidaci v prostředích s teplotou do 800 °C a je často náhradou tvrdého chromování. Nanášení probíhá pomocí termických nástřiků a následné přetavení (nejlépe laserem) vede ke zlepšení vlastností. Přetavení nástřiku pomocí EB zatím nebylo v literatuře diskutováno. Vzorky byly připraveny metodou HVOF z prášku se složením 15 % Cr; 4 % Fe; 4 % Si, 3 % B; 0,8 % C; zbytek Ni. Strukturu byla homogenní a tvořena jednotlivými částicemi šupinovitého tvaru (dále splaty), které obsahovaly tvrdé jemné precipitáty obklopené eutektikem.

5.2 Zařízení elektronového svazku a vychylování EB

Experimenty byly realizovány na zařízení elektronového svazku dostupném v rámci NETME CENTRE v Brně. Vychylování EB se provádí změnou proudů procházejících vychylovacími cívkami, jež jsou upravovány tak, aby pozice odpovídaly skenovacímu obrazci, který vzniká z jednoho, nebo z kombinace dvou předpisů pozic ve virtuálním 2D prostoru. Mód „1 bod“ představuje statický EB. U „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“ svazek v jedné přímce přechází mezi daným počtem pozic. 2D mód „pole“ má na čele vyšší intenzitu energie pro ohřev chladného materiálu, a poté následuje izotermická výdrž zajišťující prohřátí do hloubky. Mód „meandr“ využívá součinnosti pohybů komponenty a EB, čímž se vytváří meandrovitá trajektorie.

5.3 Parametry zařízení ovlivňující procesy povrchového tepelného zpracování

Experimenty byly prováděny při konstantním urychlovacím napětí U_{EB} = 80 kV a nalezeným optimálním proudem svazku I_{EB}. Oblast skenování EB byla definována rozměry *SWX* a *SWY* společně se frekvencemi *FRQ* resp. *FRQ2*. Rozostření *Offset* představuje rozdíl proudu procházejícího ostřící cívkou oproti optimu (kladné hodnoty směrem nad povrch). Poslední parametr představovala rychlost posuvu komponenty $\boldsymbol{v_s}$ vůči ose EB.

5.4 Příprava vzorků

Případné nežádoucí vlivy byly potlačeny standardizací upnutí a postupu zpracování. Při EBH byl materiál před zpracováním další oblasti ochlazen na pokojovou teplotu. Vzorky NiCrBSi byly předehřívány na teplotu 500 °C (temperování materiálu min. 10 minut). Pro měření teplotního profilu při EBH bylo využito vestavěného pyrometru, který byl zaměřen doprostřed zpracovávané oblasti. Pro možnost porovnání EBH vrstev byly zhotoveny vzorky pomocí laseru s oscilační kalicí hlavou a pomocí vysokofrekvenční elektromagnetické indukce (vzorky válcového tvaru).

5.4.1 Použité metody a zařízení při vyhodnocování vzorků

Optimální výkony EB pro dané konfigurace byly hledány metodou pokus-omyl. V případě EBH bylo optimum výkonu stanoveno jako nejvyšší hodnota bez natavení povrchu, které bylo detekovatelné pouze při makroskopickém pozorování, kdy natavené oblasti byly lesklejší. Při přetavení NiCrBSi se jednalo o maximum, kdy ve struktuře nebyla přítomna hrubá dendritická struktura mikroskopicky pozorovatelná i na vyleštěných vzorcích. Metalografické výbrusy byly zhotoveny vždy kolmo na směr pohybu komponenty $\boldsymbol{v_s}$ a ve vybraných případech i rovnoběžně s $\boldsymbol{v_s}$. Struktura oceli 42CrMo4 byla vyvolána leptadlem Nital 5% a u NiCrBSi šlo o směs HCl, HNO_3 a vody v poměru 1:10:10. Pro pozorování byl použit světelný mikroskop (SM) a rastrovací elektronový mikroskop (SEM).

Tvrdost byla měřena metodou dle Vickerse (HV0,5). Profily tvrdosti byly vždy stanovovány směrem od povrchu do jádra materiálu uprostřed zpracované oblasti (ve třech 0,1 mm vzdálených řadách) a ve vybraných případech i rovnoběžně s povrchem v hloubce 0,1 mm (jedna řada). Hloubka zakalené vrstvy byla stanovována v místě poklesu tvrdosti na hodnoty základního materiálu. Fázové složení bylo stanoveno XRD analýzou měřením na

povrchu vzorku uprostřed stopy. Porozita nástřiku NiCrBSi byla vyhodnocena na základě obrazové analýzy snímků ze světelné mikroskopie.

Vzorky NiCrBSi byly testovány na odolnost proti opotřebení metodou pin-on-disc za použití kuličky z Al_2O_3 o průměru 6 mm, která byla přitlačována 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.

6 VÝSLEDKY EXPERIMENTŮ A JEJICH DISKUSE

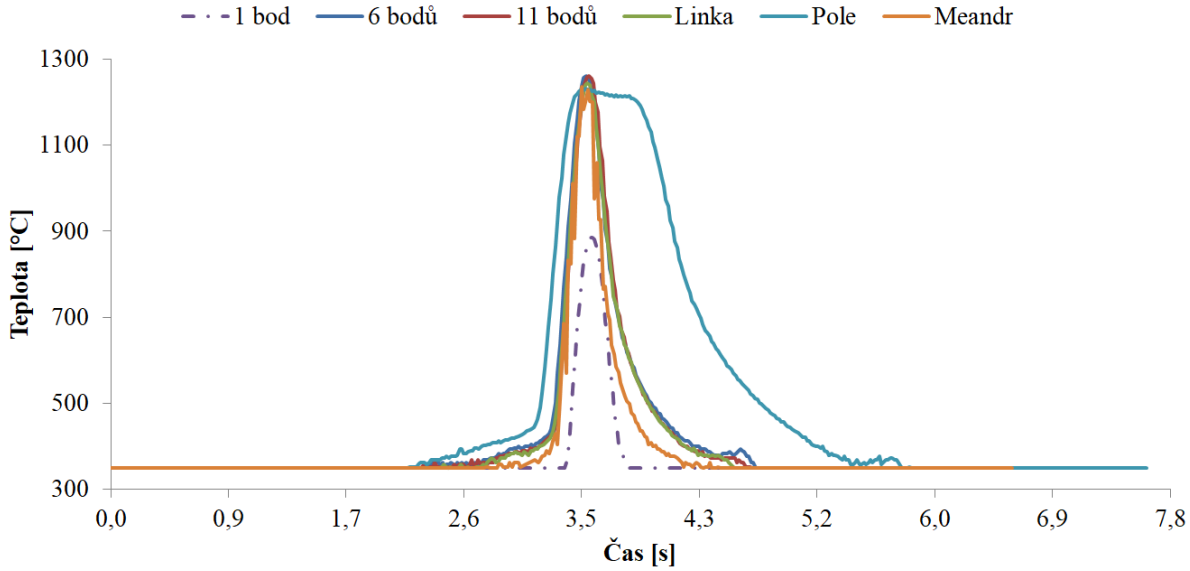
6.1 Teplotní profil zpracování EBH

Na základě měření teplotního profilu byla u módu „pole“ stanovena délka obrazce *SWY* (Tab. 6.1). U delšího obrazce klesala teplota zpracování v zadní části obrazce a u kratšího se neprohřál materiál v dostatečné hloubce. Jako optimální hodnota *SWY* pro danou rychlost v_s byl stanoven nejdelší obrazec s izotermickým průběhem zpracování.

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

Rychlost posuvu v_s [mm·s^{-1}]	5	10	15	20	25
Délka *SWY* [mm]	5	10	12	20	25

Teplotní profily jednotlivých módů byly informativní, neboť měření místy naráželo na technická omezení pyrometru. U „pole“ byla nicméně dobře patrná delší výdrž na teplotě. Mezi „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka nebyly pozorovány významné rozdíly. Pravděpodobně vlivem nepřesností měření vycházela nejnižší teplota zpracování u nejrychlejšího módu „1 bod“. U „meandr“ probíhal ohřev s mírnými výkyvy v závislosti na průchodu EB.



Obr. 6.1 Porovnání teplotních profilů jednotlivých módů ve směru v_s

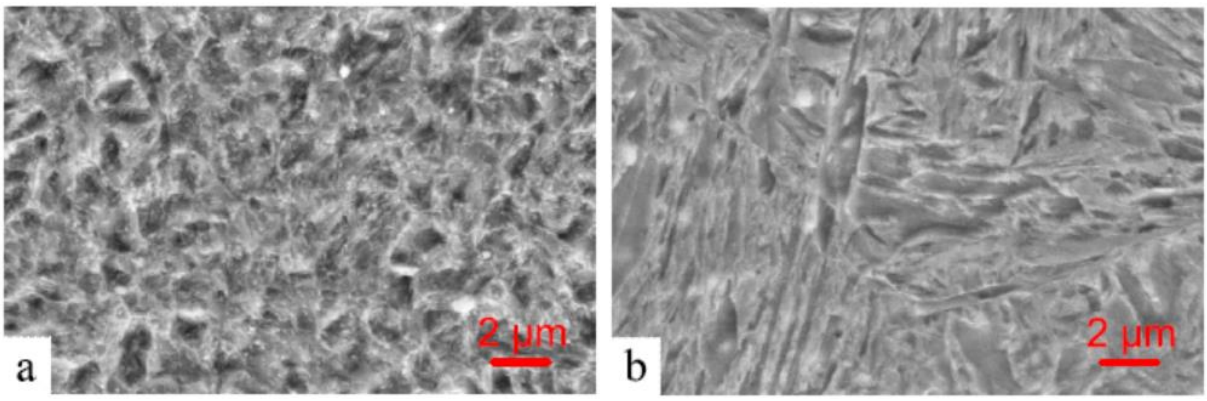
Vliv rychlosti v_s na teplotní profil nebyl pozorován vyjma nejnižší rychlosti 5 mm·s^{-1}, kdy došlo ke snížení teplotních gradientů, ale doba výdrže na teplotě byla zachována. Vyšší *Offset* u většiny módů vedl k mírnému prodloužení ohřevu a výraznému zpomalení ochlazování, navíc u „meandr“ vymizelo kolísání teploty. Vlivem optimalizace *SWY* u „pole“ nebyly pozorovány změny teplotního profilu a pouze nejvyšší hodnoty *Offset* způsobily mírné zpomalení ochlazování.

6.2 Strukturní změny oceli 42CrMo4

Ve výchozí sorbitické struktuře s patrnou řádkovitostí (Obr. 5.1) byla detekována XRD analýzou směs feritu a karbidů Fe_3C (Tab. 6.2). EBH vrstvy tvořil martenzit, který byl nejhrubší u povrchu (posuzováno kvalitativně). Při porovnání módů nejhrubější struktura vznikla pravděpodobně z důvodu různých rychlostí kalení u „pole“ a naopak nejjemnější u „1 bod“ (Obr. 6.2). Struktura u „meandr“ byla blízká „1 bod“. Hrubší struktury u „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“ si byly vzájemně podobné. Vlivem rychlého ohřevu nedošlo k rozpuštění veškerého karbidu Fe_3C, jehož přítomnost byla detekována u povrchu XRD analýzou. Výjimkou byl „1 bod“, u kterého nebyl Fe_3C u povrchu detekován, ale byl pozorován mikroskopicky ve větší hloubce. Vyšší počet předepsaných pozic vedl k vyšším obsahům Fe_3C a stabilizaci austenitu, který byl detekován u „pole“ a „linka“. V oblasti rozhraní se plynule měnil obsah martenzitu a sorbitu a jeho šíře rostla v závislosti na módu v pořadí „1 bod“, „meandr“, „6 bodů“, „11 bodů“, „linka“ a „pole“.

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



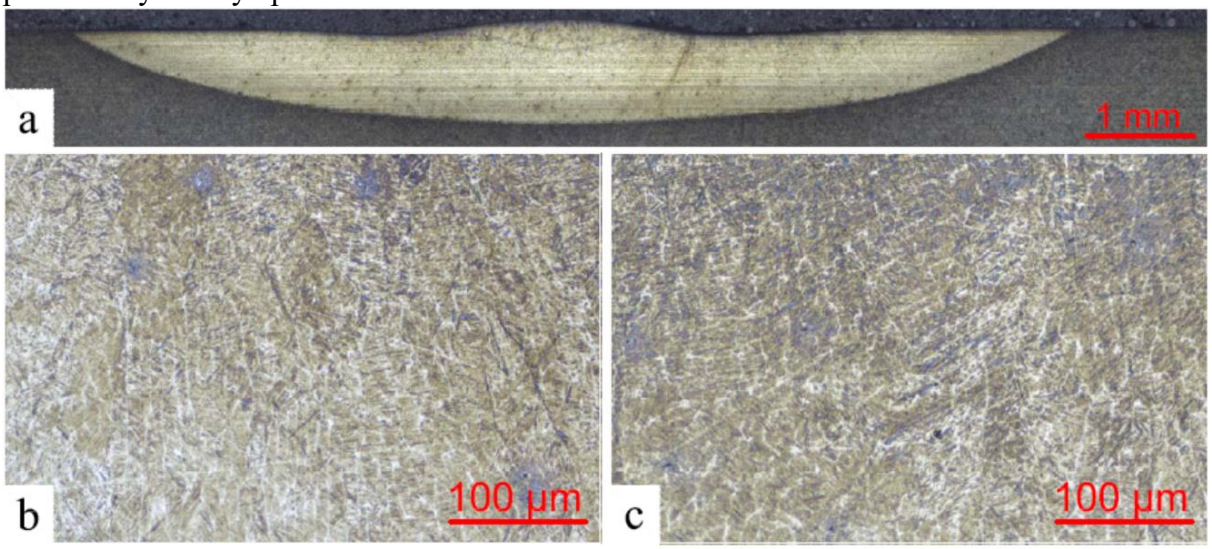
Obr. 6.2 Mikrostruktura (SEM-SE) EB kalených vrstev módem (a) „1 bod“ a (b) „pole“

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

Při nižší rychlosti v_s patrně z důvodu pomalejšího ochlazování došlo k vyloučení hrubší martenzitické struktury. Při nízkých hodnotách *Offset* byl proces zpracování rychlý a došlo k vyloučení jemného martenzitu a naopak veliké rozostření vedlo k hrubější struktuře. Vliv skenovací frekvence *FRQ* byl testován u módu „linka“, ale po snížení rychlosti oscilace na čtvrtinu (250 Hz) nebyl pozorován rozdíl ve struktuře ani v oblasti rozhraní.

6.2.2 **Přetavení povrchu**

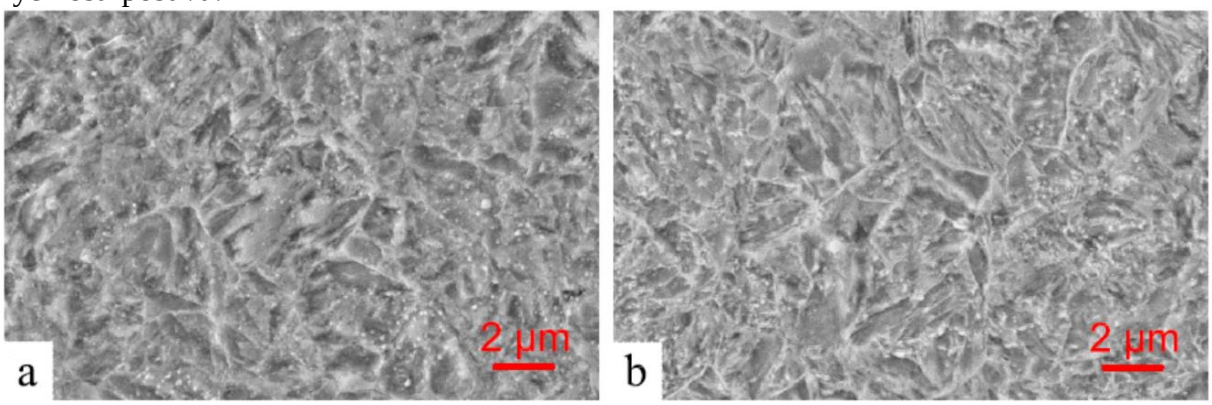
Natavené vzorky byly zhotoveny 1,25 a 1,50 násobkem optimální hodnoty energie EBH pro „linka“, „pole“ a „meandr“. V oblasti taveniny se zformovala dendritická struktura (Obr. 6.3), která byla s rostoucím objemem výraznější. Největší objem taveniny vznikl v případě módu „pole“ a naopak nejmenší u „meandr“. Mikrostrukturu v přetavené i zakalené části tvořil hrubý martenzit. Na přechodu zpracovaných vrstev do základního materiálu nebyly pozorovány změny oproti EBH vzorkům.



Obr. 6.3 Makrostruktura (LM) přetavené struktury módem (a) (b) „linka“, (c) „pole“

6.2.3 **Kalení elektromagnetickou indukcí a laserem**

Struktura po indukčním kalení (Obr. 6.4a) se nejvíce podobala „1 bod“ popř. „meandr“. Obsah cementitu byl srovnatelný s „meandr“, ale navíc byl detekován zbytkový austenit (Tab. 6.2). Statickým laserem vznikla struktura podobná „1 bod“ obsahující pouze martenzit. Oscilující laser vytvořil strukturu podobnou „6 bodů“ a „11 bodů“ se srovnatelným obsahem Fe_3C. Snížení rychlosti posuvu stejně jako zaostření laseru vedlo ke vzniku hrubšího martenzitu. U všech vzorků byl plynulý přechod z martenzitu na výchozí sorbit. V porovnání s EBH u indukčního kalení vznikla nejširší přechodová oblast. Šíře oblasti byla u statického i oscilujícího laseru shodná a k jejímu ztenčení docházelo zaostřením svazku nebo zvýšením rychlosti posuvu.

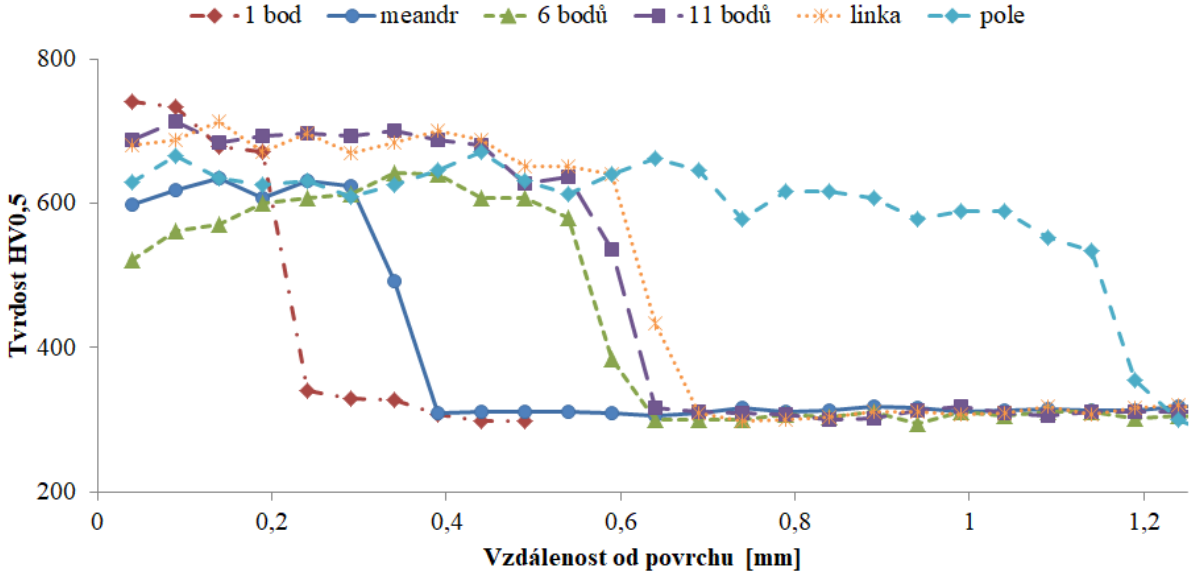


Obr. 6.4 Mikrostruktura (SEM-SE) vzorku kaleného (a) indukčně, (b) oscilujícím laserem

6.3 Měření tvrdosti oceli 42CrMo4

Tvrdost sorbitické struktury výchozího materiálu byla (302 ± 6) HV0,5 a procesem EBH nedocházelo k jejímu dalšímu popuštění. Z důvodu shodné tvrdosti struktury po mírném natavení povrchu nebylo možné měření využít pro stanovení optimálního proudu EBH. Tvrdost zpracovaných vrstev směrem od povrchu do jádra byla ve většině případů přibližně

konstantní, popř. pozvolna klesala (Obr. 6.5). V několika případech („pole“, „linka“ s nižší v_s a „meandr“ při vyšším *Offset*) byla ale tvrdost u povrchu menší a postupně rostla, což mohlo být vlivem nižšího teplotního gradientu v oblasti povrchu, hrubší struktury, popř. popouštění vzniklé struktury. U všech vzorků byla zaznamenána přechodová oblast mezi zakalenou a výchozí strukturou s plynulou změnou tvrdosti. Tvrdost v konstantní hloubce byla napříč vrstvami přibližně shodná a lze předpokládat homogenní strukturu. Pouze u „6 bodů“ s *Offset* = 50 mA bylo vlivem úzké oblasti přenosu energie zaznamenáno 6 lokálních maxim. Homogenita martenzitu byla potvrzena u „meandr“ (rozestup EB stop 0,5 mm) i ve směru v_s. Nižší skenovací frekvence FRQ asi vlivem horší distribuce energie vedla k mírně měkčí struktuře a zpracována byla tenčí vrstva. U výrazně přetavených vzorků nebyly pozorovány změny tvrdosti martenzitu, pouze docházelo k mírnému poklesu tvrdosti na rozhraní mezi pevnou a kapalnou fází (v řádu desítek HV).



Obr. 6.5 Porovnání závislostí tvrdosti na vzdálenosti od povrchu u EBH vrstev zpracovaných jednotlivými módy (v_s = 15 mm·s^{-1}; *Offset* = 100 mA)

6.3.1 Hloubka EBH vrstvy

Nejmenší hloubky EBH vrstvy (dále hloubka) byly u „1 bod“, což bylo asi z důvodu nepřerušovaného ohřevu daného místa. Při přechodu mezi více pozicemi může být pulz intenzivnější a energie se poté odvede hlouběji do materiálu. Hloubku zakalení u zbývajících módů ovlivňovala především délka interakce EB se zvoleným místem. Rostoucí míra *Offset* vedla k prodloužení času, a tedy i ve všech případech ke zvýšení hloubky. Při vysokém *Offset* nebyly již výrazné rozdíly mezi módy, protože po rozostření skenovacích obrazců byla distribuce energie přibližně srovnatelná. Módy „1 bod“ a „pole“ měly nižší odezvu na změnu rozostření. Vliv rychlosti v_s byl pozorován pouze u „meandr“, „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“, kdy s klesající hodnotou rostla hloubka. Nejvyšších hloubek zakalení bylo dosaženo u „pole“ a v důsledku optimalizace *SWY* nebyla pozorována závislost na v_s. U „1 bod“ rovněž nebyl pozorován vliv rychlosti, ale zde byla pravděpodobně limitující teplená vodivost.

6.3.2 Indukční a laserové kalení

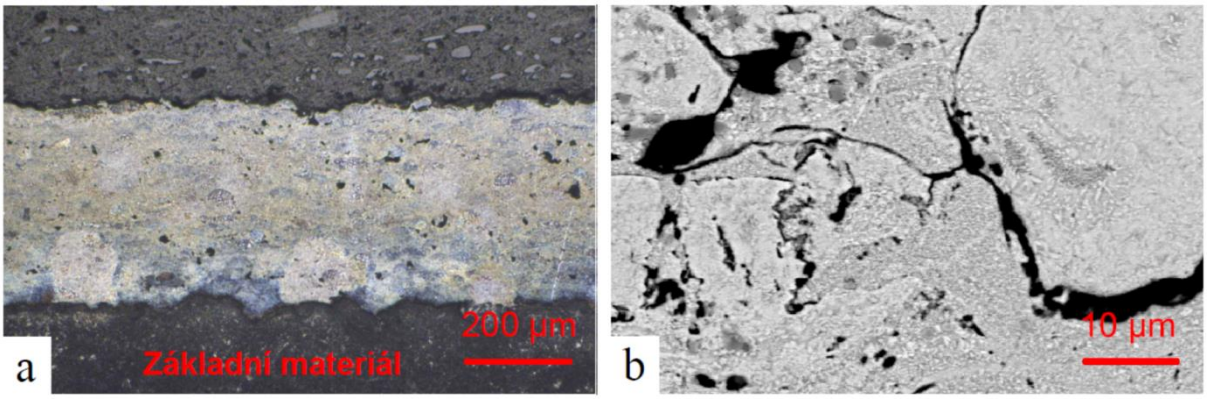
Stopy vytvořené indukčním kalením měly směrem do jádra přibližně konstantní tvrdost do přechodu na výchozí strukturu. Přechodová oblast byla výrazně širší a hloubka zakalení vyšší než u většiny vzorků EBH. Vrstvy vytvořené laserovým kalením byly vždy u povrchu měkčí a směrem do jádra tvrdost stoupala do maximálních hodnot podobných EBH. Šíře přechodové oblasti byla srovnatelná s EBH vrstvami. Vzorky zpracované oscilujícím laserem vykazovaly obdobnou odezvu na v_s a *Offset* jako u EBH. Statickým laserem byly připraveny

hlubší vrstvy než u EBH a byla pozorována závislost na rychlosti. Důvodem byla asi přerušovaná dodávka energie v důsledku průběžného měření teploty.

6.4 Struktura nástřiku NiCrBSi

6.4.1 Výchozí stav

Tloušťka nástřiku NiCrBSi naneseného technologií HVOF byla asi 500 µm a povrchová drsnost S_a činila 8,8 µm. Ve vrstvách nebyly pozorovány trhliny, ale občas se vyskytovaly částice korundu po tryskání či nenataveného prášku. Porozita byla přibližně 4,6 % a průměrná velikost pórů 15,9 μm^2. Mikrostrukturu tvořily splaty), jejichž hranice mohly být zdrojem trhlin (Obr. 6.6). Struktura byla napříč vzorkem homogenní s vyloučenými jemnými precipitáty. XRD analýzou byly detekovány tyto fáze: tuhý roztok niklu (TR-Ni), boridy a silicidy niklu či chromu (Tab. 6.3), ale nebyl pozorován výskyt karbidů. Pouze ve výchozím stavu byl vyšší obsah Ni_3B než tuhého roztoku Ni. Chemické složení nástřiku bylo ověřeno pouze pomocí EDS analýzy.



Obr. 6.6 Výchozí struktura při pozorování (a) SM, (b) SEM – BSE.

6.4.2 Výskyt trhlin v přetavené vrstvě

Bez předehřevu materiálu docházelo k popraskání nástřiku. Teplota předehřevu byla zvolena 500 °C, čímž se potlačila martenzitická přeměna základního materiálu. S rostoucí rychlostí posuvu, klesající mírou rozostření *Offset* a klesajícím počtem skenovaných poloh docházelo k popraskání vrstvy. Důvodem patrně byla vyšší rychlost procesů s vyššími teplotními gradienty, které vnášely do materiálu větší napětí. Pro zpracování bez defektů u každého módu existoval minimální *Offset*, který se s klesající v_s snižoval.

6.4.3 Povrchová drsnost a porozita nástřiku

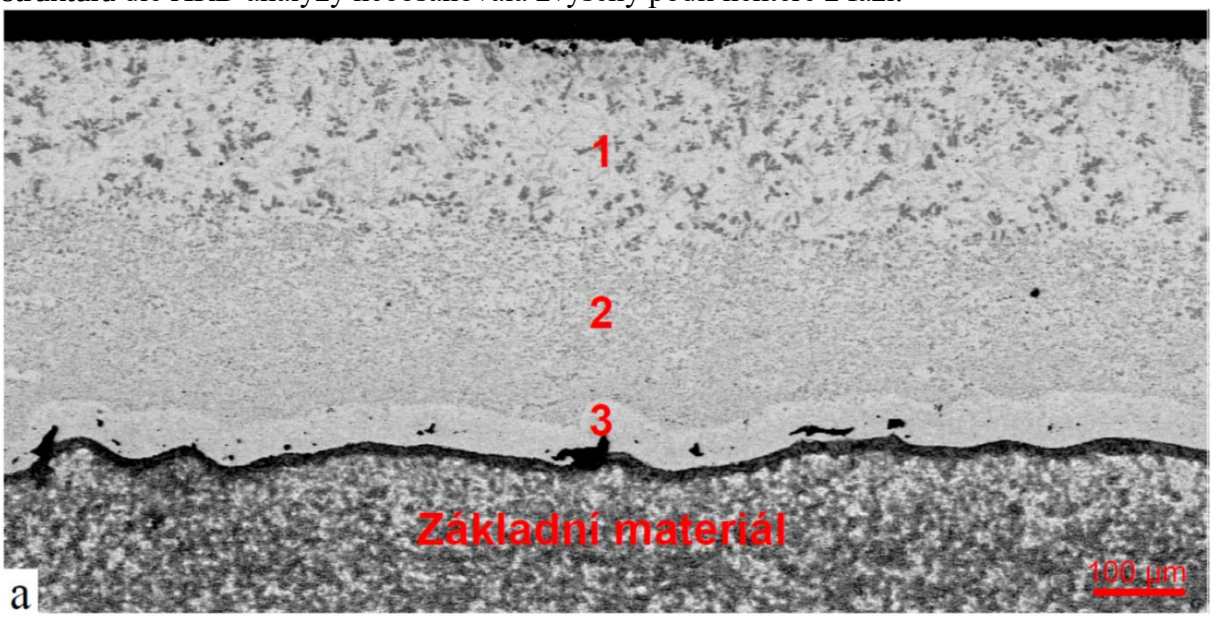
Přetavením docházelo k výraznému snížení povrchové drsnosti (na cca. 1 µm), kde okraje stop měly ještě asi o třetinu nižší drsnost, což asi bylo vlivem kohezních sil v tavenině. Výjimku představoval pouze „meandr“ s nižším objemem taveniny. Nejnižší drsnosti byly u „linka“ a „meandr“, ale povrch u „meandr“ byl značně vlnitý. Nejdrsnější povrch byl u „pole“. Vliv rychlosti v_s nebyl pozorován, ale veliký *Offset* zhoršil drsnost.

Porozita vrstvy byla přetavením snížena minimálně o polovinu a v nejlepších případech klesla k hodnotě 0,5 %, tj. na $\frac{1}{11}$ původní hodnoty. Vlivem nejdelší interakce EB s daným místem docházelo k nejlepšímu odplynění u „pole“. Vliv v_s na hodnotu porozity nebyl pozorován, ale u „linka“ se změnila distribuce. Při nízkých rychlostech vzniklo několik větších pórů v oblasti rozhraní, zatímco u vyšších rychlostí byly malé póry rovnoměrně rozložené napříč celou vrstvou. Vliv *Offset* na množství a distribuci pórů nebyl pozorován.

6.4.4 Změna struktury po přetavení

Splaty po přetavení vymizela a došlo k rozdělení struktury na tři zóny (Obr. 6.7) stejně jako při laserovém zpracování [4]. Zóna „1“ byla charakteristická rozvinutou dendritickou strukturu s hrubými precipitáty a byla dobře pozorovatelná SM na neleptaném vzorku.

Protože se jedná o strukturu o 50 HV0,5 měkčí než v zóně „2“, byla snaha její výskyt potlačit, což ale u „pole“ a při velikých rozostřeních EB nebylo možné. Důvodem asi byla delší výdrž EB na místě a tím pak pomalejší tuhnutí materiálu. Prostřední zóna „2“ byla tvořena jemnou strukturou s homogenně distribuovanými precipitáty. Zóna „3“ byla na rozhraní nástřiku a základního materiálu a vyznačovala se jemnými dendrity. Zóna „3“ se vyskytovala u vzorků s velikým rozostřením a zpracovaných módem „pole“ a „6 bodů“. Nejjemnější struktura byla pozorována u „meandr“ a nejhrubší naopak u „pole“. Důvodem patrně bude délka interakce EB s materiálem, což potvrzuje hrubší struktura pro vyšší *Offset,* nebo nižší v_s. Hrubší struktura dle XRD analýzy neobsahovala zvýšený podíl některé z fází.



Obr. 6.7 Strukturní zóny po přetavení („linka“; v_s = 15 mm·s^{-1}; Offset = 300 mA / SEM – SE)

6.4.5 Fázové a chemické složení nástřiku

Podle výsledků XRD analýzy přetavené vzorky obsahovaly oproti výchozímu stavu méně Ni_3B a $CrSi_2$, více tuhého roztoku niklu (TR-Ni) a nově fázi CrB (Tab. 6.3). Fázové složení vzorků spíše souviselo s výskytem strukturní zóny „1“ než způsobem vychylování EB. Vyšší rychlost v_s vedla ke zvýšení množství silicidu Ni_3Si na úkor TR-Ni. EDS mapování prvků ukázalo ve struktuře nehomogenní rozložení Ni, Cr a částečně i Si. Lokální analýzu bylo možné provést pouze na hrubých precipitátech v zóně „1“. Ve struktuře převládal TR-Ni, ve kterém byl rozpuštěn Cr, Fe a Si. Dále byly pozorovány oblasti s vyšším obsahem Si (patrně směs Ni_3Si a TR-Ni), šedé oblasti s vyšším podílem chromu a niklu (asi směs Ni_3Si a CrB) a tmavé precipitáty patrně CrB.

Tab. 6.3 Výsledky XRD fázové analýzy NiCrBSi (v hm. %) (v_s = 5 mm·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	

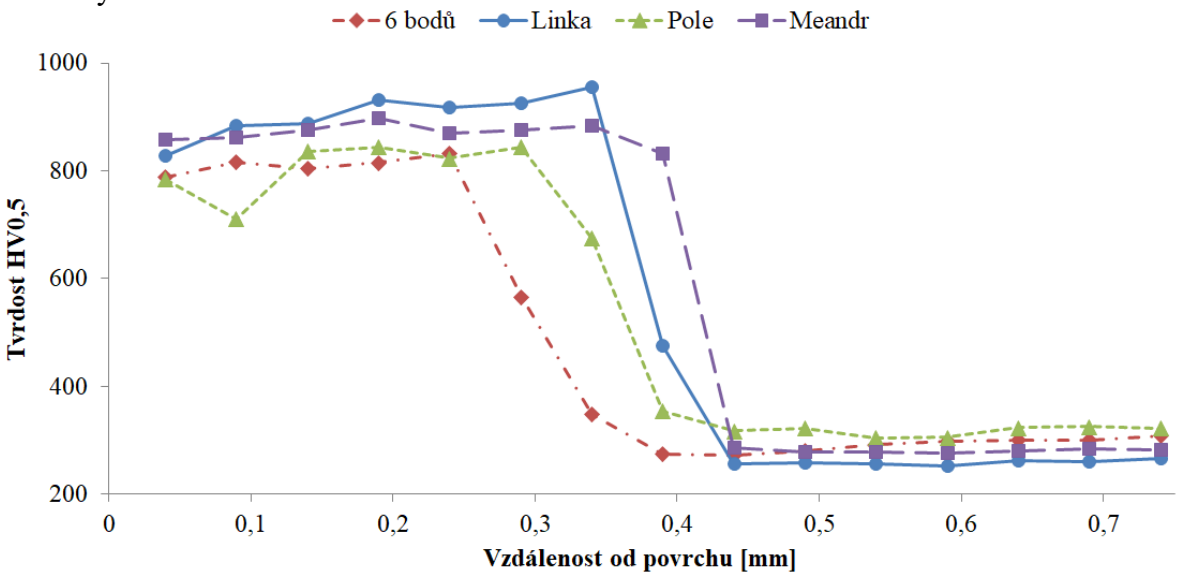
Nástřik byl i po přetavení ostře oddělen od základního materiálu, ale došlo k mírnému vyrovnání rozhraní. U módů „6 bodů“ a „pole“ byla patrná difúze Cr a Fe, zatímco u „linka“ a „meandr“ nebyla pozorována. Nejvíce byla difúzí ovlivněna strukturní zóna „3“, kde

v nástřiku vzrostl obsah železa a naopak poklesl obsah chromu, který přešel do základního materiálu. Difúze niklu do základního materiálu nebyla pozorována, ale v rámci nástřiku došlo ke zvýšení obsahu Ni v zóně „3“. Mírná difúze nastala i u křemíku, který přešel ze základního materiálu do nástřiku. Změna v_s neměla zásadní vliv na rozdělení prvků. Zvýšení *Offset* podporovalo difúzi a rovněž tvorbu zóny „3“, neboť docházelo k prodloužení procesu zpracování.

6.5 Měření tvrdosti nástřiku NiCrBSi

Tvrdost výchozího NiCrBSi byla (910 ± 113) HV0,5 a přechod na základní materiál byl skokový. U přetavených vzorků nebyl vlivem nižší porozity již tak veliký rozptyl těchto hodnot. U vzorků zpracovaných „linka“ a „meandr“ tvrdost plynule směrem do jádra stoupala (asi o 100 HV0,5), bylo dosaženo vyšší maximální tvrdosti a přechod na základní materiál byl skokový (Obr. 6.8). Pro „pole“ a „6 bodů“ byla charakteristická nižší povrchová tvrdost, vlivem přítomnosti zóny „1“ a vyššího podílu měkčího TR-Ni, i maximální tvrdost a postupný pokles tvrdosti v difúzní přechodové oblasti.

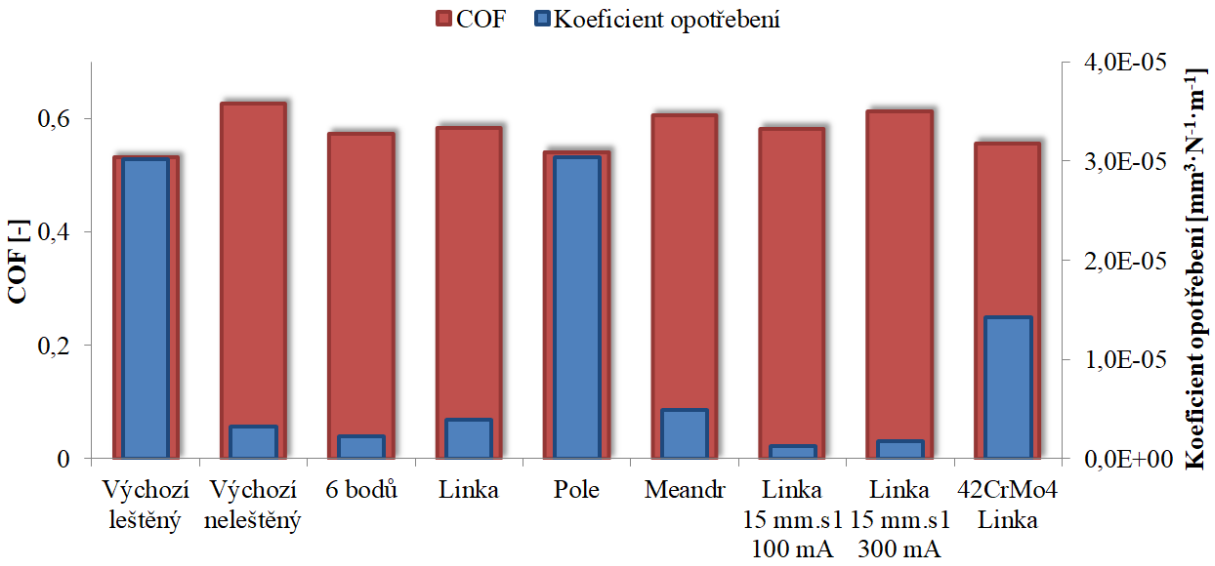
Zvýšení *Offset* zpomalilo ochlazování a ovlivnilo tvrdost stejně jako použití vyššího výkonu EB. Docházelo ke zvětšení strukturní zóny „1“, která byla asi o 50 HV0,5 měkčí, a k podpoření difúze prvků, díky čemuž byl přechod na tvrdost základního materiálu plynulejší, ale zároveň bylo dosaženo nižších maximálních hodnot. Rychlost v_s neměla podstatný vliv na tvrdost NiCrBSi.



Obr. 6.8 Vliv módu EB při přetavování na průběh tvrdosti (v_s = 5 mm·s^{-1}; *Offset* = 100 mA)

6.6 Odolnost proti opotřebení

Pro spolehlivé vyhodnocení testu byla drsnost S_a = 8,8 µm výchozího nástřiku leštěním snížena na 0,016 µm. Povrch přetavených vzorků nebyl upravován. Odolnost proti opotřebení byla posuzována pomocí koeficientu opotřebení (podíl opotřebovaného objemu a součinu zátěžné síly s ujetou vzdáleností). Nejvyšší opotřebení bylo u výchozího materiálu (Obr. 6.9), přičemž koeficient opotřebení vycházel přibližně o $2 \cdot 10^{-5}$ mm^3·N^{-1}·m^{-1} nižší než v práci [4]. Přetavením došlo k zvýšení odolnosti a koeficient opotřebení klesl přibližně o jeden řád. Pouze u vzorku zpracovaného módem „pole“ se odolnost oproti výchozímu stavu nezměnila. Vlivy rychlosti posuvu v_s a míry neostrosti *Offset* se na výsledcích zásadně neprojevily a hodnoty byly srovnatelné s ostatními přetavenými vzorky. Průměrné hodnoty koeficientu tření COF se příliš nelišily, ale u výchozího materiálu bylo výraznější kolísání uvedených hodnot v průběhu testování. Podobný výkyv ještě nastal v pozdější fázi experimentu u módu „pole“. Rozdíly v závislostech COF na čase u zbývajících vzorků spíše závisely na použitém módu než na v_s či *Offset*.



Obr. 6.9 Koeficienty opotřebení a COF (v_s = 5 mm·s^{-1}; Offset = 100 mA). Vzorek 42CrMo4 byla EB kalená ocel bez nástřiku.

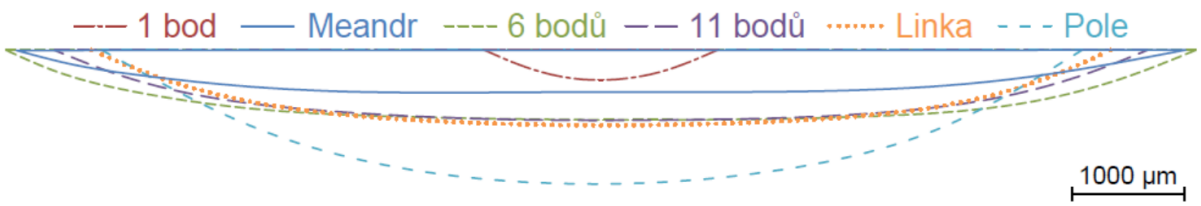
Ve výchozí struktuře byly patrné jednotlivé splaty, jejichž hranice byly při testu narušeny a následně docházelo k vylamování celých zrn. Mechanismus opotřebení u vzorku „pole“, který obsahoval větší množství TR-Ni a měl tak nižší tvrdost, byla abraze. Zbývající vzorky byly porušovány pravděpodobněji tribooxidací, kdy se na povrchu vytváří oxidická vrstva, jež pod zátěží praská a uvolňují se tím tvrdé částice podporující mikroabrazi.

Pro srovnání byla testována i EBH vrstva zpracovaná za stejných podmínek módem „linka“. Opotřebení probíhalo rovnoměrně a nebyly pozorovány výkyvy COF, jehož průměrná hodnota byla srovnatelná s nástřiky (Obr. 6.9). Koeficient opotřebení vycházel přibližně poloviční ve srovnání s výchozím stavem nástřiku NiCrBSi, ale většina přetavených vzorků nástřiků byla odolnější než EBH vrstva. Mechanismem opotřebení bylo rýhování pomocí tvrdé testovací kuličky z Al_2O_3.

6.7 Geometrie stop

6.7.1 Zpracování v pevné fázi

Nejširší stopy byly vytvořeny módem „6 bodů“ a s rostoucím počtem předepsaných pozic se stopy zužovaly vlivem odlišné distribuce energie (Obr. 6.10). Na okrajovou pozici připadla u „6 bodů“ $\frac{1}{6}$ z celkového výkonu, zatímco u „11 bodů“ jen o $\frac{1}{11}$, díky čemuž se dostatečný teplotní gradient nevytvořil ve větší vzdálenosti. Odlišným způsobem vychylování u „meandr“ vznikaly stopy o šíři mezi módy „6 bodů“ a „11 bodů“. Závislost šíře EBH stopy na v_s nebyla pozorována.



Obr. 6.10 Porovnání profilů zakalených stop různými módy (v_s = 15 mm·s^{-1}; *Offset* = 100 mA)

Míra rozostření *Offset* do značné míry ovlivňovala šíři stop. U módu „1 bod“ závisela šíře stopy i hloubka zakalení na *Offset* téměř lineárně. U zbývajících módů byly do *Offset* = 200 mA šíře stop přibližně konstantní. Nad touto hodnotou rozostření nebyly výrazné rozdíly v hloubkách zakalení u jednotlivých módů. Míra zakřivení stop závisela

na hloubce zakalení a bez ohledu na způsob vychylování, $\boldsymbol{v_s}$ či *Offset*. Snížením frekvence FRQ došlo k mírnému rozšíření stopy a snížení hloubky zakalení. Natavením povrchu nedocházelo k ovlivnění příčného profilu stop, ale výrazně byla narušena rovinnost povrchu.

6.7.2 Zpracování v kapalné fázi

Při zpracování v kapalné fázi se rovněž jako při kalení s rostoucím počtem předepsaných pozic vlivem odlišné distribuce energie stopy zužovaly („meandru“, „6 bodů“, „linka“ a nejužší „pole“). Změna rychlosti $\boldsymbol{v_s}$ téměř neovlivnila šíři stop. Téměř zaostřeným EB byl zpracován materiál v šíři přibližně odpovídající zadaným 10 mm. Mírně rozostřeným svazkem se vytvářely užší stopy, ale dalším zvyšováním *Offset* docházelo k rozšiřování zpracovaných oblastí.

Z hlediska aplikací je nejdůležitější šíře oblasti, ve které je nástřik přetaven v celé tloušťce. *Offset* ani v_s daný rozměr neovlivnily až na veliké rozostření, které stíralo rozdíly geometrie vycházející ze způsobu vychylování EB. Největší uvedená šíře byla u módu „6 bodů“ a naopak nejmenší u „linky“. U módu „pole“ se uvedená šíře nejvíce blížila šíři přetavené stopy na povrchu.

6.8 Energetická analýza

Stanovené optimální výkony EB pro přetavování byly nižší než pro EBH, což bylo především způsobeno předehřevem materiálu, ale také nižší tepelnou vodivostí porézního nástřiku. Závislost výkonu EB na $\boldsymbol{v_s}$ byla lineární. Výjimku představoval mód „pole“, kde byly kompenzovány dva provázané parametry: rychlost $\boldsymbol{v_s}$ s délkou SWY, a proto i lépe korelovala kvadratická funkce. Závislost výkonu EB na *Offset* odpovídala kvadratické funkci, což i odpovídá zvětšení ozařované plochy ve směru rovnoběžném i kolmém na $\boldsymbol{v_s}$.

Energetické porovnání bylo provedeno pomocí hustoty přenesené energie e_f [W·s·m^{-2}] (5.1), která kombinuje energetickou hustotu q [W·m^{-2}] (5.2) a interakční čas t_H [s] (5.3).

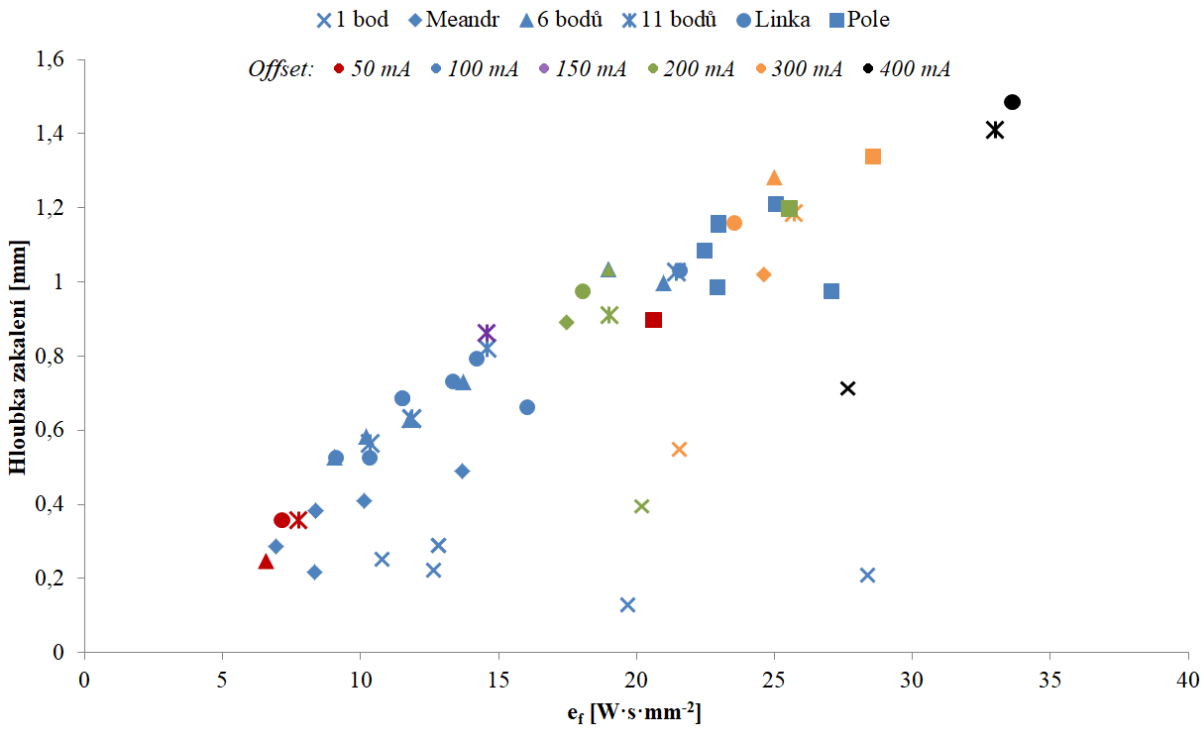
$$e_f = \frac{P}{v_s \cdot A_x}, \tag{5.1}$$

$$q = \frac{P}{A_x \cdot SWY}, \tag{5.2}$$

$$t_H = \frac{SWY}{v_s}, \tag{5.3}$$

kde P představuje výkon EB, A_x šíři zpracované stopy stanovené z výbrusů. Závislost hloubky zakalení na e_f byla lineární a byla pro všechny módy téměř totožná, vyjma „1 bod“ (Obr. 6.11). Pro zvolenou e_f nebylo možné dosáhnout větší hloubky bez nežádoucího natavení a získat tlustší vrstvy bylo možné jedině zvětšením e_f díky prodloužení t_H. Zvýšení *Offset* bylo efektivnějším způsobem prodloužení interakčního času. Méně výhodné snížení $\boldsymbol{v_s}$ vedlo k ohřevu součásti, a tím i ke snížení teplotního gradientu a zpracování tenčích vrstev. Zpracování v kapalné fázi umožňovalo modifikovat pouze množství materiálu omezené tloušťkou naneseného nástřiku, a proto se objem taveniny mezi vzorky příliš nelišil. Rozdílná e_f se tak projevila hlavně ve struktuře, kdy vzorky s velikou e_f obsahovaly vysoký podíl strukturní zóny „1“.

Vznik trhlin v nástřiku souvisel s teplotním namáháním vrstvy během zpracování. Pokud při přetavování došlo k překročení jisté teploty, docházelo k vnesení napětí, které vedlo k popraskání nástřiku. S ohledem na dostupné technické vybavení nebyla teplota taveniny sledována, ale v případě módů s méně homogenní distribucí („1 bod“, „6 bodů“, „11 bodů“ a „meandr“) lze předpokládat snadné lokální překročení kritické hodnoty. Z hlediska potlačení rizika tvorby trhlin se zdál nejvhodnější mód „pole“, který díky delší t_H využívá nižší q.



Obr. 6.11 Závislost hloubky zakalení na e_f pro jednotlivé módy s rozlišením hodnoty *Offset*

6.9 Shrnutí a diskuse výsledků

Vliv vychylování elektronového svazku na proces povrchového kalení byl testován na oceli 42CrMo4 ve zušlechtěném stavu. Řádkovitá struktura oceli byla tvořena sorbitem o tvrdosti (302 ± 6) HV0,5. EB přetavování bylo provedeno na HVOF nástřiku slitiny NiCrBSi o tloušťce 500 µm. Ve struktuře byly patrné jednotlivé splaty (Obr. 6.6) s minimem reziduí po tryskání či nenatavených částic s celkovou porozitou 4,6 %. Fázovou analýzou byl detekován: tuhý roztok niklu, boridy a silicidy niklu či chromu (Tab. 6.3). Pouze ve výchozím stavu byl vyšší podíl Ni_3B než tuhého roztoku Ni. Stejně jako v [4] a [7] se podařilo detekovat silicidy, ale na rozdíl od [8], [9] – [12] nebyly zaznamenány karbidy. Průměrná tvrdost výchozího nástřiku byla (910 ± 113) HV0,5, kde vysoký rozptyl byl způsoben porozitou.

Vliv vychylování EB na EBH byl testován na šesti uvedených módech. V případě přetavování byly vynechány módy „1 bod“, neboť nebylo možné připravit vzorky bez trhlin, a „11 bodů“, který se u EBH chovat velmi podobně jako „linka“. Módy „6 bodů“ a „meandr“ umožňovaly připravit pouze omezené množství vzorků bez trhlin – při nižší rychlosti v_s nebo vyšším *Offset*.

6.9.1 Zpracování módem „1 bod“

Mód „1 bod“ představoval statický svazek s kontinuální dodávkou energie a podle orientačního teplotního profilu (Obr. 6.1) se jednalo o nejrychlejší proces zpracování s nejkratším interakčním časem t_H. Naměřená maximální teplota byla nejnižší, což bylo pravděpodobně pouze projevem chyb měření. Hustoty přenesené energie e_f byly sice nižší ale porovnatelné s ostatními módy (Obr. 6.11).

Objemy zpracovaného materiálu, tedy i hloubky zakalení, byly vinou krátkého t_H a nepřetržité dodávky energie nejnižší ze všech módů. U statického laseru dodávka výkonu nebyla kontinuální, neboť byla pravidelně kontrolována povrchová teplota, a byl tak zpracován výrazně větší objem materiálu. EBH tak asi limitovala tepelná vodivost materiálu, proto byla dosažena přibližně konstantní hloubka zpracování při různých rychlostech v_s. K navýšení hloubky došlo pouze v případě většího rozostření s delším t_H. V důsledku velmi rychlého zpracování se vyloučil velice jemný martenzit, který jako jediný u povrchu

neobsahoval zbytkový Fe_3C (Tab. 6.2). Nicméně hlouběji v materiálu bylo možné pozorovat ve struktuře zbytky cementitu. Tvrdost martenzitu byla srovnatelná s ostatními módy. Pravděpodobně vlivem nepřesnosti při stanovování optimálního výkonu nebyla tvrdost vždy nejvyšší napříč všemi módy. Maximální tvrdosti bylo vždy dosaženo na povrchu a směrem do materiálu klesala. V důsledku vysoké rychlosti zpracování vznikla velice úzká oblast přechodu na základní materiál. Tvar zakalených stop vykazoval velikou míru zakřivení vlivem radiálního šíření tepla do materiálu z bodového zdroje.

6.9.2 **Zpracování módem „meandr“**

Orientační teplotní profil se u „meandr“ se podobal módům „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“ (1000 bodů), ale proces byl mírně rychlejší a čas t_H byl tak kratší (ale delší než u „1 bod“ (Obr. 6.1). Při malé v_s bylo patrné kolísání teploty v závislosti na průchodu svazku. Hustota e_f byla vlivem kratší t_H mírně nižší než u jiných vícebodových technik. S e_f rostla hloubka zpracování, ale nedosahovala takové výše jako u jiných módů a byla zde patrná blízkost k módu „1 bod“ (Obr. 6.11). Rychlé zpracování vytvářelo jemnou strukturu, jejíž fázové složení bylo podobné zbývajícím módům (Tab. 6.2; Tab. 6.3). V EBH vrstvách byl vedle martenzitu detekován i zbytkový cementit, který se nerozpustil vlivem krátkého t_H. Tvrdost byla nejvyšší u povrchu a směrem do jádra byla konstantní. V přechodové oblasti tvrdost plynule poklesla na hodnoty základního materiálu (Obr. 6.5). Vytvořené vrstvy byly ve všech směrech homogenní a ani nedocházelo k popouštění vytvořeného martenzitu. Hloubka zakalení byla relativně nízká, proto byly vrstvy přibližně rovnoběžné s povrchem s malým zakřivením.

Přetavená struktura byla velmi jemná a nebyla zaznamenána zóna „1“. Tvrdost přetaveného nástřiku směrem do jádra mírně rostla a v oblasti rozhraní skokově klesala na hodnotu základního materiálu, neboť zde vlivem krátkého t_H neprobíhala přes rozhraní difúze, (potvrzeno EDS analýzou). Povrch po přetavení měl společně s „linka“ nejnižší drsnost, ale u „meandr“ nebyla zohledněna veliká vlnitost povrchu. Částečné snížení vlnitosti bylo možné díky zkrácení vzdálenosti průchodů EB ve směru v_s. Přetavením se značně snížila porozita oproti výchozímu stavu. Šíře přetavené stopy byla na povrchu společně s „6 bodů“ nejširší, ale v oblasti rozhraní se základním materiálem byla již nejužší. 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 byly u módů „6 bodů“, „11 bodů“ a „linka“ (1000 bodů) téměř totožné (Obr. 6.1) a rozdíly byly pravděpodobně pouze ve směru kolmém na v_s. Rychlost zpracování byla nižší než u „meandr“, proto byla i delší doba t_H umožňující přenesení vyšší hustoty e_f. Z energetického hlediska si byly módy rovněž podobné (Obr. 6.11). Delší t_H vedlo k vyloučení hrubší struktury o podobném fázovém složení (Tab. 6.2). U módu „11 bodů“ byla maximální tvrdost v oblasti povrchu a hodnoty se směrem do materiálu byly přibližně konstantní. Průběh tvrdosti u „linka“ byl obdobný pouze při vyšší $\boldsymbol{v_s}$, kdy byla doba t_H kratší a dosaženo nižší e_f. Při nižší rychlosti byla povrchová tvrdost nižší a směrem do materiálu pozvolna stoupala, až asi uprostřed vrstvy dosáhla maxima. Následoval pokles až do oblasti rozhraní, kde tvrdost přešla na hodnotu základního materiálu. Toto chování bylo pravděpodobně způsobeno pomalejším ochlazováním a také samovolným zpětným popuštěním martenzitu. Pokles povrchové tvrdosti rovněž podpořil zbytkový austenit (Tab. 6.2) a hrubší struktura.

Po zpracování módem „6 bodů“ byla povrchová tvrdost nižší a maxima bylo dosaženo až přibližně uprostřed vrstvy, což mělo pravděpodobně stejné důvody jako u vzorků „linka“ s obdobným průběhem tvrdosti. Navíc u „6 bodů“ bylo skenováno nízké množství pozic, díky čemuž distribuce energie nebyla homogenní a značně závisela na tepelné vodivosti, což

se projevilo při nízkém *Offset*, kdy tvrdost ve směru kolmém na v_s v konstantní hloubce pod povrchem kolísala. Při přetavování NiCrBSi bylo možné módem „6 bodů“ připravit bez trhlin pouze vzorky s vyšším t_H, kde vycházela i vyšší hustota e_f. Povrchová tvrdost byla rovněž nižší a maximální hodnoty bylo dosaženo až uprostřed vrstvy (Obr. 6.8). Tento pokles tvrdosti byl spojen s výskytem strukturní zóny „1“ obsahující vyšší množství TR-Ni. Delší interakční čas umožnil výraznější difúzi Cr a Fe přes rozhraní se základním materiálem a přechod tvrdosti byl plynulý. Při přetavování NiCrBSi kolísání tvrdosti v konstantní hloubce pod povrchem zaznamenáno nebylo. U módu „linka“ se vyskytovala zóna „1“ pouze u vzorků s vysokým *Offset*, kdy během dlouhé interakční doby t_H byla doručována vysoká e_f. U zbývajících vzorků byl výskyt zóny „1“ potlačen a tvrdost dosahovala podobných hodnot jako u módu „meandr“. Fázovou analýzou byl rovněž stanoven nižší obsah TR-Ni a naopak vyšší podíl boridů. Přechod mezi nástřikem a základním materiálem nebyl výrazně ovlivněn difúzí a změna tvrdosti probíhala skokově (Obr. 6.8).

Přetavením módy „6 bodů“ a „linka“ došlo ke snížení drsnosti, která byla ale vyšší než u „meandr“ a také byla u okrajů hladší jak ve středu stopy. Hloubka zakalení byla vyšší u „meandr“, ale stopy byly užší. Míra zakřivení stop rostla společně s hloubkou zakalení. S rostoucím počtem předepsaných pozic se stopy zužovaly, což bylo pravděpodobně vinou odlišné distribuce energie, kdy na krajovou pozici připadalo menší množství energie. Menší počet pozic vyžadoval dobrou tepelnou vodivost a byl spojen s vyšším rizikem lokálního přehřátí, natavení či popuštění zakalené struktury. Vysoká intenzita energie zároveň vedla k ohřevu taveniny na vyšší teploty, čímž bylo vneseno více napětí a vrstva popraskala.

6.9.4 **Zpracování módem „pole“**

Mód „pole“ jako jediný představoval dvoudimenzionální vychylování EB, díky čemuž bylo možné nastavovat čas t_H. Rychlost ohřevu na teplotu zpracování i rychlost ochlazování byla srovnatelná se zbývajícími módy, ale výdrž na teplotě byla výrazně delší. Délka *SWY* byla stanovena na základě pyrometrického měření a t_H tak byla 1 s, pouze pro rychlost 15 $mm \cdot s^{-1}$ byl použit čas 0,8 sekundy. Dlouhá interakční doba umožňovala pracovat s vysokou e_f, která vycházela pro většinu vzorků přibližně konstantní a u jiných módů byla dosažena pouze při velmi vysokém rozostření (Obr. 6.11). Vlivem dlouhého t_H docházelo při přetavování k nejvyšší redukci porozity.

Vlivem dlouhé výdrže na teplotě u „pole“ docházelo k zhrubnutí zrna, zformování nejhrubších struktur a zpracování materiálu do největších hloubek. Tvrdost EBH vrstev u povrchu byla nižší, neboť pravděpodobně zde docházelo ke zpětnému popuštění martenzitu, a maximální hodnoty bylo dosaženo až hlouběji v materiálu. Pouze při rychlosti 15 $mm \cdot s^{-1}$ byla tvrdost konstantní až do přechodu na základní materiál, což bylo pravděpodobně vlivem kratšího t_H, kdy zpětné ovlivnění nebylo tak výrazné. Přechodová oblast mezi zakalenou a výchozí strukturou byla nejširší ze všech použitých módů. Při přetavování se vytvářela zóna „1“ s vysokým obsahem TR-Ni, stejně jako u „6 bodů“ a „linka“ s dlouhým časem t_H. Tvrdost směrem do materiálu postupně rostla a v oblasti rozhraní plynule klesla na hodnotu základního materiálu. Plynulý přechod byl umožněn výraznou difúzí Cr a Fe přes rozhraní.

Vyšší množství předepsaných pozic vedlo ke snížení intenzity energie v okrajových částech, a proto byly zpracované stopy u „pole“ nejužší. Hloubka zakalení byla obvykle největší, což ale vedlo k velikému zakřivení příčného profilu stop. Při přetavování byla šíře zpracované stopy v oblasti rozhraní se základním materiálem přibližně stejná jako na povrchu. Přetavením došlo ke snížení povrchové drsnosti, která ale byla nejvyšší mezi módy. Pro EBH se jednalo o nejvhodnější vychylovací mód při t_H = 0,8 s. Pro přetavování byl vhodnější mód „linka“, nebo „pole“ s krátkým t_H.

6.9.5 **Vliv v_s a *Offset***

Na orientačních teplotních profilech bylo možné pozorovat zpomalení procesu (delší t_H) pouze u nízkých rychlostí $\boldsymbol{v_s}$. Delší t_H umožňovala dodat vyšší e_f a vedla ke zformování hrubší struktury. U módů „6 bodů“„11 bodů“ a „linka“ hloubka zakalení úzce souvisela s rychlostí v_s, zatímco přibližně konstantních hloubek bylo dosahováno u „1 bod“, z důvodu dosažení materiálových limitů při kontinuální dodávce energie, a „pole“, u kterého byla optimalizována délka *SWY* pro danou $\boldsymbol{v_s}$. Při nízké $\boldsymbol{v_s}$ bylo dosaženo nižších hloubek zakalení než u jiných kombinací pro zvolenou e_f (Obr. 6.11), což pravděpodobně bylo 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 zakřivení stopy, ale na šíři vliv neměla. Hodnota porozity nebyla rychlostí v_s ovlivněna, ale při vyšších rychlostech struktura obsahovala více malých pórů, které se při pomalém zpracování spojovaly pouze do několika větších pórů. Rychlost $\boldsymbol{v_s}$ neovlivňovala kvalitu přetaveného povrchu ani profil přetavené stopy. Nižší v_s vedla k vyšším e_f, což bylo spojeno se vznikem strukturní zóny „1“ a větším množství TR-Ni (Tab. 6.3). Vyšší rychlost zase nesla riziko popraskání nástřiku v důsledku vnesení vysokého napětí. U módů s menší homogenitou distribuce energie („meandr“ a „6 bodů“) tak bylo možné připravit vzorky bez defektu pouze při rychlosti 5 $mm \cdot s^{-1}$. Pro EBH se jako nejvhodnější rychlost pracování jevilo 15 $mm \cdot s^{-1}$, ale přetavení bylo vhodné provádět nižší rychlostí 5 $mm \cdot s^{-1}$.

Zvýšení *Offset* vedlo k prodloužení procesu zpracování, kdy byla především snížena rychlost ochlazování. Prodloužení t_H 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 nekompenzovalo malou homogenitu distribuce energie u módu „6 bodů“, což se projevilo kolísáním tvrdosti v konstantní hloubce pod povrchem. Velké rozostření svazku pak způsobovalo stírání rozdílů mezi jednotlivými vychylovacími módy. Mód „pole“ vykazoval menší závislost na rozostření než ostatní techniky vychylování. Vyšší *Offset* při přetavování vytvářel horší kvalitu povrchu a zároveň delším t_H podporoval difúzi Cr a Fe mezi nástřikem a základním materiálem. Při velmi vysokém rozostření se formovala strukturní zóna „3“ tvořená jemnými dendrity. Delší čas t_H a tím i vyšší e_f vedly k vyloučení většího množství TR-Ni a formování zóny „1“. Zvyšování rozostření vedlo dále také k rozšiřování stop. *Offset* ovlivňoval interakční dobu t_H více než rychlost $\boldsymbol{v_s}$, proto se jednalo o efektivnější cestu pro navýšení e_f. Za zvolených podmínek byla pro EBH optimální hodnota rozostření 100 mA, zatímco přetavování bylo vhodnější provádět při 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 (Obr. 6.9), kdy docházelo k vylamování celých zrn. Podobný koeficient opotřebení byl stanoven po přetavení módem „pole“, kde byl materiál poškozen abrazivním mechanismem, neboť ve struktuře bylo vyšší množství měkčího tuhého roztoku Ni. U zbývajících módů vycházel koeficient opotřebení přibližně o jeden řád nižší a hlavním mechanismem poškození byla tribooxidace, kdy se na povrchu vytváří vrstva oxidů, která následně pod zatížením praská a uvolněné částice podporují mikroabrazi. Vliv v_s či *Offset* na odolnost proti opotřebení nebyl pozorován. Odolnost proti opotřebení stanovená pro EB přetavování se velice podobala výsledkům získaným po zpracování pomocí laseru [4].

Odolnost proti opotřebení EBH oceli 42CrMo4 (Obr. 6.9) byla vyšší než u výchozího NiCrBSi, ale horší než u přetavených vzorků. Mechanismus opotřebení bylo rýhování. Při vyšších teplotách testování lze u oceli předpokládat větší pokles odolnosti než u NiCrBSi.

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. Porovnáváno bylo celkem šest možností vychylování: stacionární svazek (mód „1 bod“), svazek přecházející mezi 6, 11 a 1000 pozicemi v linii kolmé na rychlost posuvu komponenty $\boldsymbol{v}_\mathbf{s}$ (mód „6 bodů“, „11 bodů“ resp. „linka“), svazek skenující pozice ve dvourozměrné oblasti (mód „pole“) a svazek skenující meandrovitou křivku (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 funkci. 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 neprojevilo.

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 $\boldsymbol{v}_\mathbf{s}$ 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 mód „pole“, rychlosti posuvu komponenty 15 $mm \cdot s^{-1}$ a rozostření EB 100 mA.

Zpracování v kapalné fázi:

- Při zpracování v kapalné 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 HV0,5 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 kapalné fázi byla za optimální zpracování považována kombinace módu „linka“ s rychlostí posuvu komponenty 5 $mm \cdot s^{-1}$ 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., Rüthrich, 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] **Vohlídal, J.** *Chemické a analytické tabulky*. Praha : Grada, 1999. ISBN: 80-716-9855-5.

[6] **Adam, V., Clauß, U., v. Dobeneck, D., et al.** *Electron Beam Welding – The fundaments of a fascinating technology.* Germany : pro-beam AG & Co. KgaA, 2011.

[7] **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

[8] **Serres, N., Hlawka, F., Costil, S., et al.** *An investigation of the mechanical properties and wear 24esistence of NiCrBSi coatings carried out by in situ laser remelting.* (2011) Wear, 270 (9-10), pp. 640-649.

[9] **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.

[10] **Gonzáles, 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.

[11] **Gonzáles, 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

[12] **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

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
FRQ	[Hz]	Frekvence skenování EB ve směru kolmém na rychlost $\boldsymbol{v_s}$
FRQ2	[Hz]	Frekvence skenování EB ve směru rovnoběžném s rychlosti $\boldsymbol{v_s}$
I_{EB}	[mA]	Proud elektronového svazku
Offset	[mA]	Rozostření – posun ohniska paprsku nad/pod povrch součásti
P	[kW]	Výkon dodaný EB
q	$[W \cdot m^{-2}]$	Energetická hustota
SE		Sekundární elektrony
SEM		Rastrovací elektronová mikroskopie
SM		Světelná mikroskopie
SWX	[mm]	Šíře zpracovávané oblasti ve směru kolmém na rychlost posuvu $\boldsymbol{v_s}$
SWY	[mm]	Délka zpracovávané oblasti ve směru rovnoběžném s rychlostí $\boldsymbol{v_s}$
t_H	[s]	Interakční čas
TR-Ni		Tuhý roztok niklu
U_{EB}	[kV]	Urychlovací napětí
v_s	$[mm \cdot s^{-1}]$	Rychlost posuvu