



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

**OPRAVY VYSOKOPEVNOSTNÍCH OCELÍ POMOCÍ
TECHNOLOGIE STUDENÉ KINETIZACE**

REPAIRS OF HIGH-STRENGTH STEELS USING COLD SPRAY TECHNOLOGY

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Matěj Krvač

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Lukáš Řehořek, Ph.D.

BRNO 2020

Zadání diplomové práce

Ústav:	Ústav materiálových věd a inženýrství
Student:	Bc. Matěj Krvač
Studijní program:	Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor:	Materiálové inženýrství
Vedoucí práce:	Ing. Lukáš Řehořek, Ph.D.
Akademický rok:	2020/21

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

Opravy vysokopevnostních ocelí pomocí technologie studené kinetizace

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Vysokopevnostní oceli se používají v mnoha aplikacích, kde dochází k jejich opotřebení (kolejnice, částí pracovních strojů apod.). Tyto součásti bývají často namáhány na otěr a z tohoto důvodu se vyrábějí z austenitické vysokolegované manganové oceli (Hadfieldova ocel) nebo z bainitických ocelí. Opotřebení těchto drahých dílů se nyní řeší pomocí návarů různými druhy materiálu. Technologie studené kinetizace se jeví jako vhodný kandidát na opravy s možností využít výhod technologie, jako je nulová tepelně ovlivněná zóna, vysoká adheze či nízká porozita nástřiku.

Cíle diplomové práce:

Cílem práce bude navrhnout vhodný způsob oprav vysokopevnostních ocelí, zejména bainitických. Práce se dá rozdělit na několik dílčích cílů a to: a) výběr vhodného materiálu pro nástřik, b) ověření mechanických vlastností nástřiku, c) ověření vlastností nástřiku na odvalovacím zařízení simulujícím reálné opotřebení, d) celkové zhodnocení a ověření vhodnosti technologie studené kinetizace pro opravy těchto druhů ocelí.

Seznam doporučené literatury:

MORIDI, A., S. M. HASSANI-GANGARAJ, M. GUAGLIANO and M. DAO. Cold spray coating: review of material systems and future perspectives. Surface Engineering. 2014, 36(6), 369-395. DOI: 10.1179/1743294414Y.0000000270. ISBN 10.1179/1743294414Y.0000000270. Dostupné také z: <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/1743294414Y.0000000270>

IRISSOU, E., J. G. LEGOUX, A. N. RYABININ, B. JODOIN and Ch. MOREAU. Review on Cold Spray Process and Technology: Part I - Intellectual Property. Journal of Thermal Spray Technology. 2008, 17(4), 495–516. DOI: 10.1007/s11666-008-9203-3. ISBN 10.1007/s11666-008-9203-3. Dostupné také z: <http://link.springer.com/10.1007/s11666-008-9203-3>

VILLAFUERTE, J. Modern cold spray: materials, process, and applications. Cham: Springer, 2015. ISBN 978-3-319-16771-8.

PAPYRIN, A. N. Cold spray technology. London: Elsevier, 2007. ISBN 00-804-5155-1.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2020/21

V Brně, dne: **11.9.2020**

L. S.

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

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

ABSTRAKT

Tato diplomová práce se zabývá možností opravy vysokopevnostních ocelí pomocí metody studené kineze. Teoretická část je zaměřena na metodu coldspray, přeměny austenitu, bainitickým ocelím a zkouškám kontaktní únavy R_{mat} . V experimentální části se hodnotí tvrdost, struktura dodaného substrátu. Hodnotí se tvrdost, adheze a pórovitost zkušebních nástřiků. Dále jsou vyhodnoceny zkoušky na kontaktní únavu. Závěrem jsou shrnuty výsledky experimentů a navržena opatření pro zlepšení adheze, či dalšího pokračování v této problematice.

Klíčová slova

Coldspray, bainit, kontaktní únava, depozice, oceli, adheze

ABSTRACT

This diploma thesis takes into account the possibility of repairing high-strength steels using coldspray method. The theoretical part is focused on the coldspray method, austenite transformation, bainitic steels and R_{mat} contact fatigue tests. In the experimental part evaluate the hardness, the structure of the supplied substrate. The hardness, adhesion and porosity of the test sprays are ranked. Furthermore, tests for contact fatigue are evaluated. Finally, the results of the experiments are summarized and measures are proposed to improve adhesion, or to continue this issue.

Key words

Coldspray, bainite, contact fatigue, deposition, steel, adhesion

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

KRVAČ, Matěj. *Opravy vysokopevnostních ocelí pomocí technologie studené kinetizace*. Brno, 2020. Dostupné také z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/125330>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Lukáš Řehořek.

ČESTNÉ PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že svou diplomovou práci na téma *Opravy vysokopevnostních ocelí pomocí technologie studené kinetizace*, jsem vypracoval samostatně pod vedením vedoucího diplomové práce a s použitím odborné literatury a dalších informačních zdrojů, které jsou všechny citovány v práci a uvedeny v seznamu na konci práce.

Jako autor uvedené diplomové práce dále prohlašuji, že v souvislosti s vytvořením této diplomové práce jsem neporušil autorská práva třetích osob, zejména jsem nezasáhl nedovoleným způsobem do cizích autorských práv osobnostních a jsem si plně vědom následků porušení ustanovení § 11 a autorského zákona č. 121/2000 Sb., včetně možných trestněprávních důsledků vyplývajících z ustanovení části druhé, hlavy VI. Díl 4 Trestního zákoníku č. 40/2009 Sb.

V Brně dne: **11.9. 2020**

.....
podpis autora

PODĚKOVÁNÍ

Děkuji vedoucímu diplomové práce Ing. Lukáši Řehořkovi, Ph.D., za účinnou metodickou, pedagogickou a odbornou pomoc během řešení této diplomové práce. Děkuji také Ing. Markovi Doubravovi a Ing. Františku Vlašicovi, Ph.D., za cenné rady a pomoc při práci na experimentální části. Zvláštní poděkování patří přítelkyni, rodině a blízkým za toleranci a morální podporu v průběhu studia.

V Brně dne: **11. 9. 2020**

.....

podpis autora

Obsah

1. Úvod	11
2. Metoda coldspray	11
2.1. Porovnání metod termálních nástřiků s metodou CS	11
2.2. Technologie Cold spray	12
2.2.1. Stavba zařízení CS.....	14
2.2.2. Mechanismus depozice	15
2.2.3. Kritická rychlost	19
3. Bainitické oceli.....	20
3.1. Vliv rychlosti ochlazování na rozpad austenitu	20
3.1.1. Proeutektoidní přeměny	20
3.1.2. Perlitická přeměna	21
3.1.3. Bainitická přeměna.....	23
3.1.4. Martenzitická přeměna	30
3.2. Transformační diagramy ocelí.....	32
3.2.1. Diagramy izotermického rozpadu austenitu (IRA diagramy)	33
3.2.2. Diagramy anizotermického rozpadu austenitu (Diagramy ARA).....	34
4. Zkušební zařízení pro testování kontaktní únavy.....	35
4.1. Zkušební zařízení R-mat	35
4.1.1. Zkušební zařízení R-mat1	35
4.1.2. Zkušební zařízení R-mat2	35
Experimentální část.....	36
5. Vlastnosti bainitické oceli.....	36
5.1. Měření tvrdosti.....	36
5.2. Analýza metalografických vzorků bainitické oceli.....	37
6. Vlastnosti a struktura prášků pro nástřik	37
6.1. Prášek z oceli 304L	37
6.2. Prášek z ocelí 304L a H13	38
6.3. Prášek z bainitické oceli Lo17MnCrNiMo	38
6.3.1. Tvrdost bainitického prášku	39
7. Zkušební nástřiky.....	40
7.1. Nástřik prášku z oceli 304L.....	40
7.1.1. Tvrdost deponované vrstvy a substrátu.....	42
7.1.2. Porozita deponované vrstvy.....	42
7.2. Nástřik prášku z ocelí H13 a 304L v poměru 1:1	43
7.2.1. Tvrdost deponované vrstvy a substrátu.....	45
7.2.2. Porozita deponované vrstvy.....	46
8. Nástřik zkušebních těles na kontaktní únavu.....	46

8.1.	Nástřik zkušebních těles práškem z bainitické oceli.....	47
8.2.	Nástřik zkušebních těles práškem z oceli H13 a 304L v poměru 1:1	48
9.	Vyhodnocení kontaktní únavy	49
10.	Závěr	53

1. ÚVOD

Gas dynamic cold spraying nebo zjednodušeně cold spray (dále CS) je metoda nanášení povlaků. Jedná se o relativně novou technologii nanášející pevné prášky o průměru zrna 1 až 50 μm .

Různými metodami nanášení kovové vrstvy se zabývají vědci od počátku 20. století. Zpočátku bylo využíváno zvýšené teploty pro lepší ukotvení částic. Metody využívaly technologii nástřiku elektrickým obloukem či plasmatickým nástřikem. [1]

Novější technologie jako například HVOF sice stále fungují na principu ohřevu částic, ale částice dosahují vysoké rychlosti. Ohřev je tedy krátký a jejich teplota není tak vysoká. Další novou technologií je již zmíněný CS, který funguje na principu kinetického nanášení. Principem je extrémně vysoká rychlost nanášení částic. Není proto nutný ohřev prášku, který se ukotví na materiál díky plastické deformaci. Výhodou metody CS je, že nedochází při nástřiku, díky nízké teplotě, k natavení částic, tudíž ani k fázovým přeměnám a oxidaci. Tento fakt umožňuje nanášet i prášky čistých kovů, které mají vysokou afinitu ke kyslíku. Při jiných metodách by docházelo k jejich oxidaci. [1]

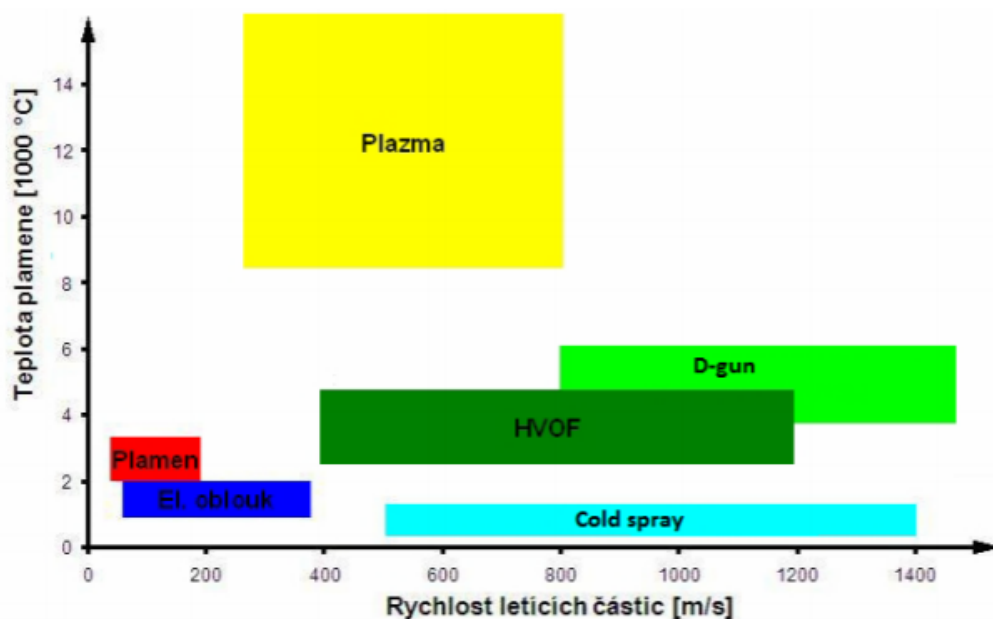
Nástřiky na zkušebních tělesech, připravené metodami žárovými, mají většinou podobu substrát-nástřik. Výsledky testů jsou potom zavádějící, protože se ve výsledku projeví vlastnosti použitého substrátu a není možno posuzovat vlastnosti pouze nanesené vrstvy. U technologie CS je možno získat charakteristiky a vlastnosti nanesené vrstvy, aniž by byly výsledky ovlivněny substrátem.

Hlavním cílem této práce je nalézt vhodný prášek pro nástřik, povrchovou úpravu substrátu a nastavení výchozích vlastností přístroje CS pro substrát, kterým je bainitická ocel. Bainitická ocel je charakteristická svou vysokou tvrdostí. Je zřejmé, že bez úprav povrchu substrátu a vhodného nastavení přístroje by adheze nástřiku na substrátu byla nízká.

2. METODA COLDSPRAY

2.1. Porovnání metod termálních nástřiků s metodou CS

Metoda CS se řadí do kategorie termálních nástřiků využívajících pro vznik deponované vrstvy spolu s kinetickou energií ještě energii termální. Mezi tyto metody dále patří nástřik elektrickým obloukem, plazmatický nástřik, detonation gun (D-gun), vysokorychlostní nástřik plamenem (HVOF) a další. U každé metody se technologie nanášení liší. Avšak u všech se využívá termální energie k natavení či změkčení částic a kinetická energie k dosažení husté a pevné vazby. Zahřátí deponovaných částic vyvolává nežádoucí vlastnosti nanesené vrstvy. Pomocí metody CS se dá těmto nežádoucím vlastnostem vyhnout. [2, 3]



Obrázek 1 - Srovnání metody CS s metodami termálních nástřiků podle rychlosti částic a teploty procesu [2]

Pro termální nástřiky se mohou použít materiály, které vykazují rovnovážný stav taveniny. Finální deponovaná vrstva je však porézní a obsahuje velké množství oxidů. Oxidy vznikají z důvodu vysoké teploty při nanášení. Vlivem teplotní roztažnosti jsou v deponovaných vrstvách zbytková napětí, která rostou s rostoucí tloušťkou vrstvy. Termální nástřiky proto nejsou vhodné pro depozici větších vrstev. Vysoká teplota nanášení dále může ovlivňovat chemické a mechanické vlastnosti. Změna vlastností materiálu je většinou nežádoucí. [4]

Na rozdíl od termálních nástřiků, vrstvy nanášené pomocí CS si zachovávají své původní chemické vlastnosti i krystalovou strukturu. I když se snížily mechanické vlastnosti, pokles je výrazně menší než u žárových metod. Povlaky vykazují velkou houževnatost. To je způsobeno zbytkovými tlakovými napětími, která uzavírají drobné trhliny v deponované vrstvě. Díky velké plastické deformaci při depozici vykazují povlaky nízkou pórovitost (asi 1 %). Metoda CS umožňuje nástřik i silnějších vrstev materiálu, díky menšímu smršťování deponovaných částic, což vyvolává výše zmíněná zbytková tahová napětí v nanášené vrstvě. Pro nástřik metodou CS lze použít i materiály s vyšší afinitou ke kyslíku, protože nízká teplota procesu zaručuje nízký obsah oxidů. Problémem je nanášení křehkých materiálů. Tyto materiály se často nanášejí ve formě kompozitu s tvárným materiálem. Ten slouží jako pojivo mezi křehkými fázemi. V porovnání s běžnými metodami žárového nanášení, potřebuje metoda CS větší průtok procesního plynu (od 0,5 m³ / min). Větší průtok plynu není problémem, za použití stlačeného vzduchu. Při použití hélia nebo argonu jsou náklady na tento proces výrazně vyšší. Kvůli malému průměru trysky není ekonomické ani časově výhodné používat metodu CS na plochy větší velikosti. Nevýhodou CS je časté zanášení trysky a také eroze uvnitř ní. [2, 4]

2.2. Technologie Cold spray

Technologie cold spray (česky se dá nazvat jako nízkoteplotní kinetické naprašování) je metoda, která se řadí mezi technologie žárového nanášení povlaků. Na rozdíl od ostatních metod je však charakteristická nízkou teplotou nanášení a vysokou rychlostí nanášených částic. Částice prášku jsou urychleny v de Lavalově trysce. Rychlost prášku se pohybuje mezi 300 až 1200 m/s, kinetickou energii dodává deponovaným částicím hnací plyn. Nejčastějším nosným plynem bývá dusík, dále se používá helium nebo vzduch. Použitý plyn dosahuje teplot až 1000 °C a může být

stlačen až na 4 MPa. Hnací médium se volí podle požadované rychlosti částic. Helium se používá pro vysoké rychlosti deponovaného prášku. Z ekonomických důvodů je helium většinou ve směsi s dusíkem. Vzduch se používá pro nižší rychlosti. I když nosný plyn dosahuje vysokých teplot, deponované částice se neohřejí na teplotu vyšší, než je 200 °C, jelikož jsou v kontaktu s plynem krátkou dobu. Při takto nízkých teplotách nedochází k natavování částic. Depozice je tak způsobena pouze plastickou deformací při nárazu prášku do substrátu. Výhodou oproti žárovému nanášení je vyhnutí se nežádoucím chemickým reakcím, a hlavně oxidaci povrchu. Další výhodou je přilnavost vrstvy deponovaných částic. Mezi nevýhody CS patří problém s nanášením křehkých fází. Dále je nutné, aby výchozí materiál nástřiku byl v podobě velmi jemného prášku. [5, 6]

V současné době existují dva hlavní typy CS. První je znám jako high pressure cold spray (HPCS), v překladu vysokotlaký cold spray. Částice deponované tímto typem jsou stříkány před hrdlo trysky z přívodu vysokotlakého nosného plynu. Druhý typ je low pressure cold spray (LPCS) v překladu nízkotlaký cold spray. Prášek je zde vstříkáván do rozdělovací části trysky z přívodu nízkotlakého nosného plynu. LPCS systémy jsou obvykle mnohem menší, přenosné a omezené na rychlost částic 300-600 m/s. Používají se při aplikaci lehčích materiálů. Většinou používají jako hnací plyn vzduch nebo dusík. Naopak pro HPCS se užívají částice s vyšší hustotou. Jsou hnány plyny s vyšším tlakem, jsou stacionární a obvykle se rychlost částic pohybuje mezi 800-1400 m/s. Pro HPCS se většinou jako nosný plyn používá dusík nebo helium. [6, 7]

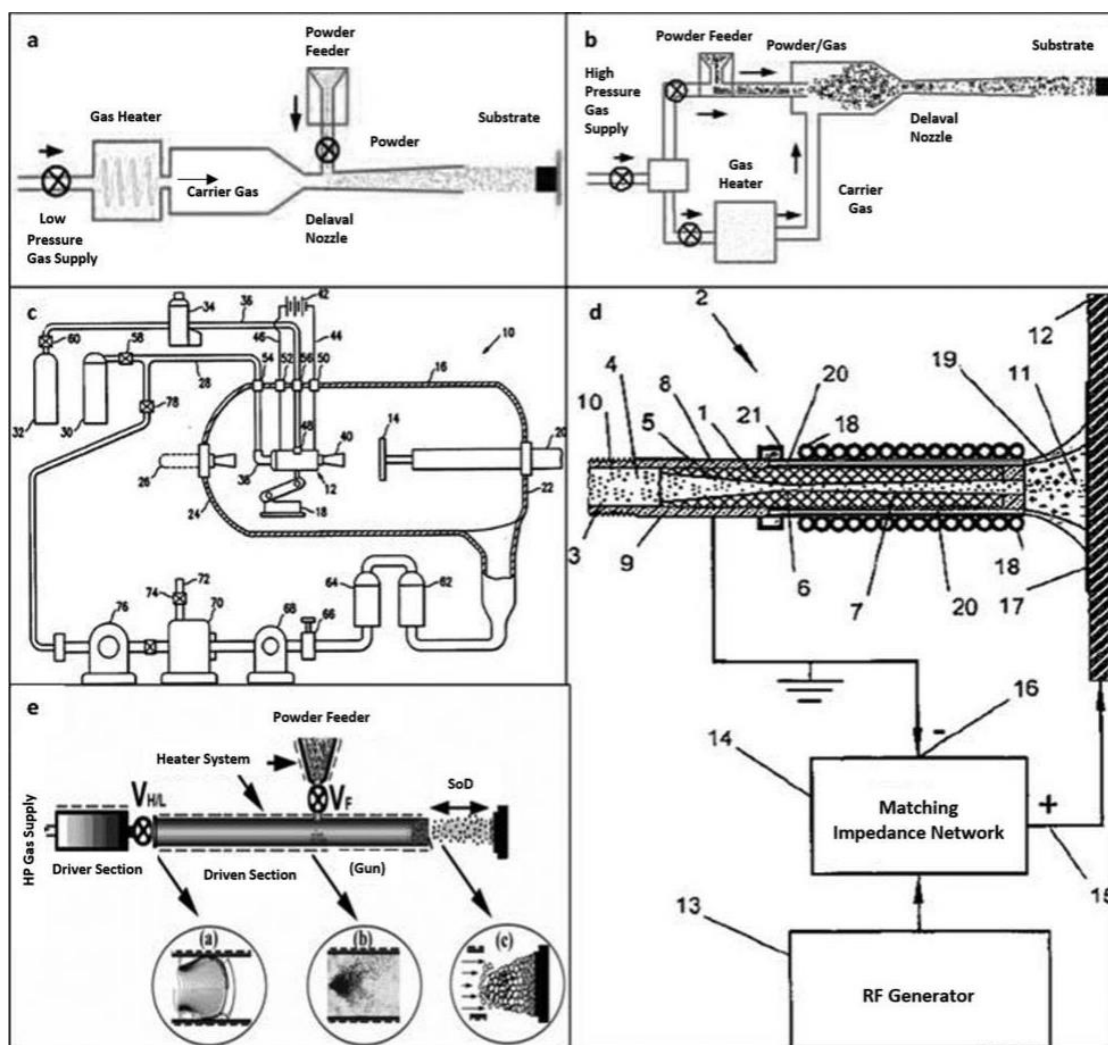
Oba výše uvedené systémy mají svá omezení. U HPCS se podává prášek tzv. proti proudu. Podavač prášku tedy musí pracovat s tlakem vyšším, než je tlak v hlavním proudu. Tím se zamezí zpětnému toku prášku. Vysokotlaké podavače prášku jsou obvykle velmi velké a drahé. Dalším velkým problémem je ucpávání trysky. Tento problém je tím vážnější, čím je vyšší teplota a rychlost částic. Další nevýhodou HPCS je silné opotřebovávání hrdla trysky způsobené erozí částic, které ovlivňuje provoz trysky a vede k velkým rozdílům provozních podmínek a kvality nanášení prášku. Opotřebování se zvětšuje s rostoucí tvrdostí nanášených částic. LPCS má jednodušší zařízení podávání prášku, tzv. po proudu. Konstrukce trysky je omezena na relativně nízké výstupní Machovo číslo (obvykle < 3). Vstupní tlak je omezen na hodnoty pod 1 MPa, jinak by atmosférický tlak nebyl schopen nadále podávat prášek do trysky. Ve výsledku mohou být rychlosti prášku přiváděného do trysky po proudu relativně nízké. [5,7]

S rozvojem CS byla provedena řada studií za účelem zavedení technologie. Následně byla zkoumána aplikace CS v různých oborech. V poslední době navíc došlo k rozvoji nových variací této technologie. První metoda se nazývá kinetická metalizace (KM), což je také proces v pevném stavu. KM je metoda, která používá konvergentní hlaveň trysky pod přiškrceným tokem k dosažení výstupní rychlosti plynu Mach 1 s malou odchylkou pro kompenzaci třecích efektů. Většina ostatních systémů CS, včetně LPCS, používají de Lavalovu trysku (konvergentně-divergentní) k urychlení procesního plynu na nadzvukovou rychlost. [7]

Další variantou je dynamický nástřik pulzním plynem (pulsed gas dynamic spraying – PGDS). Tento proces zahřívá částice na střední teplotu, která je stále pod teplotou tání, u níž se počítá, že bude vyšší než teploty zaznamenané v procesu CS. Rostoucí teplota vede ke snížení kritické rychlosti, která je technologickou hodnotou. Dále vede k vyšší úrovni plastické deformace při stejné nárazové rychlosti. Tento proces má diskontinuální povahu, která využívá nestacionární tlakové vlny k vytvoření současně vyššího tlaku a teploty než u CS, kde existuje nepřetržitý stacionární tok. [7]

Vacuum cold spray (VCS) je další varianta CS. V tomto procesu je vzorek umístěn ve vakuované nádobě, v níž je tlak podstatně nižší než atmosférický tlak. Nízkotlaké prostředí zajišťuje vakuová nádrž připojená k vakuové pumpě. Vakuová nádrž umožňuje regeneraci plynu a sběr přebytečného prášku. Podobná je také metoda depozice aerosol (ADM). V tomto procesu jsou nanočástice rozprašovány ve vakuové komoře pomocí nosného proudu helia nebo vzduchu. Při této metodě je tlak hnacího plynu nižší než atmosférický tlak a dosažená rychlost je nižší než

u CS. Tento proces redukuje přítomnost rázové vlny na substrátu nebo efektu tzv. bow shock (bow = luk). Díky tomu je možno deponovat velmi malé částice. Schémata různých CS systémů jsou na Obrázku 2. [7]

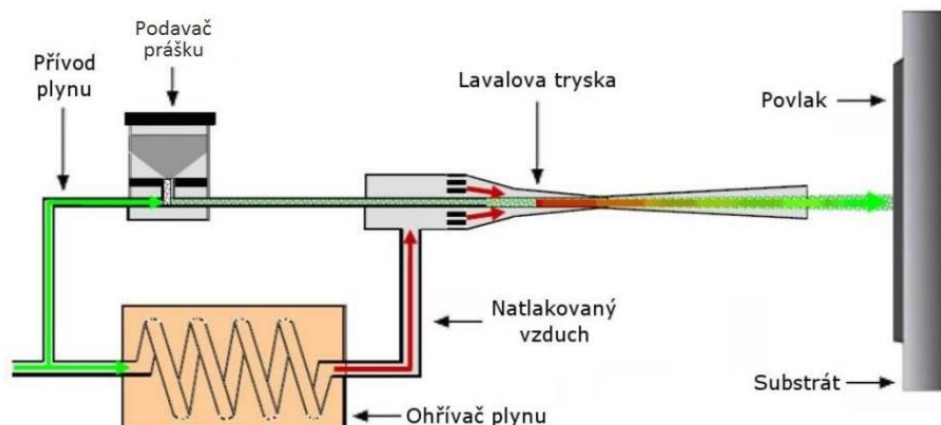


Obrázek 2 - Schémata různých systémů CS: a – nízkotlaký cold spray; b – vysokotlaký cold spray; c – cold spray ve vakuu; d – kinetická metalizace; e – dynamický nástřik pulzním plynem [7]

2.2.1. Stavba zařízení CS

Zařízení CS se skládá ze 4 hlavních částí, mezi které patří: vysokotlaký zdroj plynu, podavač prášku, ohřivač plynu a de Lavalova tryska. Konstrukce zařízení je zobrazena na Obrázku 3. Vysokotlaký zdroj plynu se mění podle použitého nosného plynu. Pro vzduch se používá kompresor. Pro helium nebo dusík se používá soustava tlakových lahví. Ze zdroje se přivádí nosný plyn do zařízení, kde se dělí na dva proudy. Menší část plynu se přivádí do podavače, pro podávání prášku do trysky. Větší část nosného plynu proudí do ohřivače, kde je ohříván až na 1000°C. Zahřátím plynu se zvyšuje tlak a objem. Snižuje se viskozita plynu. To přispívá k vyšší rychlosti proudění. Dále se oba proudy spojují a společně urychlují v de Lavalově trysce, která je konvergentně-divergentní. Stavba trysky umožňuje využití potenciálu rozdílu tlaků a dosažení nadzvukové rychlosti proudění na konci trysky. Vzhledem ke vstupnímu tlaku plynu jsou výše

zmíněným způsobem částice prášku urychleny na rychlost 300-1200 m/s. Díky této rychlosti jsou částice schopny dostatečně velké plastické deformace, která je potřeba k úspěšné depozici. [2]

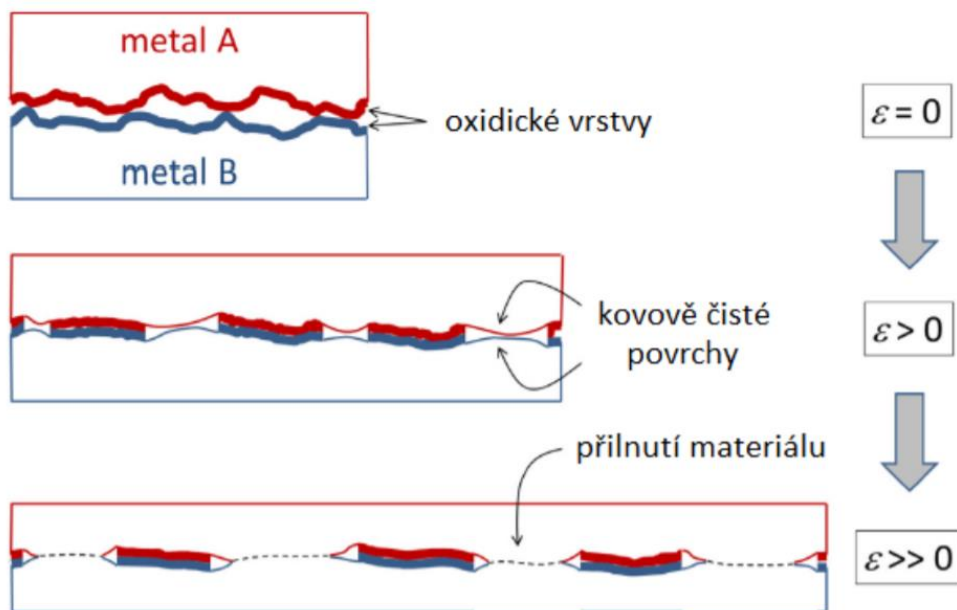


Obrázek 3 - Schéma zařízení pro CS [8]

2.2.2. Mechanismus depozice

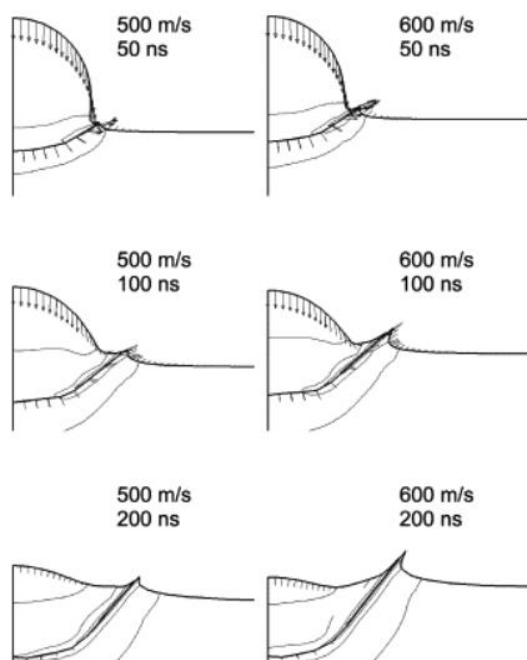
Depozice materiálu pomocí metody CS vyplývá z dopadů pevných částic o velikosti jednotek až desítek mikrometrů na substrát, které nejsou natavovány. Náraz částice je spojen s viskoplastickou deformací interagujících těles, což vede ke dvěma hlavním procesům. Prvním je postupné zhutňování výchozího prášku do nánosu. Druhým procesem je metalurgické navázání na významnou frakci rozhraní částice-částice. Oba tyto procesy jsou klíčové pro získání pevného nástrihu s odpovídající hustotou. Neúplné zhutnění má za následek pórovitost. Špatné spojení vede k nízké pevnosti deponované vrstvy. Na druhou stranu, jak zhutňovací, tak spojovací proces probíhají působením částic s výslednou deformací. Hlavním parametrem úspěšné depozice je rychlost částice před srážkou se substrátem. Podmínkou úspěšné depozice je dostatečně velká kinetická energie částice, která vede k dosažení dostatečné plastické deformace. Mezní rychlost, při které dochází k úspěšné depozici, se nazývá kritická rychlost. O kritické rychlosti a jejím vlivu na depozici bude pojednávat samostatná podkapitola (2.2.3. Kritická rychlost). [7,9]

Obecně depozice probíhá, jakmile se dostanou do styku čisté atomové povrchy dvou složek na dostatečně velké ploše. Tyto složky se k sobě musí přiblížit na atomovou vzdálenost, a poté dojde vlivem adhezních sil k přilnutí deponovaného materiálu. V zásadě k tomu může dojít bez potřeby zahřívání nebo tavení. V praxi však povrchy kovových součástí nebývají ploché, většinou jsou pokryty vrstvou oxidů, která brání přilnutí kovově čistých povrchů. Aby se tedy vyvolalo spojení v pevném stavu, měly by se proto vrstvy povrchových oxidů odstranit nebo rozbít. Jedním ze způsobů, jak toho dosáhnout, je stlačení a napnutí mezifázové oblasti plastickou deformací, jak je znázorněno na Obrázku 4.



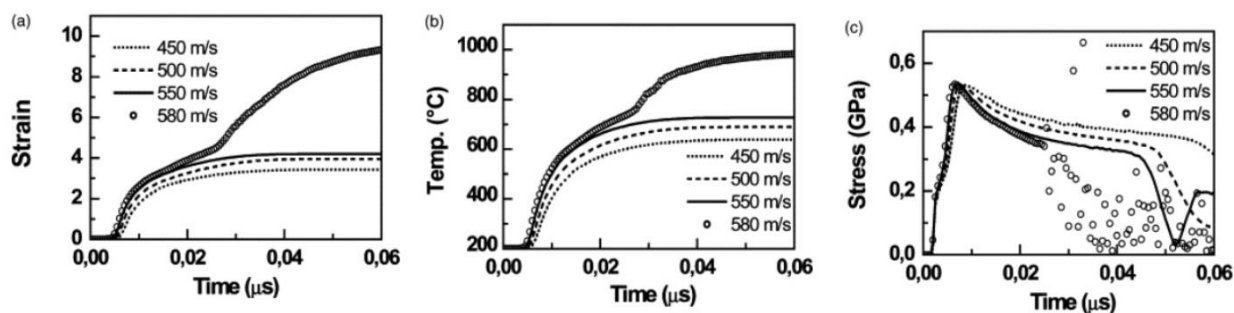
Obrázek 4 - Znázornění porušení oxidických vrstev vlivem plastické deformace [7]

Modelování dopadu a deformace částic se většinou provádí pomocí numerických metod, jako je metoda konečných prvků. Díky tomu je podrobně popsána deformace kulové částice v průběhu kolmého dopadu na substrát. Při nárazu se kulová částice zplošťuje a v substrátu tvoří prohlubeň. V pokročilejší fázi dochází k většímu zploštění a většímu prohloubení substrátu. V průběhu srážky se většina plastické deformace soustředí do malé oblasti okolo rozhraní částice a substrátu. Je-li rychlost deponované částice dostatečně vysoká, vzniknou na okraji prohlubně tzv. výtrysky substrátu i částice. Výtrysk materiálu částice a substrátu se běžně nazývá anglickým slovem „jet“. K největšímu přilnutí povrchů dochází právě na okraji prohlubně, z důvodu působení největší plastické deformace částice i substrátu. Tato plocha přilnutí roste s rostoucí rychlostí částice a zvětšuje se směrem doprostřed. K přilnutí celého povrchu však nedojde nikdy. V okolí středu dopadové plochy jsou deformace natolik malé, že nedojde k rozbití oxidační vrstvy, a tedy nedopadá čistě kovový povrch na čistě kovový povrch. [7]



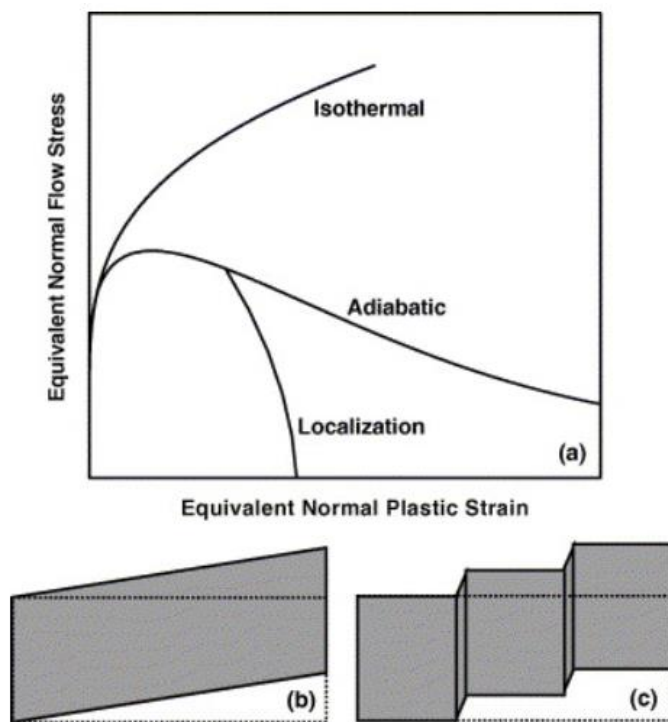
Obrázek 5 - Průběh kolmého dopadu částice na substrát za různých rychlostí v závislosti na čase [7]

Díky simulacím a experimentům depozice částic byly naměřeny změny deformace, napětí a teploty v závislosti na čase, při překročení kritické rychlosti. Z Obrázku 6a vyplývá, že plastická deformace roste velmi rychle od času $0,005 \mu\text{s}$, než dosáhne hodnoty přibližně 400 % pro rychlosti 450, 500, 550 m/s. Pro rychlost 580 m/s je trend odlišný, což ukazuje další nárůst deformace až na hodnotu 1000 %. Zvýšení deformace při této rychlosti je pravděpodobně důsledek změny mechanismu z plastického na viskózní tok. Závislost teploty na čase (Obrázek 6b) je podobná závislosti napětí, ale s odchylkami, které jsou způsobeny rozdíly v třecích viskózních rozptylech. Rychlosti ohřevu pro všechny rychlosti částic jsou v prvním kroku kolem 109 K/s. Pro rychlost 580 m/s se teplota blíží 1000 °C, zatímco v ostatních případech zůstává výrazně pod ní. Na Obrázku 6c je znázorněna závislost napětí na čase. Pro rychlosti do 550 m/s dochází ke snížení napětí po $0,05 \mu\text{s}$, což lze připsat podmínkám zatížení ze substrátu. Pro nárazovou rychlost 580 m/s dochází ke změně trendu časového vývoje v čase $0,03 \mu\text{s}$. Po této době je kolísání napětí doprovázeno velkými výkyvy a také poklesem celkové hodnoty. Změna napětí se časově shoduje se zvýšením deformace a teploty. Kolísání při vysoké rychlosti lze vysvětlit změnou v deformačním mechanismu z plastického na viskózní tok. V blízkosti podmínek pro tepelné změkčení je odolnost materiálu vůči stříhovému toku obecně nízká. To znamená, že přiblížením se k teplotě tavení ztrácí materiál své smykové pevnosti a vystavuje se nadměrné deformaci při jakémkoli smykovém napětí. [10]



Obrázek 6 - Závislost deformace, teploty a napětí na čase během dopadu částice [10]

Za adiabatických podmínek se plastická deformační energie rozptyluje jako teplo, což zvyšuje teplotu procesu a změkčuje materiál. V důsledku toho klesá deformační zpevnění a skluzové napětí dosahuje maximální hodnoty. Poté dochází k poklesu napětí při plastickém namáhání (křivka označená „Adiabatic“ na Obrázku 7a)). V ideálním materiálu s rovnoměrným rozložením napětí, deformace, teploty a mikrostruktury může změkčení pokračovat donekonečna. V reálných materiálech však kolísání napětí, deformace, teploty nebo mikrostruktury a inherentní nestabilita změkčení mohou vést k lokalizaci plastického toku (stříhu). Za těchto okolností se stříh a zahřívání (a následné změkčení) vysoce lokalizují, zatímco namáhání a zahřívání v okolních oblastech materiálu se prakticky zastaví. To zase způsobí, že skluzové napětí rychle klesne na nulu (křivka označená jako „Localization“ na Obrázku 7a)) Jednoduchá schémata jsou použita na Obrázku 7 b) a c) k demonstraci základních rozdílů mezi jednotným a lokalizovaným stříhem. [10]

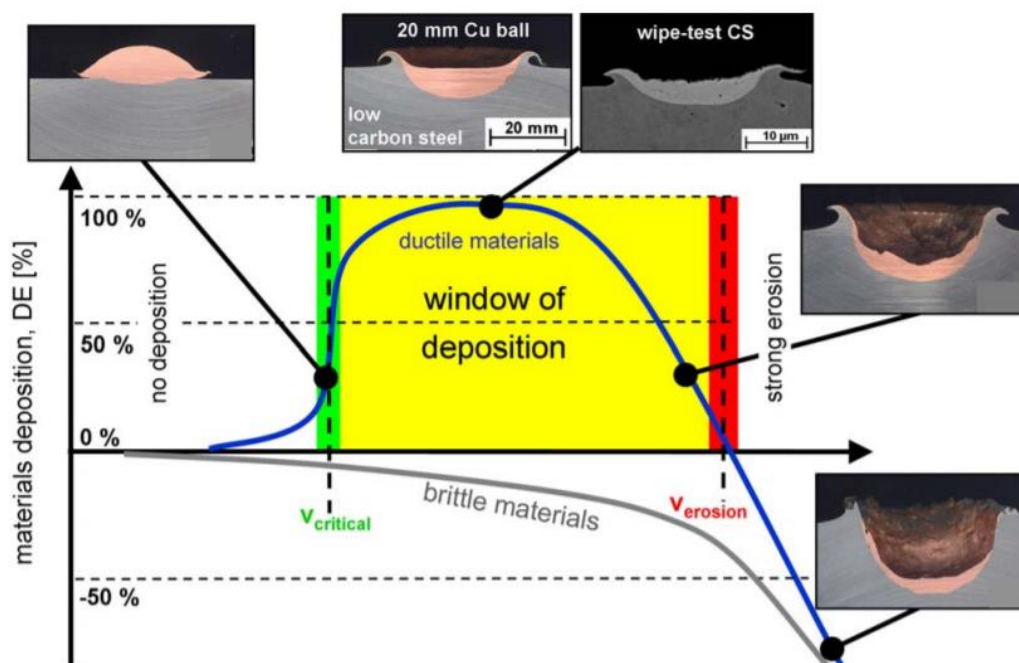


Obrázek 7 - (a) Schéma křivek napětí-deformace v normálním deformačně zpevňujícím materiálu (Isothermal) adiabaticky změkčeném materiálu (Adiabatic) a v materiálu podléhající adiabatické lokalizaci ve smyku (Localization); (b) a (c) schémata jednotných a lokalizovaných jednoduchých stříhů v daném pořadí. Počáteční materiálové prvky jsou označeny tečkovanými čarami, zatímco střížné prvky jsou označeny plnými čarami [10]

2.2.3. Kritická rychlost

Aby došlo k depozici, tedy aby pevné částice přilnuly k substrátu, musí být nárazová rychlost částic větší nebo rovna kritické rychlosti pro depozici CS. Typicky se jako nosič částic používají inertní plyny, jako je helium nebo dusík. Plyny urychlují rozprašované částice o velikosti v průměru 5-100 μm. Částice dosahují rychlosti v rozmezí 200-1200 m/s. Prášek následně dopadá na substrát a pomocí přeměny kinetické energie částic na plastickou deformační energii vytváří vrstvu. [11]

Kritická rychlost je mezní rychlostí pro úspěšnou depozici částic. Pokud je rychlost nízká, částice nemá potřebnou energii a od substrátu se odrazí. S rostoucí rychlostí částice roste také síla vazby mezi částicí a substrátem. Tato závislost však roste pouze do určité hodnoty. Když je rychlost částic příliš vysoká, nastává tzv. eroze materiálu. Tato rychlost se označuje jako erozní rychlost. Při erozní rychlosti dochází k odražení částice od substrátu a nastává eroze materiálu. Na Obrázku 8 je graficky znázorněna závislost rychlosti částice na účinnosti depozice. K tvorbě povlaku dochází právě v intervalu mezi kritickou a erozní rychlostí v tzv. depozičním okně. [11]



Obrázek 8 - Závislost účinnosti depozice na rychlosti částic, depoziční okno a vzhled částic mědi po dopadu při různých rychlostech [12]

Assadi a kolektiv [7] studovali deformaci částic při nárazu na substrát a zvažovali vliv různých vlastností materiálu pomocí analýzy konečných prvků. Prokázali, že parametry jako hustota (ρ), mez kluzu (σ_u), teplota tavení částic (T_m) a teplota při dopadu (T_i), významně ovlivňují kritickou rychlost. Kombinací jejich numerických výsledků s empirickými daty byli schopni vytvořit funkční vztah pro rovnici kritické rychlosti. V porovnání s experimentálním pozorováním kritické rychlosti u mědi byla dosažena dobrá shoda s empirickým vzorcem.

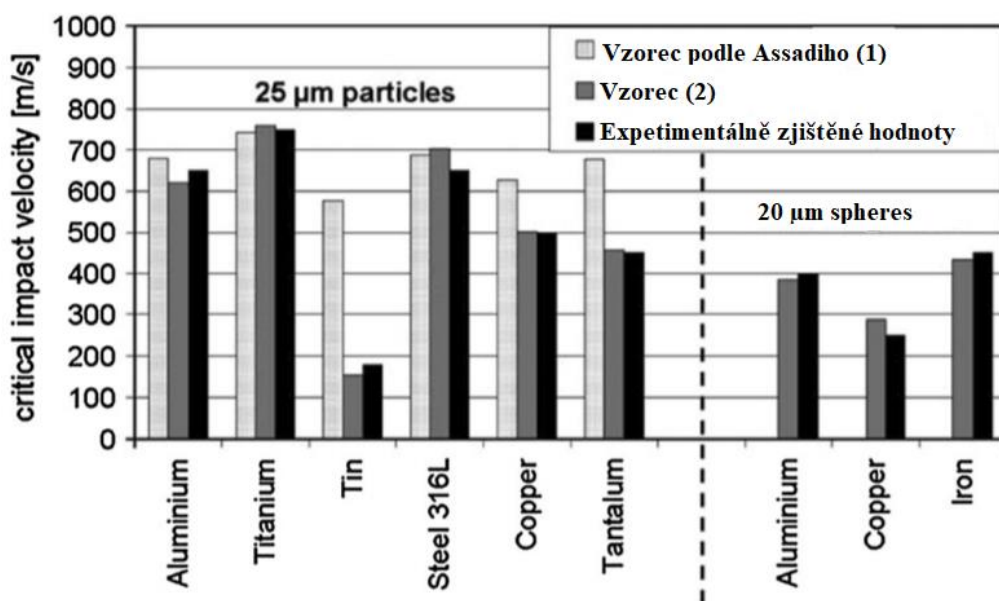
$$v_{cr} = 667 - 14\rho + 0,08 T_m + 0,1\sigma_u - 0,4T_i \text{ [m/s]} \quad (1)$$

Rovnice (1) není vhodná pro atypické velikosti deponovaných částic, protože nezahrnuje vliv velikosti dopadající částice. Tento parametr má však na účinnost depozice zanedbatelný vliv. Schmidt a kolektiv publikovali rovnici (2) zahrnující vliv velikosti částice na kritickou rychlost. [13]

$$v_{cr} = \sqrt{\frac{F_1 * 4 * \sigma_{TS} * (1 - \frac{T_i - T_R}{T_m - T_r})}{\rho} + F_2 * C_p * (T_m - T_i)} \text{ [m/s]}, \quad (2)$$

kde σ_{TS} [MPa] je mez kluzu v tahu, ρ [kg/m³] je hustota deponované částice, C_p [Jkg⁻¹K⁻¹] je měrná tepelná kapacita za konstantního tlaku, T_m [K] je teplota tavení nanášeného materiálu, T_R [K] je referenční teplota (většinou teplota prostředí), T_i [K] je teplota částice při dopadu a F_1 , F_2 jsou mechanické a termické kalibrační koeficienty [-].

Zahrnutí dvou dalších empirických faktorů poskytuje zlepšenou predikci, jak je znázorněno na Obrázku 9. Experimentální data pro kritickou rychlost vykazují zlepšenou shodu při použití vzorce (2) než u vzorce (1) a to nejvýrazněji pro cín.



Obrázek 9 - Porovnání vypočtených kritických rychlostí s naměřenými hodnotami z experimentu

Vztah pro výpočet erozní rychlosti se většinou udává jako dvojnásobek velikosti kritické rychlosti. Jedná se o hrubý odhad pomocí její závislosti na kritické rychlosti. Erozní rychlost je však mnohem vyšší než běžně využívaná rychlost CS, takže není potřeba ji určovat. [11]

3. BAINITICKÉ OCELI

3.1. Vliv rychlosti ochlazování na rozpad austenitu

Tato kapitola obsahuje pouze přehled vybraných typů přeměn austenitu v závislosti na rychlosti ochlazování. Dále budou popsány struktury získané diagramy rozpadu austenitu.

3.1.1. Proeutektoidní přeměny

Pojem „proeutektoidní“ se původně používalo k popisu cementitu vytvořeného z austenitu nad eutektoidní teplotou ve dvoufázové oblasti $\gamma + Fe_3C$ rovnovážného diagramu železo – uhlík. V současné době se termín používá také pro cementit, tvořen metastabilně pod eutektoidní teplotou

přímo z vysokoteplotní austenitické fáze. Tento děj probíhá bez doprovodné precipitace feritu. [14]

Proeutektoidní cementit (dále jen „ $\text{Fe}_3\text{C}^{\text{PE}}$ “) se obvykle tvoří v ocelích s obsahem uhlíku vyšším, než je eutektoidní složení. Eutektoidní složení se může lišit v závislosti na přítomnosti legujících prvků. Čím víc obsahuje ocel významných legujících prvků, tím je vyšší pravděpodobnost výskytu $\text{Fe}_3\text{C}^{\text{PE}}$ z důvodu lokálních chemických heterogenit (např. segregací oblastí).

Ze studií zabývajících se problematikou exploatace kolejnic z bainitické oceli vyplývá, že přítomnost $\text{Fe}_3\text{C}^{\text{PE}}$ ve spojení s větším množstvím vměstků ve struktuře je nežádoucí z hlediska rozvoje mechanismů valivé kontaktní únavy. Důvodem jsou únavové trhliny, primárně iniciující na cementitu vyloučeném na hranicích zrn. Ty se mohou sekundárně větvit právě důsledkem přítomností vměstků. [15]

3.1.2. Perlitická přeměna

Poprvé byla perlitická přeměna popsána před více než 100 lety Sorbym.[16] Představuje technicky nejvýznamnější druh eutektoidního rozpadu tuhého roztoku. V soustavě železo – uhlík se austenit o koncentraci 0,765 hm. % C (eutektoidní koncentrace) po ochlazení na kritickou teplotu A_1 (727 °C) rozpadá dle rovnice (3) v eutektoid, který je nazýván perlitem:

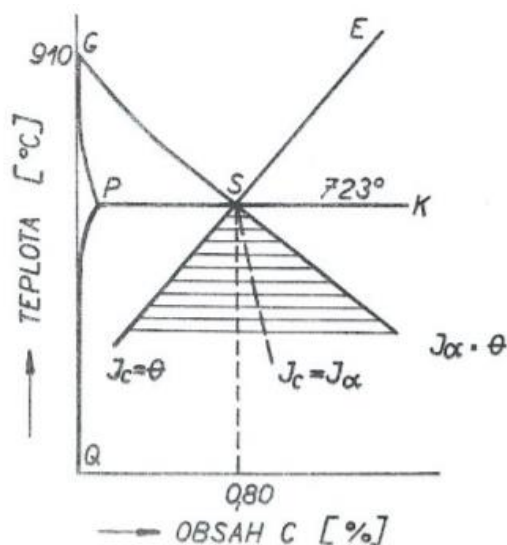


Z pohledu krystalografie je perlitická přeměna polymorfni a jedná se o přeměnu železa γ na železo α . S tím je spojena změna rozpustnosti uhlíku. Pokud je uhlíku ve struktuře větší množství, než je jeho rozpustnost ve feritu, vylučuje se ve formě cementitu Fe_3C . Při přeměně se mění rozložení atomů uhlíku. Z důvodu nepatrné rozpustnosti ve feritu je většina uhlíku koncentrována v cementitu.

Děj má povahu stacionární. Projevuje se nezávislostí lineární rychlosti růstu na čase. Dále se nemění chemické složení fází zúčastněných v reakci. Za rovnovážné teploty se ve fázovém diagramu Fe-C může transformovat na perlit jen austenit. Jeho složení odpovídá přesně eutektoidnímu bodu. Čím níž je teplota pod eutektoidním bodem, tím širší je rozmezí koncentrací austenitu, při kterých vzniká perlitická struktura.

Perlitická struktura se tvoří z přechlazeného austenitu za předpokladu, že je termodynamicky možné vyloučení současně feritu i cementitu. Dále musí být teplota dostatečně velká (přibližně mezi 550-720 °C). To umožní difuzi substitučních i intersticiálních atomů. Vznik perlitu jako takového, je charakterizován dvěma ději – nukleací a difuzně podmíněným růstem. Velkou roli zde zastupuje difuze po hranicích zrn. Jako první vzniká při ochlazování austenitu ten prvek, vůči kterému je austenit více nestabilní. To znamená, že je vzdálenější od rovnovážné křivky „SE“ nebo „GS“ (viz *Obrázek 10*). [16, 17, 18]

V uhlíkových ocelích je perlit převážně lamelární – střídají se lamely feritu a cementitu. Vznik takového perlitu začíná nukleací jedné fáze na hranicích zrn austenitu.

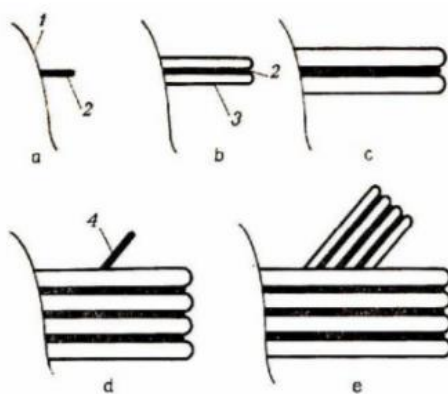


Obrázek 10 - Oblast metastabilní rovnováhy austenitu, feritu a cementitu [16]

Nukleaci začíná vznikat ve většině případů cementit. Je však prokázáno, že jako první zárodek může vzniknout i ferit. Vše závisí na tom, jestli je ocel hypoeutektoidní nebo hypereutektoidní. [19]

Je-li první zárodek cementit, difundují atomy uhlíku austenitickou mřížkou k zárodku. Tím vyvolávají jeho růst a dochází v okolních oblastech ke snížení koncentrace uhlíku. To má za následek tvorbu feritu. Jelikož je ferit fází s nízkým obsahem uhlíku, při jeho růstu dochází naopak k obohacování okolního austenitu uhlíkem. Následně tedy vzniká nový zárodek cementitu.

Perlitická přeměna tedy pokračuje tvorbou střídavě cementitu a feritu. Zárodky se vzájemně omezují v bočním růstu. Rostou tedy přednostně do délky (čelně), ve směru od hranice austenitického zrna. Systematicky je tento proces zobrazen na Obrázku 11. Čelní růst zárodků je tedy řízen difuzí uhlíku v austenitu. Boční růst závisí na opakování nukleací. Tvoří se tedy lamely feritu o totožné orientaci mřížky a ty tvoří kolonii. Skupina kolonií, které mají navzájem odlišnou orientaci mřížky i lamel se nazývá nodule. Jedno zrna austenitu se tedy rozpadne na více zrn perlitu.



1 – hranice zrna austenitu, 2 – lamela cementitu,
3 – lamela feritu, 4 – nový zárodek kolonie (= 2)

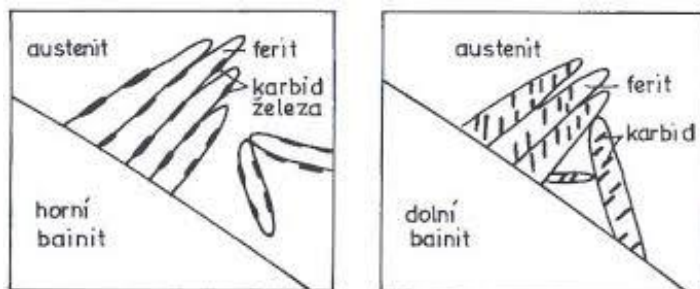
Obrázek 11 - Schéma vzniku lamelárního perlitu [18]

Kromě typického perlitu s lamelární morfologií se může vyskytovat i perlit zrnitý (globulární). V něm se cementit vyskytuje jako částice globulárního tvaru. Zrnitá struktura je termodynamicky stabilnější než lamelární, protože její mezifázová energie je menší. Zrnitý perlit vzniká velmi pomalým ochlazováním v okolí teploty A_1 nebo žháním na měkko. [20]

3.1.3. Bainitická přeměna

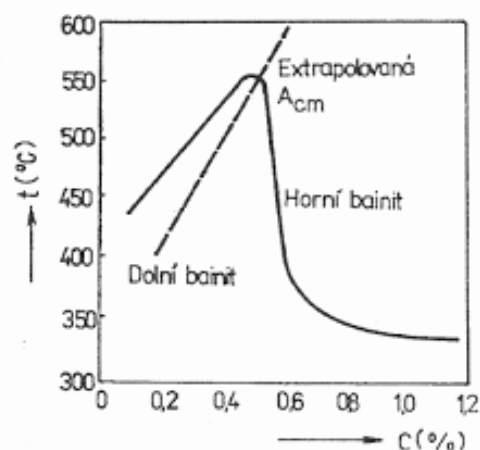
Pojem „bainit“, jakožto teplotně intermediální struktury, byl pojmenován podle Edgara Baina, který jej společně s E.S. Davenportem poprvé objevil při studiu izotermického rozpadu austenitu. Z hlediska morfologie se rozlišuje tzv. horní a spodní bainit (viz *Obrázek 12*). Zjednodušeně lze bainit charakterizovat jako „nelamelární agregát karbidů a deskového feritu“. [21]

Při bainitické přeměně dochází k transformaci austenitu na ferit pomocí smyku. Vznik a růst bainitického feritu doprovází, případně mu předchází, difuze uhlíku a následná precipitace cementitu či méně stabilního ϵ -karbidu. Nejčastěji se bainit označuje jako struktura, či nelamelární feriticko-karbidická směs, která vznikla pomocí rozpadu austenitu v teplotním rozmezí mezi teplotou počátku martenzitické transformace M_s a asi 500 °C. Bainit také vykazuje vlastní S-křivku (kinetická definice). [20, 22]



Obrázek 12 - Struktura horního a dolního bainitu [23]

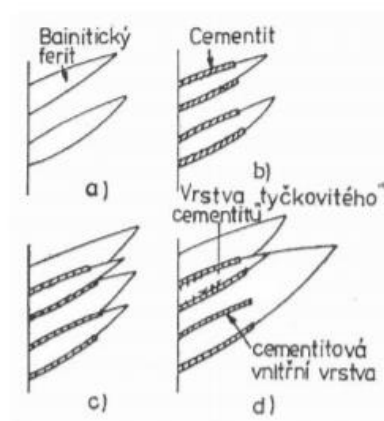
V případě uhlíkových ocelí dochází k částečnému překrytí C-křivek bainitické a perlitické přeměny. Přejít mezi strukturou jemného lamelárního perlitu a bainitu je tedy plynulý. U ocelí, které jsou legovány karbidotvornými prvky jsou oblasti bainitické a perlitické přeměny odděleny oblastí větší stability austenitu. U ocelí, které mají teplotu M_s vyšší než 100 °C, se může bainitická přeměna překrývat s přeměnou martenzitickou. Při teplotách nižších než M_s je po určité době martenzitická přeměna „vystřídána“ přeměnou bainitickou. Oceli s teplotou M_s nižší než 100 °C mají mezi přeměnami oblast stability austenitu. Morfologie bainitické struktury je velmi ovlivněna dvěma parametry. Jedná se o teplotu přeměny a rychlosti ochlazování přes bainitickou oblast. Terminologie morfologií struktur bainitu, které vznikají při anizotermické přeměně, dosud není ustálená. V souvislosti s izotermickou transformací se používají termíny *horní a dolní bainit*, a to ve vazbě na teplotu transformace. Vliv obsahu uhlíku v oceli na teplotní oblasti výskytu obou typů bainitu je uveden na *Obrázku 13*. [20, 22]



Obrázek 13 - Vliv obsahu uhlíku na teplotní oblasti výskytu horního a dolního bainitu [20]

Horní bainit

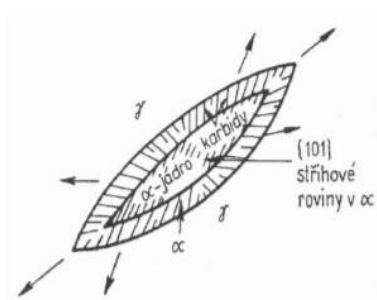
V ocelích s nízkým obsahem uhlíku (cca do 0,3 hm. %) první vznikají látky feritu, které vznikají většinou na hranicích zrn, nebo méně často uvnitř zrn austenitu. Austenit nacházející se mezi látkami feritu se obohacuje o uhlík až do takové míry, že dochází k vyloučení cementitu na rozhraní ferit-austenit. V ocelích s obsahem uhlíku vyšším než 0,4 hm. % usnadňuje zvýšený obsah uhlíku nukleaci cementitu. Růst bainitu si tedy lze představit jako rychle se střídající feritické a cementitické látky. [20, 23, 24]



Obrázek 14 - Schéma vzniku horního bainitu v nízkouhlíkové oceli [20]

Dolní bainit

Tvoří se za nižších teplot a tvoří ho tenké desky bainitického feritu přesyceného uhlíkem s precipitací karbidů. K precipitaci dochází zejména uvnitř desek feritické matrice. Bainitický ferit vzniká smykem. Kvůli nízké teplotě nejsou vytvořeny podmínky pro difuzi, a proto není schopen bainitický ferit vytlačit uhlík. Dolní bainit se vyznačuje velmi jemnou strukturou s vlastnostmi blízcími se martenzitu. [23, 24]



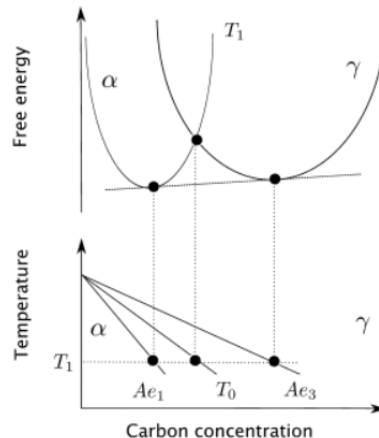
Obrázek 15 - Nukleace a růst bainitické desky v oceli se středním obsahem uhlíku [20]

Uhlík v bainitu

Na rozdíl od martenzitické transformace není bainitická transformace zcela bezdifuzní. Bainit se totiž tvoří při vyšších teplotách než martenzit a uhlík tak může uniknout z tzv. desky během zlomku sekundy. Jeho původní složení tedy nelze přímo měřit. [20, 22]

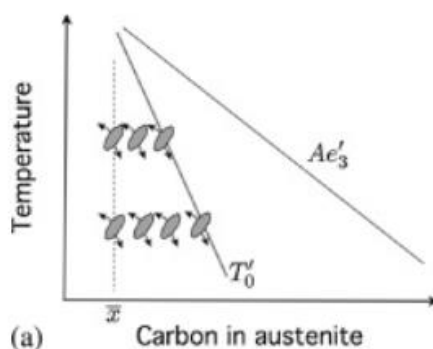
Existují tři možnosti. Uhlík se může během růstu rozdělit, takže ferit nemusí nikdy obsahovat přebytečný uhlík. Růst může být naopak difuzní, přičemž uhlík je zachycen postupujícím rozhraním. Třetí možností je přechodný případ, ve kterém se může nějaký uhlík rozptýlit, zatímco zbývající část se zachytí a ferit zůstane částečně přesycený. Je proto mnohem obtížnější určit přesnou roli uhlíku během růstu bainitického feritu než v martenzitu. [20]

Bezdifuzní růst vyžaduje, aby k transformaci došlo při teplotě pod T_0 , kdy je volná energie bainitu nižší než volná energie austenitu při stejném složení. Místo označené jako T_0 teploty funkce koncentrace uhlíku se nazývá T_0 křivka (viz Obrázek 16). Bezdifuzní růst může nastat pouze tehdy, leží-li koncentrace uhlíku austenitu vlevo od křivky T_0 . [22]



Obrázek 16 - Schématické znázornění počátku konstrukce T_0 v Fe-C fázovém diagramu [25]

Předpokládáme-li, že se desky bainitu tvoří bez difúze a jakýkoli přebytečný uhlík je brzy poté odváděn do zbytkového austenitu. Další desky bainitu musí potom vyrůst z austenitu obohaceného uhlíkem (Obrázek 17). Tento proces se musí ukončit, jakmile koncentrace austenitického uhlíku dosáhne křivky T_0 . Reakce je považována za neúplnou, protože austenit nedosáhl svého rovnovážného složení (dáno křivkou Ae_3) v okamžiku, kdy se reakce zastaví. Pokud naopak ferit roste s rovnovážnou koncentrací uhlíku, pak by transformace měla skončit, jakmile koncentrace austenitového uhlíku dosáhne křivky Ae_3 . [20, 23]



Obrázek 17 - Ilustrace jevu neúplné reakce. Během izotermní transformace roste deska bainitu bez difúze a potom rozděljuje svůj přebytek uhlíku na zbytkový austenit [25]

Existují dva důležité rysy bainitu, které lze ukázat řadou technik, např. dilatometrií, elektrickým odporem, magnetickým měřením a metalografií. Zaprvé existuje dobře definovaná teplota B_s , nad kterou se nevytvoří žádný bainit, což bylo potvrzeno pro širokou škálu legovaných ocelí. Množství bainitu, které se tvoří, se zvyšuje s tím, jak se transformační teplota snižuje pod teplotu B_s . Frakce bainitu se zvyšuje během izotermální transformace jako sigmoidální funkce času a dosahuje asymptotického limitu, který se nemění při dlouhodobém tepelném zpracování, i když podstatná množství austenitu zůstávají netransformována. Transformace ve skutečnosti končí, než austenit dosáhne rovnovážného složení, takže je tento efekt označován jako „jev neúplné reakce“. Podle pozorování tedy růst musí přestat, pokud koncentrace uhlíku v austenitu dosáhne křivky fázového diagramu. [20, 22, 23]

Pokud je tato podmínka splněna při stále se zvyšujících koncentracích uhlíku, když je teplota transformace snížena, může se vytvářet bainit s větším podchlazením pod teplotou B_s . Omezení T_0 však znamená, že rovnováhy, kdy austenit má složení dané fázovou hranicí Ae_3 , nelze nikdy dosáhnout, jak bylo experimentálně pozorováno. Teplota konce bainitu B_f je někdy definována, ale to zjevně nemůže mít žádný zásadní význam. [25]

Úloha legujících prvků

Uhlík má velký vliv na rozsah teplot, nad nimiž se vyskytuje horní a dolní bainit. Mnoho legujících prvků snižuje teplotu B_s , ale uhlík má největší vliv, jak ukazuje následující empirická rovnice (4) [20]:

$$B_s (^{\circ}\text{C}) = 830 - 270 \omega_{\text{C}} - 90 \omega_{\text{Mn}} - 37 \omega_{\text{Ni}} - 70 \omega_{\text{Cr}} - 83 \omega_{\text{Mo}} \quad (4)$$

kde koncentrace ω i jsou všechny v hm. % a rovnice má 90% spolehlivost meze $\pm 25^{\circ}\text{C}$, v rozmezí níže uvedených složení.

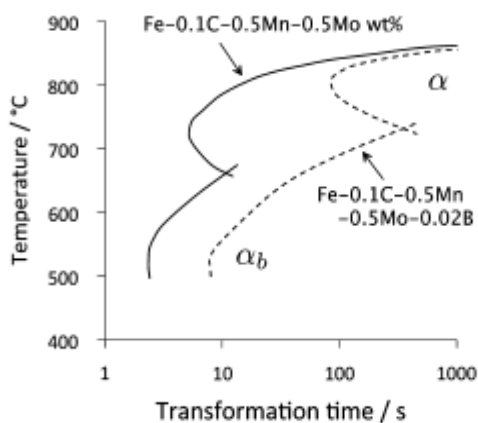
Tabulka 1 - Rozmezí chemického pro B_s [20]

prvek	C	Si	Ni	Cr	Mo
min hm. %	0,10	0,20	0,00	0,00	0,00
max hm. %	0,55	1,70	5,00	3,50	1,00

Uhlík má mnohem větší rozpustnost v austenitu než ve feritu a je velmi silný austenitický stabilizátor, což vede k celkovému zbrzdění reakční kinetiky. Frakce karbidů se nachází v konečné mikrostruktuře a její množství se zvyšuje v poměru ke koncentraci uhlíku, takže koncentrace musí

být udržována pod hodnotou asi 0,4 hm.%, aby byly zajištěny příznivé mechanické vlastnosti. Nárůst uhlíku usnadňuje tvarování spodního bainitu, protože je obtížnější pro destičky přesyceného bainitického feritu, aby se dekarbonizovaly před začátkem cementitového srážení. [20, 22, 25]

U obyčejných uhlíkových ocelí je bainitická reakce kineticky chráněna rekonstrukční feritickou a perlitickou reakcí, která začíná za vyšší teploty a za kratší dobu (viz *Obrázek18*), takže při nepřetržitém chlazení je obtížné získat vzorky bainitických struktur. [25]



Obrázek 18 - Vliv boru na křivky TTT bainitické reakce pro zahájení transformace. [25]

Při izotermické transformaci, nastanou potíže, pokud je například feritická reakce příliš rychlá. Přidání legujících prvků obvykle vede ke zpomalení feritických a perlitických reakcí. Navíc bude bainitická reakce probíhat za nižší teploty. To často vede k většímu oddělení reakcí a pro mnoho legovaných ocelí jsou pak mnohem jasněji oddělené křivky ve tvaru C pro perlitické a bainitické přeměny (viz *Obrázek18*) Získat však čistě bainitickou mikrostrukturu je stále obtížné díky své podobnosti k martenzitické reakci. [20, 25]

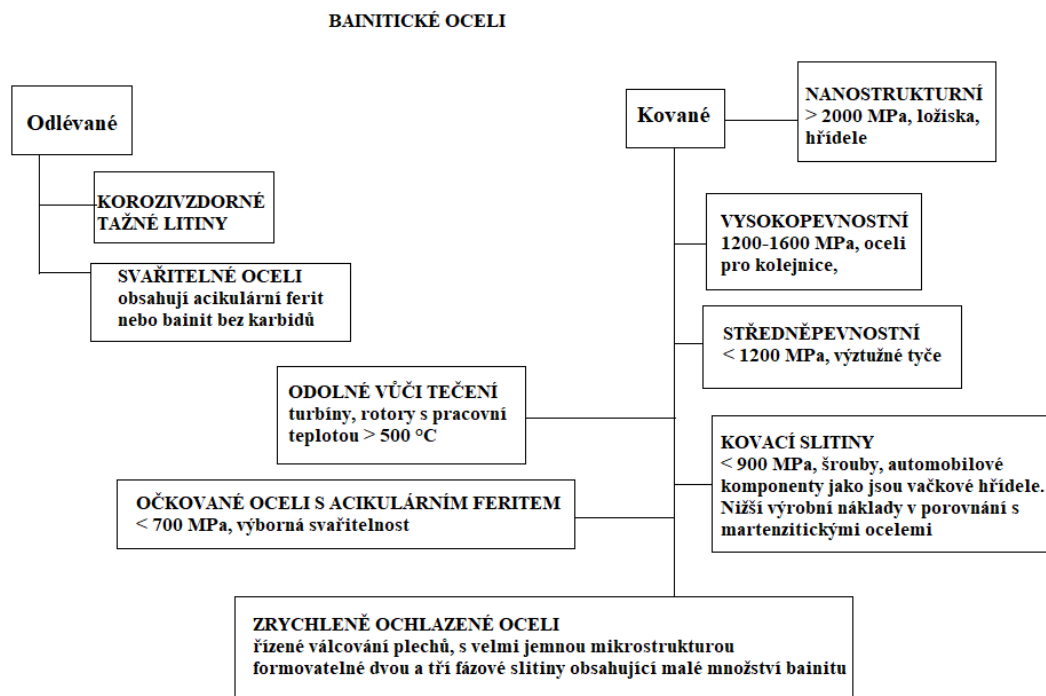
Použití bainitických ocelí

Existují velké trhy pro oceli s pevnostmi menšími než 1 000 MPa, a kde celková koncentrace legur málokdy překročí 2 hm. %. Bainitické oceli se dobře hodí pro aplikace v rámci těchto omezení. Nicméně, musí být dodržen přesný postup legování, aby se získaly správné mikrostruktury. [20, 25]

Oceli s nedostatečnou kalitelností mají tendenci se měnit ve směsi alotriomorfního feritu a bainitu. Pokusy o zlepšení kalitelnosti obvykle vedou k částečně martenzitickým mikrostrukturám. Řešení proto leží v nízkolegovaných nízkouhlíkových ocelích obsahujících malá množství boru a molybdenu k potlačení tvorby alotriomorfního feritu. Bór zvyšuje bainitickou kalitelnost. Další legury mohou být v přítomnosti boru udržovány v dostatečně nízkých koncentracích, aby se zabránilo tvorbě martenzitu. Typické složení by mělo být, Fe-0,1C-0,25Si-0,50Mn-0,55Mo-0,003B hm. %. Tyto oceli jsou schopny se přeměnit na prakticky plně bainitické mikrostruktury. [25]

Nejmodernější bainitické oceli jsou navrženy s mnohem sníženým obsahem uhlíku a další koncentrace legujících prvků. Poté jsou zpracovány použitím rychlého ochlazení za účelem získání potřebné bainitické mikrostruktury. Snížená koncentrace slitiny poskytuje nejen lepší svařitelnost, ale také větší pevnost díky pravidelné bainitické mikrostruktuře. Rozsah komerčně dostupných bainitických slitin je shrnut na *Obrázku 19* a některá typická složení slitin jsou uvedena v *Tabulce*

2.



Obrázek 19 - Komerčně dostupné bainitické oceli [25]

Tabulka 2 - Chemické složení, v hm. %, typických bainitických ocelí [25]

Slitiny	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	V	B	Nb	Ostatní
Nízkouhlíkové oceli	0,02	0,20	2,00	0,30	0,30	-	-	0,01	0,05	-
Houževnaté potrubní oceli	0,05	0,12	1,55	0,13	-	0,23	-	-	0,10	0,011 Ti
Vysokopevnostní oceli	0,20	2,00	3,00	-	-	-	-	-	-	-
Odolné vůči tečení	0,15	0,25	0,50	-	1,00	2,30	-	-	-	-
Kovácí oceli	0,10	0,25	1,00	0,50	1,00	-	-	-	0,10	-
Očkované oceli	0,08	0,20	1,40	-	-	-	-	-	0,10	0,012 Ti
Ložiskové oceli	1,00	0,30	0,30	-	-	1,50	-	-	-	-
Nanostrukturní bainitické oceli	1,00	1,50	1,90	-	0,26	1,26	0,10	-	-	-

Oceli s velmi vysokou pevností se skládají ze směsí bainitického feritu, martenzitu a zbytkového austenitu. Mají lepší kalitelnost díky manganu, chromu a niklu. Obvykle také obsahují křemík koncentrace (2hm. %), k zamezení tvorby cementitu. Vysoce pevné oceli jsou vyráběny s velmi nízkými koncentracemi nečistot, takže ocel se potom stává náchylnou k tvorbě částic cementitu, které nejsou žádoucí. Oceli střední pevnosti se stejnou mikrostrukturou, ale nižším obsahem legur jsou využívány v automobilovém průmyslu jako nárazové výztužné tyče pro ochranu před bočním nárazem. Další hlavní pokrok v automobilovém průmyslu byl v aplikaci bainitických kovaných ocelí pro výrobu součástí, jako jsou vačkové hřídele. Ty byly dříve vyrobeny z martenzitických ocelí kování, kalením, popouštěním, rovnáním, a nakonec žíhání pro snížení pnutí. Všechny tyto operace jsou nyní nahrazeny řízeným chlazením z teploty zápuštěvého kování, pro tvorbu bainitické mikrostruktury, s úsporami nákladů. [20, 22, 25]

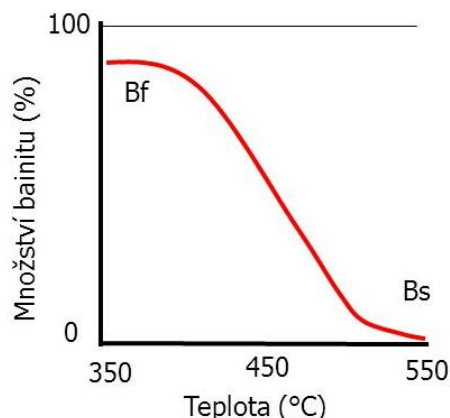
Bainitické oceli odolné vůči tečení jsou používány v energetickém průmyslu od počátku 40. let 20. století. Jejich vytvrditelnost musí být taková, aby komponenty o průměru 1 m, bylo možné nepřetržitě ochlazovat, zatímco se tvoří bainitická mikrostruktura v celém objemu. Ke zvýšení prokalitelnosti se používá chrom a molybden. Ty také při tepelném zpracování tvoří karbidy, které zlepšují odolnost vůči tečení. Naočkované oceli jsou nyní komerčně dostupné a používají se v náročných konstrukcích, jako je výroba ropných plošin. [20, 25]

Kinetika bainitické přeměny

Difuzní povaha bainitické přeměny, tedy difuze uhlíku v austenitu u horního bainitu, případně ve feritu dolního bainitu, odpovídá existence inkubační periody přeměny. Délka inkubační periody je teplotně závislá a po jejím uplynutí se rychlost přeměny značně zrychluje. Po dosažení maxima začne klesat a zastaví se prakticky za přítomnosti určitého podílu netransformovaného austenitu. [20, 22]

Teplotní závislost množství austenitu, který je schopen transformovat na bainit, udává tzv. bainitická křivka (*Obrázek 20*). Bod označen jako B_s udává teplotu, nad níž bainitická přeměna není možná. Bod B_f odpovídá naopak teplotě, pod kterou rozsah přeměny není závislý na teplotě. Bod B_f se může nacházet i pod teplotou M_s . [20, 22]

Všechny legující prvky kromě kobaltu snižují teplotu B_s . Jsou to zejména C, Cr, Mo, Ni, Mn a W. Teplota B_f se obvykle pohybuje v úzkém rozmezí mezi 300 až 380 °C. Velikost austenitických zrn nemá na kinetiku bainitické transformace výrazný vliv, na rozdíl od perlitické přeměny. Pomocí účinku tahových napětí se průběh bainitické přeměny výrazně urychluje a současně se zvyšuje i teplotní interval, ve kterém probíhá přeměna. Přeměna může být také vyvolána při teplotách nad B_s – jedná se o deformačně indukovanou bainitickou přeměnu. [20, 22]



Obrázek 20 - Schéma bainitické křivky oceli [20]

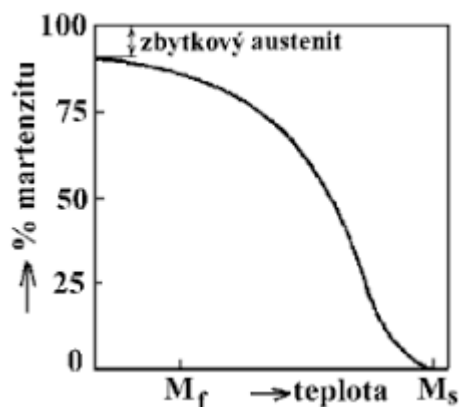
3.1.4. Martenzitická přeměna

Jedná se o bezdifuzní smykovou přeměnu, při níž se tvoří desky, jehlice a disky. Austenit je přechlazen do nízké teplotní oblasti. V těchto oblastech není možné, aby docházelo k difuzi jak intersticiálních, tak substitučních prvků. Martenzit je nerovnovážný přesycený tuhý roztok uhlíku v železe α . Pro vznik martenzitu v oceli je třeba ochladit austenitizovanou ocel pod teplotu M_s , a to kritickou rychlostí v_k . Kritickou rychlostí se rozumí nejnižší rychlost, při které ještě nedojde k zahájení bainitické ani perlitické přeměny. Hodnota v_k závisí na struktuře a složení austenitu. Může dosahovat hodnoty okolo $1000 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$. [20, 22,26]

Kinetika přeměny

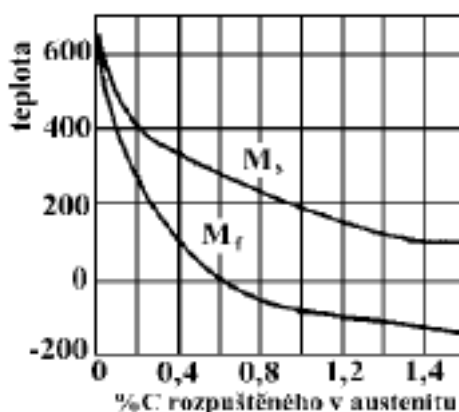
Pro velkou část ocelí je typický atermický charakter martenzitické přeměny. To znamená, že dané teplotě z intervalu (M_s , M_f) odpovídá určitý podíl martenzitu. Podíl martenzitu se ustanoví prakticky okamžitě, což odpovídá velmi vysoké rychlosti růstu útvarů martenzitu. Transformace austenitu je schopna pokračovat pouze po dalším snížení teploty. Úplně přeměna končí, pokud klesne teplota pod teplotu M_f . I po ochlazení pod M_f zůstává ve struktuře netransformovaný austenit – zbytkový austenit. Podíl martenzitu v závislosti na teplotě přeměny popisuje tzv. martenzitická křivka oceli (viz Obrázek 21). [20, 22, 26].

U ocelí je velice neobvyklý izotermický průběh martenzitické transformace. Děje se jen ve vysoce legovaných ocelích, např. v soustavě Fe-Ni-Mn. Pro danou ocel je teplota M_s konstantní a nezávislá na rychlosti ochlazování, pokud není rychlost vyšší než kritická rychlost kalení. Vliv na množství zbytkového austenitu ve struktuře má velikost austenitického zrna a stabilita austenitu. Nemalý vliv má i obsah uhlíku a přísadové prvky, které ovlivňují hodnoty teplot M_s a M_f . Uhlík a většina legujících prvků (za předpokladu, že jsou rozpuštěné v austenitu) tyto teploty snižují. Teplota M_s zpravidla roste s rostoucí velikostí austenitického zrna (viz Obrázek 22). [20, 22, 26]



Obrázek 21 - Schéma martenzitické křivky oceli [22]

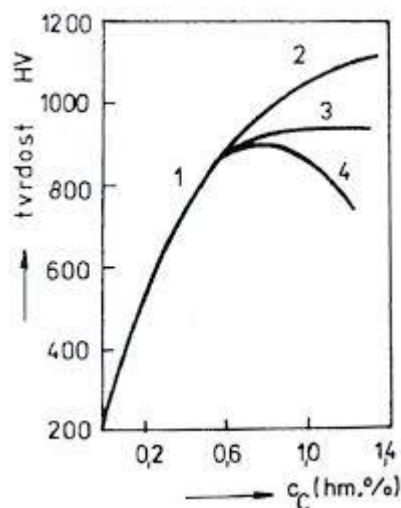
Reverzní martenzitická přeměna na austenit v ocelích není možná, protože před dosažením odpovídajících teplot nastává rozpad martenzitu. Při plynulém ochlazení odpovídá největší podíl zbytkového austenitu kritické rychlosti kalení, při jejím překročení podíl zbytkového austenitu klesá. Ke zvýšení podílu austenitu, tedy k jeho stabilizaci, přispívá izotermická prodleva mezi teplotami M_s a M_f (tepelná stabilizace). [20]



Obrázek 22 - Vliv obsahu uhlíku v austenitu na teplotu M_s a M_f uhlíkových ocelí [27]

Vlastnosti martenzitu

Všechny druhy martenzitu, které se vyskytují v ocelích, jsou tvrdší, než je tvrdost výchozí fáze. Vzniká-li martenzit z intersticiálního tuhého roztoku, např. Fe-C nebo Fe-N, dochází k největšímu nárůstu tvrdosti. Závislost tvrdosti martenzitu na obsahu uhlíku v soustavě Fe-C je uvedena na Obrázku 23. [27]



Obrázek 23 - Vliv obsahu uhlíku na tvrdost [20]

1 – martenzitu v podeutektoidní oceli kalené z teploty nad A_{c3} ,

2 – pouze martenzitu v nadeutektoidní oceli kalené z teploty nad A_{cm} ,

3 – struktury tvořené martenzitem a sekundárním cementitem v nadeutektoidní oceli kalené z teploty nad A_{c1} ,

4 – struktury tvořené martenzitem a zbytkovým austenitem nadeutektoidní oceli kalené z teploty nad A_{cm}

Vysoká tvrdost martenzitu v ocelích je dána následujícími zpevňujícími mechanismy:

- zpevnění tuhého roztoku, především intersticiálním uhlíkem,
- zpevnění vytvořené hranicemi martenzitických útvarů,
- substrukturní zpevnění (dvojčatový nebo dislokační martenzit)

Výše uvedené zpevňovací mechanismy ve spojení se značným vnitřním pnutím, způsobují vysokou křehkost materiálu. Hlavními zdroji vnitřního pnutí jsou růst měrného objemu při martenzitické přeměně a tepelná pnutí, která jsou spojena s nerovnoměrným ochlazením kalených součástí. S obsahem uhlíku rostou objemové změny při přeměně i tetragonalita mřížky. S rostoucím obsahem uhlíku také roste riziko vzniku tzv. kalících mikrotrhlin v lokálně omezených objemech kalené oceli (např. v místě protnutí se desek martenzitu). [20, 22]

Zbytkový austenit příznivě ovlivňuje tvárnost a houževnatost zakalených ocelí. Ve většině případů je však přítomnost zbytkového austenitu nežádoucí z důvodu snížení tvrdosti zakalené oceli. Dále může docházet k samovolné přeměně na feriticko-karbidickou směs bainitického typu, která je doprovázena změnou vlastností, rozměrů a lokálním nárůstem vnitřního pnutí s možností vzniku trhlin. Příliš velká tvrdost a křehkost zakalené oceli se spolu se zbytkovým austenitem odstraňují pomocí popouštění, které následuje bezprostředně po zakalení. [20, 22].

3.2. Transformační diagramy ocelí

Znalost kinetiky transformace austenitu ocelí má velký praktický význam. Transformační diagramy jsou základem pro tepelné zpracování. Díky nim je možné volit určité druhy oceli pro dané podmínky jejich použití či optimalizovat postupy tepelného zpracování. [20]

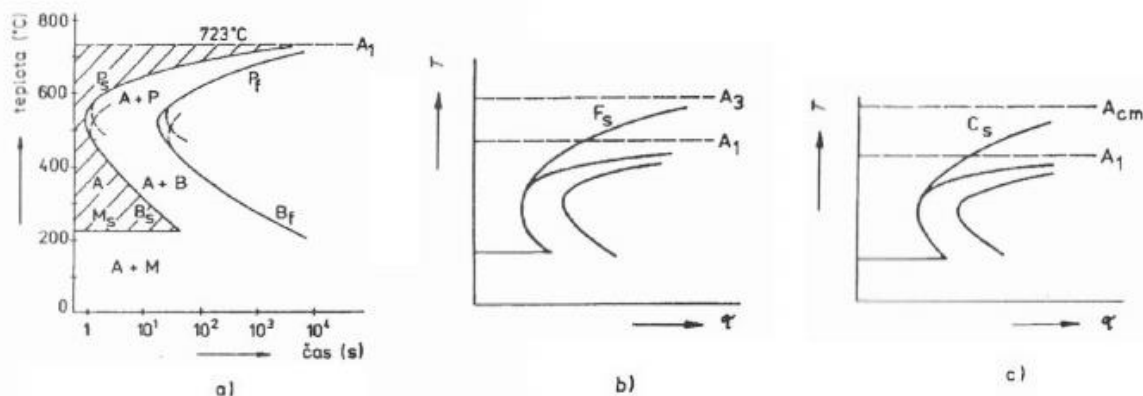
Transformační diagramy vykreslují teplotní a časovou závislost průběhu přeměn přechlazeného austenitu. Diagramy se liší pro různé oceli (je charakterizována buď chemickým složením nebo dle norem). Platí tedy vždy pro jednu určitou ocel a pro určité podmínky austenitizace (velikost zrn austenitu a jeho homogenita). Tyto informace by měly být uvedeny u každého transformačního diagramu. [20, 22]

Rozlišují se dva druhy transformačních diagramů. Jedná se o izotermické a anizotermické. Izotermické diagramy rozpadu austenitu (IRA) udávají dobu přeměn austenitu za izotermických podmínek. Diagramy anizotermického rozpadu austenitu (ARA) udávají doby výše zmíněné doby přeměn, avšak při různých rychlostech ochlazování. Větší rozsah využití mají ARA diagramy, protože ve většině postupů tepelného zpracování se austenit transformuje při plynulém ochlazování. IRA diagramy se prakticky využívají při izotermických pochodech tepelného zpracování (izotermické žíhání nebo izotermické zušlechťování). [20, 23]

Oba druhy diagramů mají na svých osách teplotu (T) a logaritmus času (t). Dále obsahují údaje o kritických teplotách a polohy začátků a konců přeměny martenzitické, bainitické a perlitické. Často také vyjadřují podíly produktů určité přeměny. Diagramy jsou konstruovány z experimentálně stanovených hodnot nebo na základě výpočtů. [20]

3.2.1. Diagramy izotermického rozpadu austenitu (IRA diagramy)

Diagramy IRA jsou využívány v praxi pouze při izotermických pochodech tepelného zpracování, jako jsou izotermické žíhání a izotermické zušlechťování. Křivky v IRA diagramech, které značí počátek a konec perlitické a bainitické přeměny mají tvar písmene „C“. U uhlíkových ocelí platí, že se C-křivky v určité oblasti překrývají (viz *Obrázek 24*). V této oblasti jsou diagramy nahrazeny společnou křivkou počátku i konce izotermické transformace. Struktura austenitická je vlevo od křivky (křivek) počátku bainitické a perlitické přeměny (P_s , B_s) až po teplotu M_s . V pravé části od křivky (křivek) konce přeměny (P_f , B_f) je struktura tvořena produkty těchto přeměn. [20]



Obrázek 24 - IRA diagram ocelí: a - eutektoidní, b - podeutektoidní, c - nadeutektoidní [20]

U uhlíkových eutektoidních ocelí se v oblasti teplot A_1 až po teplotu cca 550 °C tvoří izotermickým rozpadem austenitu lamelární perlit. Mezilamelární vzdálenost závisí na teplotě přeměny. Se snižující se teplotou se vzdálenost snižuje. [20, 24]

Při teplotách nižších než 550 °C začíná postupně převládat bainitická přeměna. Horní bainit se zpočátku tvoří společně s perlitem. Za teplot těsně nad M_s převažuje dolní bainit. Při teplotách pod M_s probíhá bezdifuzní přeměna martenzitická přeměna. Čím je teplota přeměny nižší, tím rostou pevnostní charakteristiky a tvrdost materiálu, klesá však tvárnost a houževnatost.

Pro podeutektoidní oceli platí, že přeměna austenitu začíná tvorbou proeutektoidní feritu. Počátek tvorby je označen křivkou F_s (viz *Obrázek 24b*). Přeměna u nadeutektoidních ocelí začíná tvorbou sekundárního cementu, což označuje křivka C_s (viz *Obrázek 24c*). [20, 24]

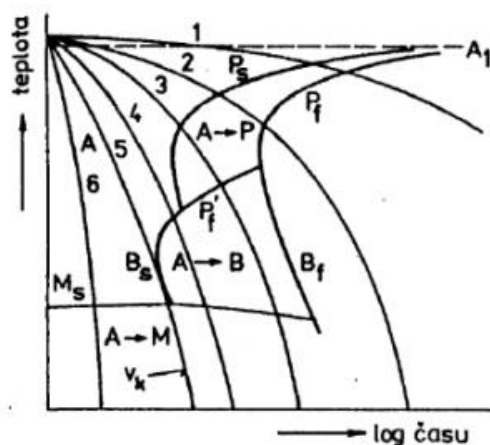
Polohu křivek IRA diagramu a jejich tvar ovlivňuje hlavně chemické složení oceli a stav austenitu. Kromě hliníku a kobaltu posouvají všechny přísadové prvky křivky počátků a konců přeměn doprava. Prvky, které jsou rozpustné ve feritu (např. Ni, Cu) ovlivňují pouze posun diagramu, a ne jeho tvar. Karbidotvorné prvky (Mo, Cr, W, V) mají velký vliv na změnu tvaru diagramu (oddalují o sebe perlitickou a bainitickou oblast). Čím je austenitické zrna větší a homogennější, křivky diagramu se posouvají víc doprava. Za přítomnosti vměstků a nerozpuštěných karbidů, jsou křivky v diagramu víc vlevo. [24]

3.2.2. Diagramy anizotermického rozpadu austenitu (Diagramy ARA)

Jsou stejně jako IRA diagramy v souřadnicích teplota-čas. Udávají počátky a konce přeměn austenitu, které byly získány pomocí plynulého ochlazování různými rychlostmi (viz *Obrázek 25*). Je tedy nutné číst ARA diagramy ve směru jednotlivých křivek ochlazování. [20, 24]

Pokud je eutektoidní ocel ochlazována pomalou rychlostí (křivky 1 a 2) mění se austenit na perlit. Čím je rychlost ochlazování vyšší, začátek a konec přeměny se posouvá k nižším teplotám a kratším časům. Po dosažení rychlosti, která je označena křivkou 3, vzniká struktura tvořená perlitem i bainitem. Perlitická přeměna tedy neproběhne až do konce a zbývající austenit se přemění v bainitickou oblasti. Při vyšších ochlazovacích rychlostech se začíná tvořit samostatný bainit a pod teplotou M_s už probíhá martenzitická přeměna. Křivka 5 znázorňuje tzv. kritickou rychlost ochlazování, kdy probíhá pouze martenzitická přeměna. Struktura je tedy tvořena pouze martenzitem a zbytkovým austenitem. [20, 24]

Legující prvky i austenitizační podmínky ovlivňují tvar a polohu křivek ARA diagramu obdobně jako u diagramů IRA. Posun křivek k nižším teplotám a delším časům je však u ARA diagramů větší než v diagramech IRA. [24]



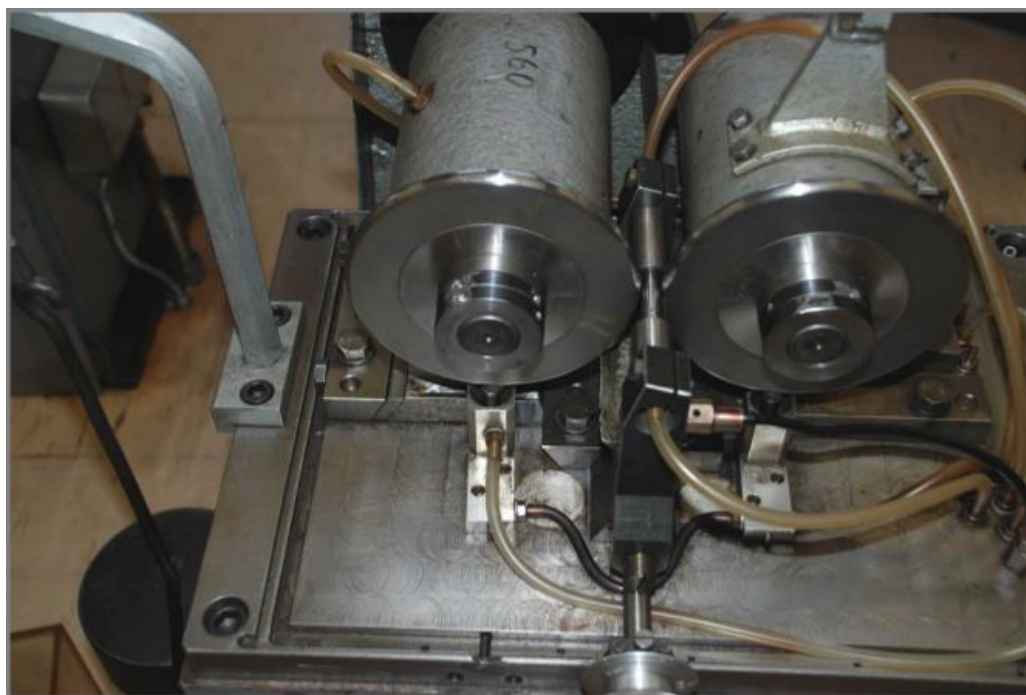
Obrázek 25 - ARA diagram [20]

4. ZKUŠEBNÍ ZAŘÍZENÍ PRO TESTOVÁNÍ KONTAKTNÍ ÚNAVY

4.1. Zkušební zařízení R-mat

Na zařízení R-mat se sleduje doba do vzniku pittingu pomocí nastavení Hertzova kontaktního tlaku a bodového kontaktu. Princip zařízení spočívá v tom, že se zkušební váleček odvaluje mezi dvěma kotouči stejného průměru. Povrch zkušebního tělesa i kotoučů je broušen. Průměr kotoučů je mnohonásobně větší než průměr vzorku, aby nedocházelo k tvorbě pittingu na kotoučích. Jeden kotouč je hnán zatěžovací a druhý pevný hnací. Měření končí po vzniku první jamky v povrchu vzorku. Z počtu otáček, doby měření a poloměrů zkušebního vzorku a zátěžných kotoučů je určen počet cyklů. [28]

Toto zkušební zařízení ještě lze rozdělit na dva typy, a to R-mat1 a R-mat2.



Obrázek 26 - Zkušební zařízení R-mat2 [28]

4.1.1. Zkušební zařízení R-mat1

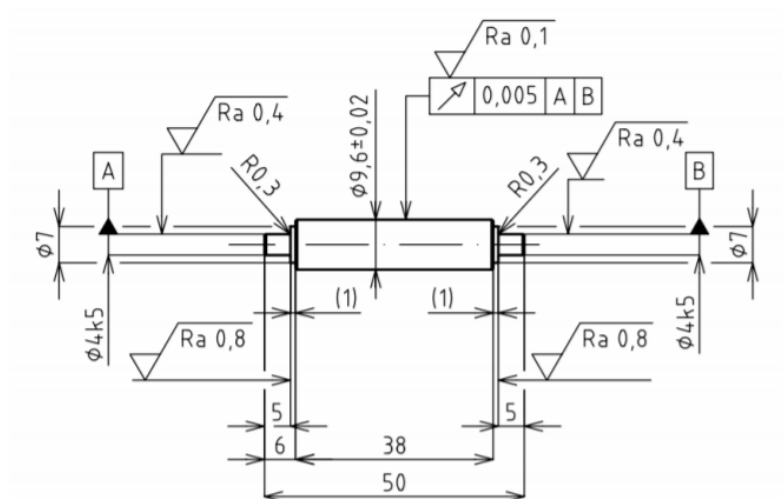
Zkušební váleček pro zařízení R-mat1 má průměr 15 mm a je uložen v otočných hrotech v naklápěcím držku. Kotouče mají průměr 95 mm a jejich povrch je broušen. První kotouč je hnán přes třístupňovou řemenici s diferenciálem. Pomocí systému převodových pák v poměru 1:50 je realizováno vyvození Hertzova kontaktního tlaku. Na zkušebním vzorku lze udělat pouze jednu zkoušku. [28]

4.1.2. Zkušební zařízení R-mat2

U zařízení R-mat2 může mít vzorek různý průměr (viz *Obrázek 27*) a je uložen na obou koncích v ložiscích, která jsou v pouzdrech. Pouzdra jsou umístěna ve výkyvné příčné posuvatelé lunetě. Kombinací lunet o různých délkách, lze zkoušet vzorky dlouhé až 150 mm, na níž jde provést až 40 zkoušek. Pro zachování stejného napětí v bodech styku obou kotoučů na vzorku při přenášení tlaku bylo stejné, je luneta naklápěcí. Pomocí volně otočného kotouče na výkyvném vřeteníku je přes pákový mechanismus vzorek přitlačován k hnacímu kotouči. [28]

Hnací kotouč je poháněn přes řemenici klínovým řemenem z dvoustupňové řemenice předlohy, která je poháněná dalším klínovým řemenem z elektromotoru. Předloha a motor jsou připevněny na svařovaném stojanu. [28]

Hnací vřeteník je příčně posuvný kvůli axiálnímu nastavení os rádiusů kotoučů. Výškové nastavení os kotoučů s osou vzorku se provádí pomocí šablony a posouváním jezdce s výkyvným vřeteníkem. [28]



Obrázek 27 - Zkušební vzorek pro zřízení R-mat2 [28]

EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

Experimentální část diplomové práce se zabývá měřením struktury a tvrdosti bainitické oceli Lo17MnCrNiMo. Poté byly analyzovány prášky pro nástřik pomocí zařízení cold spray. Pro zkušební nástřik byly použity tři různé ocelové prášky. Jeden z nerezové oceli 304L, druhý prášek obsahoval prášky z nerezové oceli 304L a z nástrojové oceli H13 v poměru 1:1. Třetí prášek byl vyroben z dodané bainitické oceli. Po provedení zkušebních nástřiků byly hodnoceny rozhraní mezi bainitickou ocelí a nástřikem. Na konec byly nástříkány vzorky pro testování kontaktní únavy.

5. VLASTNOSTI BAINITICKÉ OCELI

5.1. Měření tvrdosti

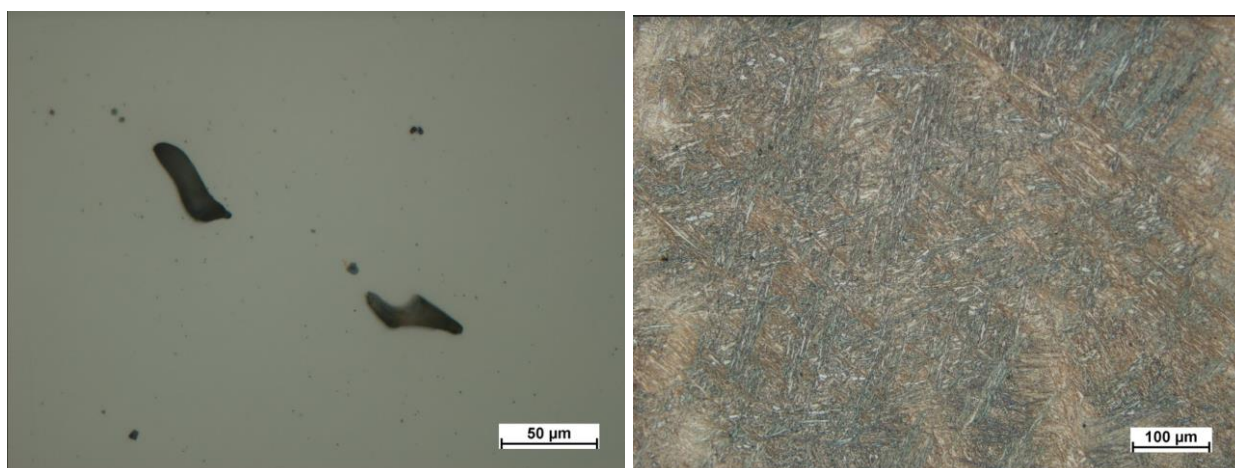
Tvrdost byla měřena na tvrdoměru Rockwell LR-3E, indentorem byl diamantový kužel a zkouška probíhala při zatěžování silou 1471 N. Bylo naměřeno 60 hodnot z celého povrchu a následně určena průměrná tvrdost (viz *Tabulka 3*). Hodnoty tvrdosti se pohybovaly v intervalu od 40,7 HRC do 45,8 HRC přičemž průměrná tvrdost byla 43,9 HRC.

Tabulka 3 - Měření tvrdosti bainitické oceli

Počet měření	Minimum	Maximum	Průměr	Medián
60	40,7 HRC	45,8 HRC	43,9 HRC	43,9 HRC

5.2. Analýza metalografických vzorků bainitické oceli

Vzorky bainitické oceli byly odebrány, zalisovány, broušeny a leštěny standardními postupy. Dále proběhlo naleptání vzorků pro zviditelnění struktury materiálu. Na neleptaném vzorku byly sledovány vady materiálu pomocí světelného mikroskopu Olympus GX51. Neleptaný stav vykazoval velmi málo vad, takže by šlo bainitickou ocel hodnotit jako velmi čistou. Na *Obrázku 28 vlevo* je zachycena dutina jako příklad vady. Vzorek byl dále naleptán leptadlem Nital 5 %. Po naleptání povrchu bylo možné pozorovat pravidelnou bainitickou strukturu oceli (viz *Obrázek 28 vpravo*). Ocel se tedy dala označit za velice čistou s pravidelnou bainitickou strukturou.



Obrázek 28 vlevo - Dutiny v neleptaném stavu (zvětšení 500x), Obrázek 28 vpravo – Struktura bainitické oceli (zvětšení 200x, leptadlo Nital 5 %)

6. VLASTNOSTI A STRUKTURA PRÁŠKŮ PRO NÁSTŘIK

6.1. Prášek z oceli 304L

Ocel 304L je austenitická chromniklová ocel je nejpoužívanějším druhem korozivzdorného materiálu s velmi dobrou tvárností za studena a svařitelností. Je odolná vůči vodě, vodní páře, vlhkosti vzduchu, slabým organickým a anorganickým kyselinám. Po svaření plechu do tloušťky 6 mm je díky extrémně nízkému obsahu uhlíku odolná vůči mezikrystalické korozi i bez dodatečné teplené úpravy. Ocel je dobře svařitelná, lešitelná a tvarovatelná za studena. Při obrábění je potřeba z důvodu sklonu ke zpevňování pracovat s ostrými nástroji z vysoce legované rychlořezné oceli, tvrdokovu nebo karbidických slitin.

Tabulka 4 - Předepsané chemické složení oceli 304L [29]

Ocel	C _{max} [%]	Si _{max} [%]	Mn _{max} [%]	P _{max} [%]	S _{max} [%]	Cr [%]	Ni [%]
304L	0,03	1,0	2,0	0,045	0,03	17,5-19,5	8,0-10,0

6.2. Prášek z ocelí 304L a H13

Ocel H13 je tvrzená vysoce legovaná ocel Cr-Mo-V. Díky vyššímu obsahu vanadu a uhlíku má ocel vysokou odolnost vůči opotřebení, praskání za tepla a teplotnímu šoku. Ocel H13 se používá na formy pro hliníkové, hořčíkové a zinkové odlitky a součásti jako ejektorové kolíky, držáky přístrojů a upínací pouzdra, která potřebují vysokou odolnost vůči tepelné únavě.

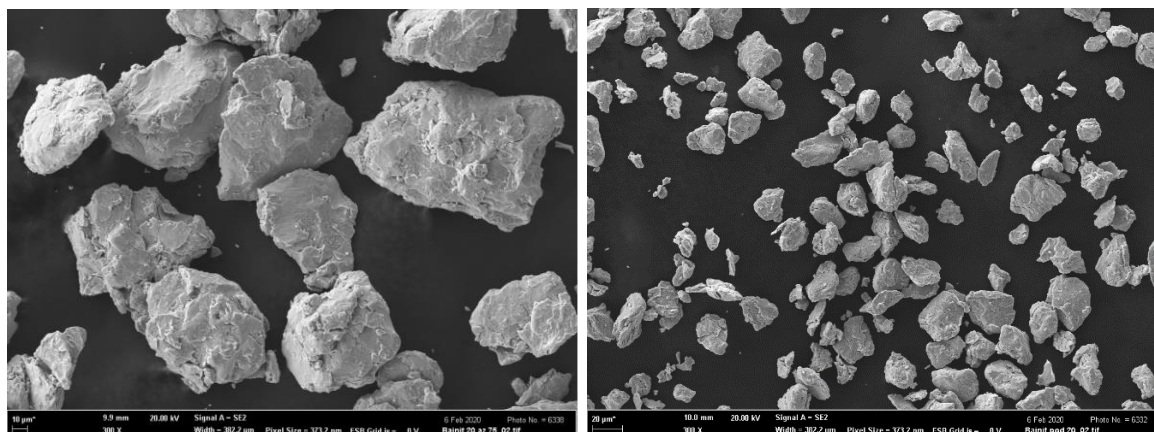
Tabulka 5 - Předepsané chemické složení oceli H13 [30]

Ocel	C [%]	Cr [%]	Mn [%]	Mo [%]	V [%]	Si [%]
H13	0,32 - 0,45	4,75 - 5,50	0,20 - 0,60	1,10 - 1,75	0,80 - 1,20	0,80 - 1,25

6.3. Prášek z bainitické oceli Lo17MnCrNiMo

Ocel je používána v železničním průmyslu na nejvíce zatěžované komponenty kolejové konstrukce. Provozní zatížení představuje velmi komplikovaný komplex adhezivních, abrazivních a hlavně kontaktně-únavových vlivů, což vede k preferenčnímu opotřebení primárně v místě a oblasti kolejnice v závislosti na mnoha vnějších faktorech (jako je příčný a podélný skluz, skutečný geometrický vztah v kontakt se skutečným opotřebovaným profilem kola apod.) v konečném výsledku. Možnost kontinuálního dodatečného profilování opotřebovaných segmentů je základním požadavkem na použitý materiál.

Špony bainitické oceli byly rozemlety v mlecím zařízení. Jako mlecí tělesa byly použity ocelové kuličky o průměru 20 mm, mlecí zařízení bylo nastaveno na 300 otáček za minutu. Proběhlo osm cyklů mletí, přičemž jeden cyklus se skládá z 1 hodiny mletí a 30 minut pauzy. Pro mletí bylo použito 30 gramů špon a 600 gramů ocelových kuliček. Prášek byl rozdělen na do tří frakcí podle velikosti zrna. První frakce představovala prášek o velikosti zrna do 20 μm, druhá od 20 do 75 μm a třetí nad 75 μm. Třetí frakce byla vyřazena pro větší rozměry a nepravidelné tvary zrn. Zbylé dvě frakce byly žíhány v ochranné atmosféře argonu při teplotě 600 °C po dobu 1 hodiny. Na *Obrázku 29* jsou snímky prášku z první a druhé frakce pořízeny na elektronovém mikroskopu.



Obrázek 29 vlevo - Snímek prášku o velikosti 20-75 μm (zvětšení 300x), Obrázek 29 vpravo - Snímek prášku o velikosti pod 20 μm (zvětšení 300x)

Po analýze prášku pomocí elektronového mikroskopu byly nalezeny ve struktuře zrn karbidy. Pomocí programu Olympus Stream Motion byly fotografie z elektronového mikroskopu analyzovány a karbidy vyhodnoceny. Jak je vidět v *Tabulce 6*, byla vyhodnocena plocha o velikosti 330,04 μm^2 . Celkem bylo nalezeno 5566 karbidů, přičemž průměrná velikost byla 0,08 μm a největší nalezený karbid měl velikost 11,18 μm .

Tabulka 6 - Vyhodnocení karbidů v bainitickém prášku

Celková analyzovaná plocha [μm^2]	Průměrná velikost karbidu [μm]	Maximální velikost karbidu [μm]	Počet karbidů [μm]
330,04	0,08	11,18	5566

6.3.1. Tvrdost bainitického prášku

Z bainitického prášku byl vyroben v metalografické laboratoři vzorek, který byl dále broušen a leštěn. Poté byla změřena tvrdost prášku pomocí mikrotvrdoměru Qness Q10A podle Vickerse. Zkušební zatížení bylo HV0,1 tedy 0,1 kilogramu (což se rovná zatížení 0,9807 N) po dobu 10 sekund.

Byla měřena frakce prášku s průměrem do 20 μm a 20-75 μm . Pro každou frakci bylo provedeno 11 měření. U frakce do 20 μm byla minimální naměřená hodnota 728 HV0,1. Průměrná tvrdost byla naměřena 986 HV0,1 a maximální 1119 HV0,1.

Pro frakci s průměrem 20-75 μm byly naměřeny hodnoty nižší než u frakce předchozí. Minimální naměřená tvrdost byla 703 HV0,1 a maximální 1039 HV0,1. Průměrná tvrdost byla naměřena 875 HV0,1.

Tabulka 7 - Naměřené hodnoty tvrdosti pro různé frakce bainitického prášku

Velikost frakce	Počet měření	Minimum	Maximum	Průměr	Medián
do 20 μm	11	782 HV0,1	1119 HV0,1	986 HV0,1	860 HV0,1
20-75 μm	11	703 HV0,1	1039 HV0,1	875 HV0,1	847 HV0,1

Bainitický prášek byl pro svou vysokou tvrdost vyžhán, aby byla tvrdost snížena. Žhání proběhlo argonové atmosféře, při teplotě 600 °C po dobu 1 hodiny. Po žhání byla provedena depozice prášku. Po depozici bylo zjištěno, že žádné zrno prášku se nezachytlo na substrátu. V substrátu zůstaly pouze krátery po prášku, z důvodu stále vysoké tvrdosti prášku. Bylo tedy navrženo další žhání pro snížení tvrdosti prášku. Žhání proběhlo při teplotě 700 °C po dobu 1 hodiny. Jako ochranná atmosféra pro žhání byl použit opět argon. Po vyžhání byla opět naměřena tvrdost.

Bylo provedeno 11 vpichů a jako v předchozích měřeních bylo použito zatížení HV0,1 tedy 0,1 kilogramu (0,9807 N) po dobu 10 sekund. Bylo zjištěno, že po žhání tvrdost klesla. Průměrná naměřená tvrdost byla 587 HV0,1. Minimální tvrdost byla naměřena 480 HV0,1 a maximální 695 HV0,1. I po druhém vyžhání byla tvrdost prášku příliš vysoká, a tak se dále pracovalo pouze s práškem z oceli H13 a 304L v hmotnostním poměru 1:1.

Tabulka 8 - Naměřené hodnoty tvrdosti bainitického prášku po žhání

Počet měření	Minimum	Maximum	Průměr	Medián
11	480 HV0,1	695 HV0,1	587 HV0,1	582 HV0,1

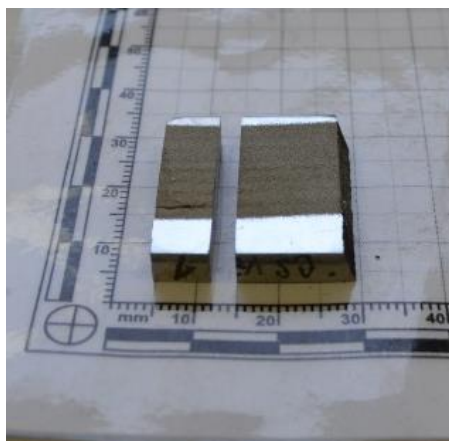
7. ZKUŠEBNÍ NÁSTŘIKY

7.1. Nástřík prášku z oceli 304L

Pro první zkušební nástříky byl použit prášek z oceli 304L. Na zařízení cold spray se nastavovala vzdálenost trysky od vzorku, teplota CS, tlak nosného plynu, rychlost posuvu trysky a počet vrstev. Jako zkušební vzorky pro nástřík byly zhotoveny destičky o velikosti přibližně 25 x 25 x 5 mm z dodaného substrátu bainitické oceli Lo17MnCrNiMo. Dále se u vzorků upravoval povrch. Povrch prvního vzorku byl leštěn pomocí brusných a leštících kotoučů v metalografické laboratoři. U dalších tří vzorků bylo provedeno pískování povrchu. Každý povrch byl opískován ostrohranným práškem Al₂O₃ avšak o různých velikostech zrna. V *Tabulce 9* je seznam vzorků, materiál deponované vrstvy, úprava povrchu vzorku a nastavení CS.

Tabulka 9 - Seznam vzorků a nastavení CS

Číslo vzorku	Úprava povrchu	Použitý prášek	Vzdálenost trysky [mm]	Teplota CS [°C]	Tlak nosného plynu [bar]	Rychlost posuvu trysky [mm/s]	Počet vrstev
CS vz.1	leštěno	304L	30	800	50	600	5
CS vz.2	pískováno Al ₂ O ₃ , velikost zrna 1 mm	304L	30	800	50	600	5
CS vz.3	pískováno Al ₂ O ₃ , velikost zrna 1 mm	304L	30	800	50	600	5
CS vz.4	pískováno Al ₂ O ₃ , velikost zrna 1 mm	304L	30	800	50	600	5
CS vz.5	x	H13+304L	30	800	50	600	5
CS vz.6	x	Lo17MnCrNiMo	30	800	50	600	5



Obrázek 30 - Rozřezaný vzorek s nástřikem pro analýzu rozhraní

Jediný vzorek, na kterém byla adheze deponované vrstvy dostatečná byl vzorek CS vz.1. Z ostatních vzorků deponovaná vrstva odpadla ještě během nástřiku. Při analýze deponované vrstvy u vzorku CS vz.1, byla zjištěna mezera mezi deponovanou vrstvou a vzorkem po téměř celé délce. Byly tedy zkoušeny další prášky z jiného materiálu.



Obrázek 31 - Nástrih vzorku CS vz.1 práškem 304L (Zvětšeno 200x, neleptáno)

7.1.1. Tvrdost deponované vrstvy a substrátu

Tvrdost byla měřena na mikrotvrdoměru Qness Q10A podle Vickerse. Bylo provedeno vždy 6 vpichů, a to na substrátu, na deponované vrstvě na okraji rozhraní, uprostřed deponované vrstvy a na jejím horním okraji. Zkušební zatížení bylo HV1, což znamená zatížení 1 kilogramem (tedy 9,807 N). Doba zatížení byla stanovena na 10 sekund. Podle očekávání byla tvrdost nástriku vyšší než tvrdost vzorku a klesala směrem k okraji nástriku. Rozdíl tvrdostí byl však nebyl větší než 15 HV1. Všechny hodnoty jsou zaznamenány v *Tabulce 10*.

Tabulka 10 - Měření tvrdosti nástriku prášku 304L

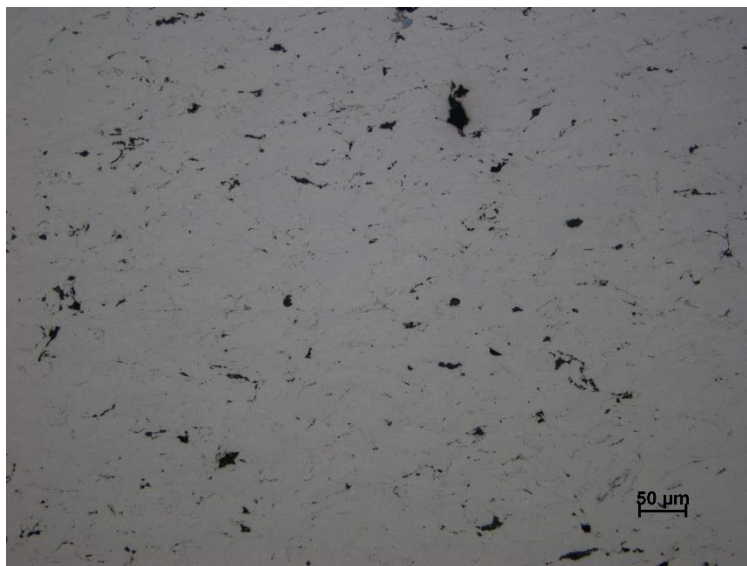
Poloha měření	Počet měření	Minimum	Maximum	Průměr	Medián
Substrát	6	314 HV1	347 HV1	337,33 HV1	341 HV1
Blízko rozhraní	6	339 HV1	366 HV1	352,33 HV1	353 HV1
Střed nástriku	6	334 HV1	359 HV1	347 HV1	350 HV1
Horní okraj nástriku	6	327 HV1	362 HV1	344,67 HV1	342 HV1

7.1.2. Porozita deponované vrstvy

Porozita deponované vrstvy byla sledována na světelném mikroskopu Olympus GX71 a dále vyhodnocena pomocí programu Olympus Stream Motion. Program Olympus Stream Motion má přímo funkci pro vyhodnocení porozity. Výsledky měření porozity jsou v *Tabulce 11*. Celková sledovaná plocha byla 7,35 mm², póry zabíraly 1,87 % plochy. V celé ploše bylo nalezeno 1162 pórů a největší pór měl průměr 0,1 mm. Hustota pórů činila 158,18 mm⁻². Jeden ze snímků, ze kterých byla porozita vyhodnocována je na *Obrázku 33*.

Tabulka 11 - Vyhodnocení porozity nástřiku oceli 304L

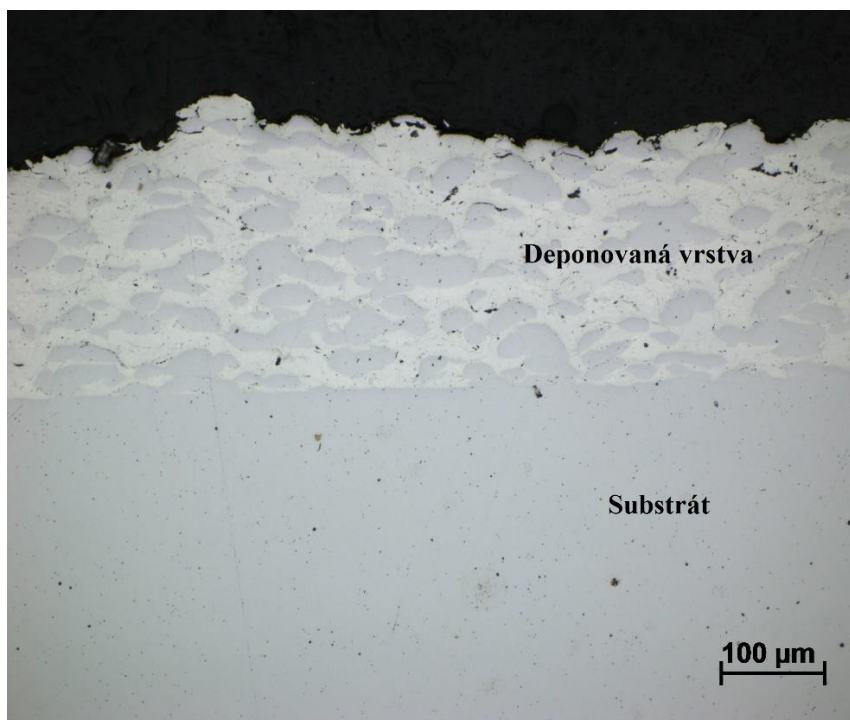
Sledovaná plocha [mm ²]	Porozita [%]	Největší pór [mm]	Počet pórů [-]	Hustota pórů [1/mm ²]
7,35	1,87	0,10	1162	158,18



Obrázek 32 - Porozita deponované vrstvy z prášku oceli 304L

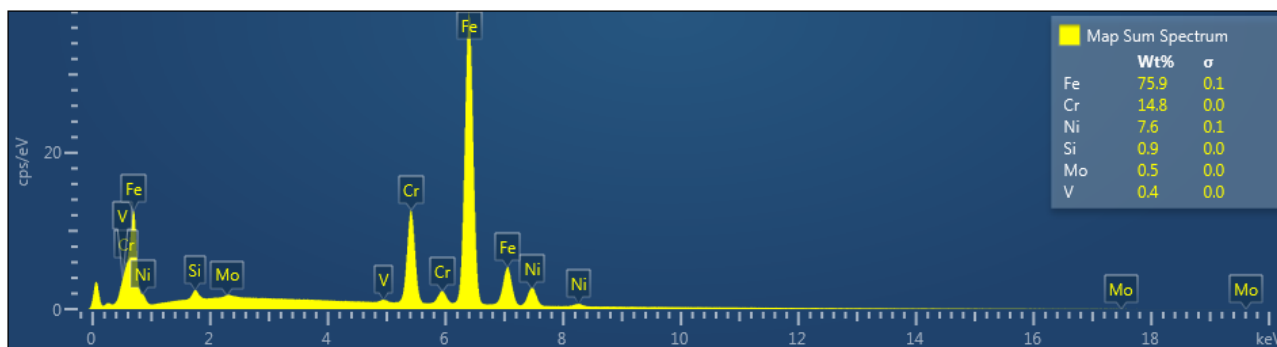
7.2. Nástřik prášku z ocelí H13 a 304L v poměru 1:1

Další nástřik byl proveden práškem z ocelí H13 a 304L v hmotnostním poměru 1:1. Parametry nástřiku byly nastaveny stejně jako v předchozích případech. Povrch vzorku byl broušen brusným papírem zrnitosti 320. Rozhraní mezi deponovanou vrstvou a substrátem bylo sledováno na světelném mikroskopu Olympus GX71 (viz *Obrázek 33*). Mezi nástřikem a substrátem nebyla viditelná žádná mezera, lze tedy předpokládat vyšší adheze než u prášku 304L. V deponované vrstvě jdou také rozlišit zrna prášku z ocelí 304L a H13.



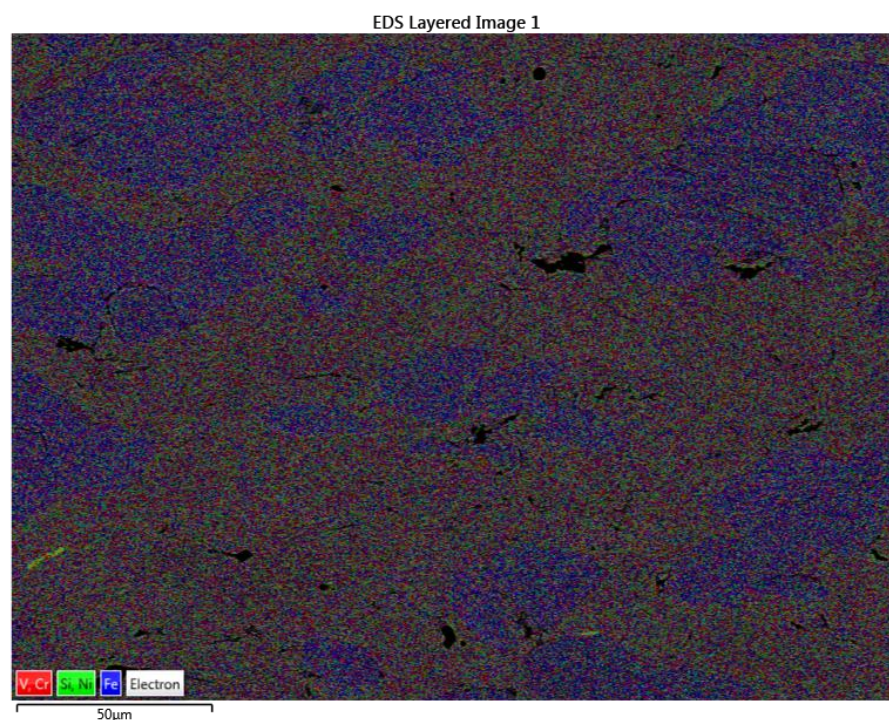
Obrázek 33 - Nástřík vzorku CS vz.5 práškem 304L a H13 v poměru 1:1 (Zvětšeno 200x, nelepáno)

Nástřík byl dále sledován pomocí elektronového mikroskopu, pomocí kterého se dělala chemická analýza rozhraní a EDS mapy chemických prvků. Na Obrázku 34 je vidět zastoupení chemických prvků v nástříku s tím, že největší zastoupení mělo železo, dále chrom, nikl a poté prvky v množství pod jedno hm. %, které byly křemík, molybden a vanad.

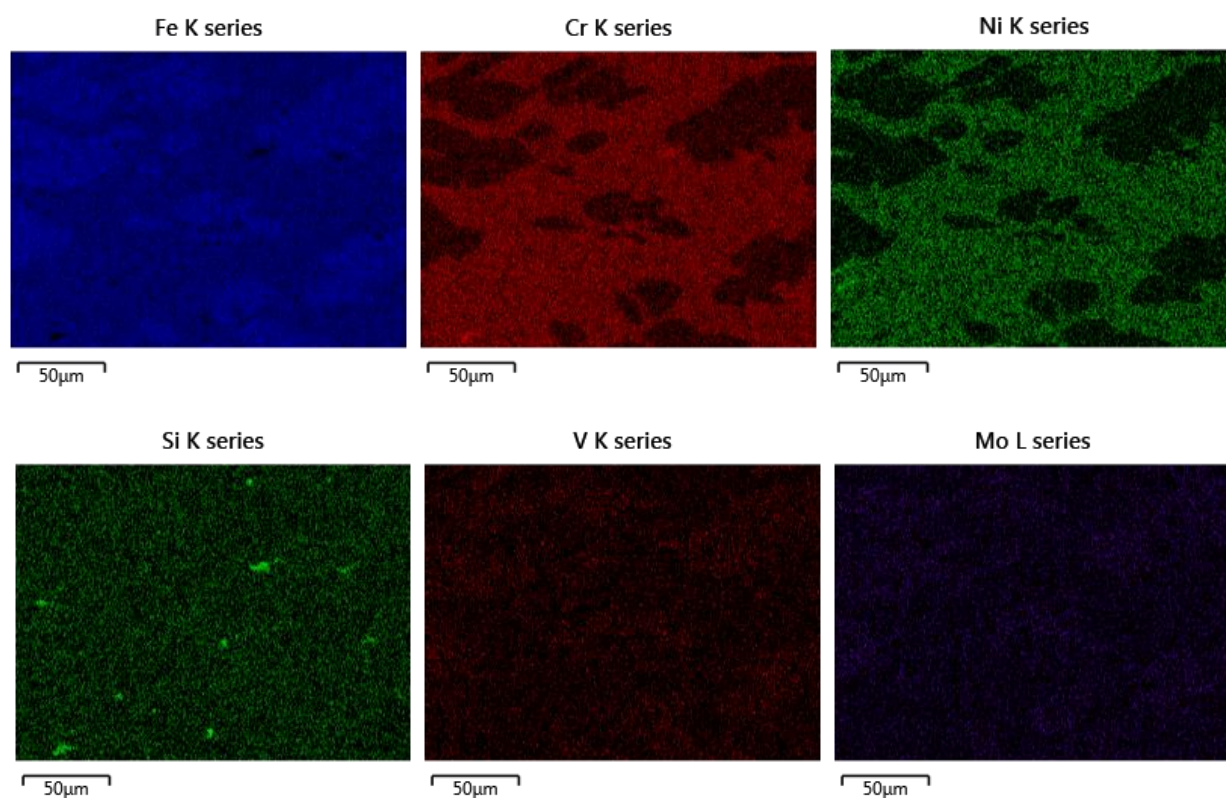


Obrázek 34 - Chemické složení rozhraní zjištěno pomocí elektronového mikroskopu

Obrázek 35 znázorňuje celkovou mapu chemických prvků, které byly zastoupeny v nástříku, modrá barva zastupuje železo, zelená křemík a nikl a červená barva chrom a vanad. Ze snímku je patrné, že tvrdší zrna oceli H13, leží v matrici měkčího prášku 304L. Zatímco v zrnech je více železa, v matrici jsou zastoupeny ve větším množství ostatní prvky. To je zřejmé i z Obrázku 36, kde jsou EDS mapy pouze jednotlivých prvků a čím je barva světlejší, tím víc je v tomto místě prvek zastoupen.



Obrázek 35 - Celková EDS mapa prvků v nástrihu prášků oceli 304L a H13



Obrázek 36 - EDS mapy jednotlivých chemických prvků

7.2.1. Tvrdost deponované vrstvy a substrátu

Stejně jako u deponované vrstvy z oceli 304L byla měřena na mikrotvrdoměru Qness Q10A podle Vickerse. Bylo provedeno vždy 6 vpichů, a to na substrátu a 6 vpichů na deponované vrstvě.

Zkušební zatížení bylo taktéž HV1 a doba zatížení byla stanovena na 10 sekund. Tvrdost deponované vrstvy a substrátu se v průměru lišil o 22 HV1. Naměřené hodnoty jsou shrnuty v *Tabulce 12*.

Tabulka 12 - Měření tvrdost nástřiku prášků H13 a 304L v poměru 1:1

Poloha měření	Počet měření	Minimum	Maximum	Průměr	Medián
Substrát	6	385 HV1	489 HV1	451,17 HV1	441 HV1
Deponovaná vrstva	6	408 HV1	446 HV1	428,5 HV1	429,5 HV1

7.2.2. Porozita deponované vrstvy

Porozita deponované vrstvy z prášků ocelí H13 a 304L byla sledovaná a vyhodnocena stejně jako předešlá vrstva, tedy na světelném mikroskopu Olympus GX71 a vyhodnocena v programu Olympus Stream Motion. Z důvodu menšího počtu vrstev byla analyzovaná plocha menší než v předešlém případě. Celková analyzovaná plocha byla 3,61 mm² a porozita z celé plochy zabírala 0,80 %. Na celé ploše bylo nalezeno 1090 pórů, přičemž největší z nich měl průměr 0,04 mm. Hustota pórů tedy byla 301,93 mm⁻².

Tabulka 13 - Vyhodnocení porozity nástřiku ocelí 304L a H13

Sledovaná plocha [mm ²]	Porozita [%]	Největší pór [mm]	Počet pórů [-]	Hustota pórů [1/mm ²]
3,61	0,8	0,04	1090	301,93

Sledovaná plocha u deponované vrstvy z prášku ocelí H13 a 304L byla sice dvakrát menší než u vrstvy z prášku 304L, ale obsahovala pouze o 72 pórů. Je tedy zřejmé, že v deponované vrstvě jsou mnohem menší póry. Celkově má vrstva z mixu prášků předpoklady k lepším vlastnostem při kontaktní únavě než vrstva z prášku oceli 304L.

8. NÁSTŘIK ZKUŠEBNÍCH TĚLES NA KONTAKTNÍ ÚNAVU

Z dodaného kusu bainitické oceli byly vyrobeny zkušební válečky pro zkoušky na kontaktní únavu. Zkušební tělesa byla obrobena podle výkresu na *Obrázku 27*. Nástřik rotačního vzorku byl umožněn díky montáži přípravku sestaveného z asynchronního motoru, na jehož rotor bylo připevněno sklíčidlo, do kterého byl připevněn vzoreček válcového tvaru. Nastavení CS při

nástřiku je uvedeno v *Tabulce 14*. Vzdálenost trysky byla stejně jako u nástřiku zkušebních kvádrů 30 mm. Teplota CS byla 850 °C a tlak nosného plynu se rovnal 50 bar. Rychlost posuvu trysky byla 1 mm za sekundu, přičemž se držák otáčel rychlostí 500 otáček za minutu. Byla deponována jedna vrstva nástřiku.

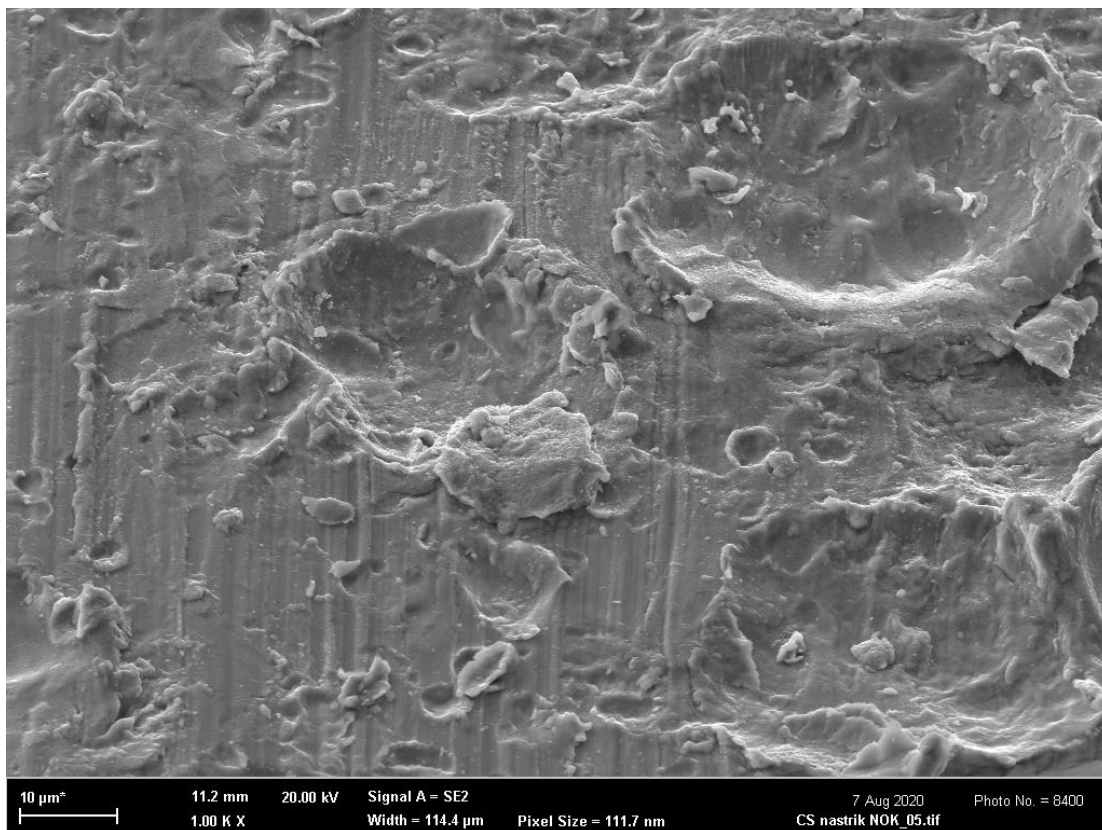
Tabulka 14 - Nastavení CS při nástřiku všech zkušebních válečků pro odvalovací zkoušky

Vzdálenost trysky [mm]	Teplota CS [°C]	Tlak nosného plynu [bar]	Rychlost posuvu trysky [mm/s]	Rychlost držáku substrátu [ot/min]	Počet vrstev
30	850	50	1	500	1

Díky nedostatečné adhezi při nástřiku zkušebních kvádrů práškem z oceli 304L byl tento prášek vyloučen. Zkušební tělesa pro zkoušky kontaktní únavy byla tedy deponována práškem z bainitické oceli Lo17MnCrNiMo a směsí prášku oceli H13 a 304L v poměru 1:1.

8.1. Nástřik zkušebních těles práškem z bainitické oceli

Nástřik proběhl za podmínek uvedených v *Tabulce 14*. Bainitický prášek měl vysokou tvrdost - 587 HV0,1, tudíž nebylo jisté, jaká bude adheze k substrátu. Povrch zkušebních těles byl po nástřiku sledován pomocí elektronového mikroskopu. Bylo zjištěno, že prášek má příliš vysokou tvrdost pro depozici substrátu z bainitické oceli. Na sledovaném povrchu bylo možné vidět pouze krátery po zrnek prášku, přičemž se všechna zrna odrazila od substrátu viz *Obrázek 37*.

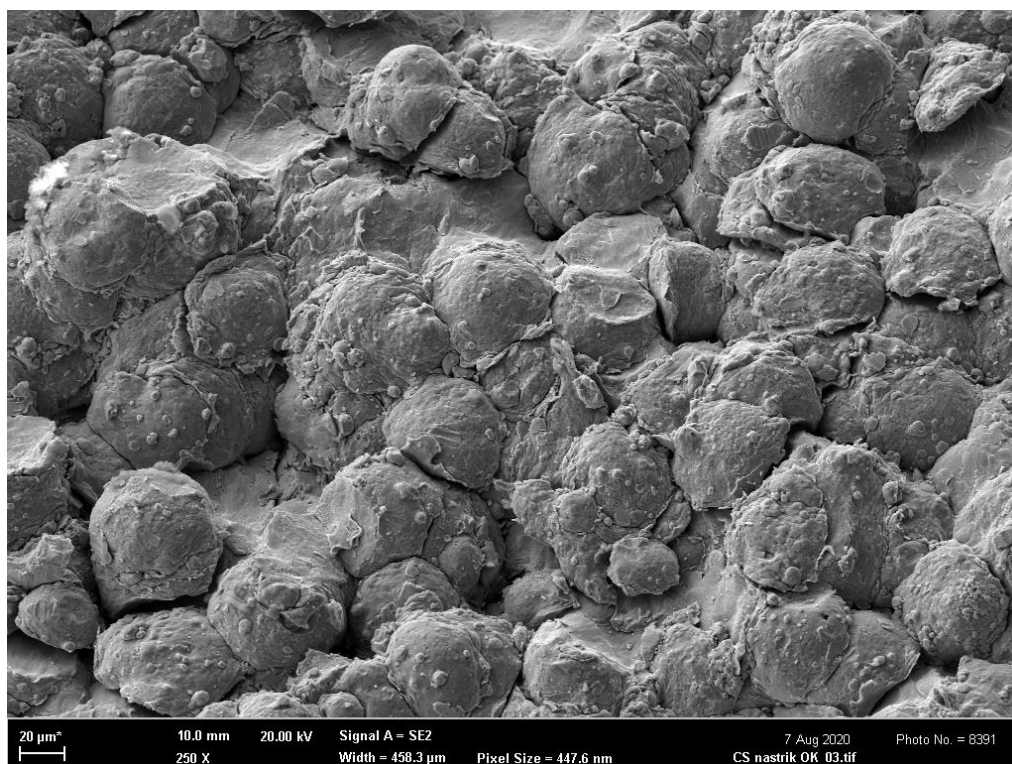


Obrázek 37 - Krátery po dopadu zrn bainitického prášku na substrát sledováno elektronovým mikroskopem (zvětšeno 1000x)

Bylo tedy navrženo další žihání prášku při vyšší teplotě pro snížení tvrdosti prášku. Po žihání při teplotě 700 °C po dobu 1 hodiny. Žihání proběhlo v ochranné atmosféře tvořené argonem. Chladnutí vzorku proběhlo v peci. Měření tvrdosti podle Vickerse následně ukázalo, že prášek měl stále příliš vysokou tvrdost pro další depozici (viz *Tabulka 7* a *Tabulka 8*).

8.2. Nástřik zkušebních těles práškem z oceli H13 a 304L

Nástřik proběhl za podmínek uvedených v *Tabulce 14*. Byla deponována 3 zkušební tělesa pro zkoušky kontaktní únavy. Deponovaná vrstva byla sledovaná pomocí elektronového mikroskopu. Na elektronovém mikroskopu byla zjištěna horší adheze krajní vrstvy prášku viz *Obrázek 38*. Dále byl povrch deponované vrstvy soustružen a broušen, aby vyhovoval rozměrům zkušebního tělesa pro zkušební zařízení Rmat. Poté byla tělesa poslána na zkoušky kontaktní únavy, kde byla sledována otěruvzdornost deponované vrstvy.



Obrázek 38 - Deponovaná vrstva prášku H13 a 304L sledovaná elektronovým mikroskopem (zvětšeno 250x)

9. VYHODNOCENÍ KONTAKTNÍ ÚNAVY

Odvalovací zkoušky kontaktní únavy byly provedeny na stroji Rmat (viz kapitola 4.1). Při zkouškách bylo použito zatížení 5 kg. Byly celkem zkoušeny celkem 4 zkušební tělesa, jedno bez deponované vrstvy a 3 s deponovanou vrstvou. Na zkušebním tělese bez deponované vrstvy bylo najeto 6 stop. Na dalších třech s nastříkanou vrstvou prášků ocelí H13 a 304L bylo dohromady najeto 10 stop. Vzorky byly očíslovány jako nultý (bez deponované vrstvy), první, druhý a třetí (všechny s deponovanou vrstvou)

Na nultém vzorku bylo najeto 6 stop. Zatížení vzorku bylo 5 kg a jak lze vidět v *Tabulce 15*, časy zkoušek se lišily v řádech stovek minut. První najetá stopa byla ukončena pittingem po 1260 minutách, druhá a třetí byly také ukončeny pittingem a to po 1080, respektive 477 minutách. Stopy číslo 4 a 5 byly ukončeny z důvodu vysoké hladiny vibrací po 90, respektive 205 minutách. Zvýšenou hladinu vibrací mohla způsobit heterogenita materiálu, výskytem cizích částic, např. brusiva a podobně. Stopa číslo 6 skončila pittingem po 1639 minutách, když tedy byly vyloučeny stopy 4 a 5, které nekončily pittingem, průměrný čas zkoušky pro nultý vzorek byl 1114 minut.

Tabulka 15 - Výsledky zkoušek kontaktní únavy na stanici Rmat na nultém vzorku

číslo dráhy	čas zkoušky (min.)	zatížení (kg)
1	1260	5
2	1080	5
3	477	5
4	90	5
5	205	5
6	1639	5

Na prvním zkušebním tělese byla při odvalování najeta pouze jedna stopa. Po několika minutách byla zkouška ukončena. Nedošlo zde ani k pittingu, jako spíše k odtržení vrstvy od základního materiálu v místě kontaktu.



Obrázek 39 - Zkušební těleso na kontaktní únavu č.1, na kterém byla najeta jedna stopa

Na zkušebním tělese č.2 byly najety 3 stopy. Na rozdíl od prvního byl tento vzorek více stabilní a vrstva vykazovala lepší adhezi na základním materiálu. Nicméně po 20 min., kdy se už opět vytvořila výrazná stopa po kotouči do hloubky cca 1 mm, se začal vzorek rychle zahřívat a prudce narostly vibrace. Proto musela být zkouška přerušena. Opět ve vzorečku nebyl žádný pitting, jednalo se o kousky vytrženého materiálu.

Další dráha se jevila ještě lépe než první, avšak i zde po 60 min., kdy se vytvořila výrazná stopa, začalo postupně docházet k velkému zahřívání vzorku a nárůstu vibrací. Zpočátku vysoké vibrace v důsledku vysokého tlakového napětí přecházely do nízkých hodnot (rostla hloubka stopy) a potom po cca 60 min. opět začaly růst. Zde však nejsou vidět žádné známky únavového poškození, zkouška byla přerušena kvůli vysoké teplotě vzorku a vysokým vibracím.

Třetí dráha měla v podstatě obdobný průběh jako předcházející.

Na zkušebním tělese č.3 bylo najeto 6 stop za stejných podmínek jako v předcházejících případech. Délka všech zkoušek se pohybovala v intervalu od 3 do 5 minut, což je velmi málo. Výsledek všech stop byl velmi podobný jako v předchozích případech – zkoušky byly zastaveny z důvodu dramatického nárůstu vibrací doprovázeného zvýšenou úrovní hluku. U třetí dráhy byla po několika minutách dosažena hloubka až na hranici základního materiálu.

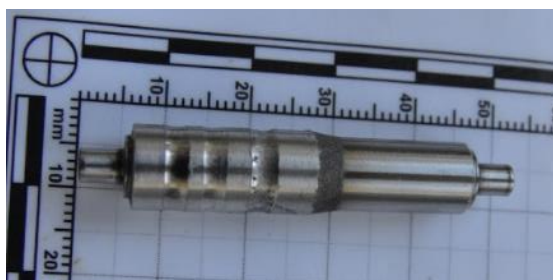
Z předchozích zkoušek jsme se dozvěděli, že zvýšené zatížení rychle vede v důsledku velkého tlakového namáhání k hlubší stopě, pak k většímu tření mezi diskem a vzorkem, což zvýšilo vibrace a teplotu, a pak k úplnému selhání materiálu.

Když bylo sníženo zatížení z 5 na 3 kg, tak došlo k prokluzu (namísto čistého valení) mezi diskem a vzorkem, což mohlo také pomoci při odstraňování malých částic materiálu. Takže zatížení bylo opět zvýšeno na 5 kg jako v předchozích testech.

Tabulka 16 - Výsledky zkoušek kontaktní únavy na stanici Rmat na vzorcích s deponovanou vrstvou

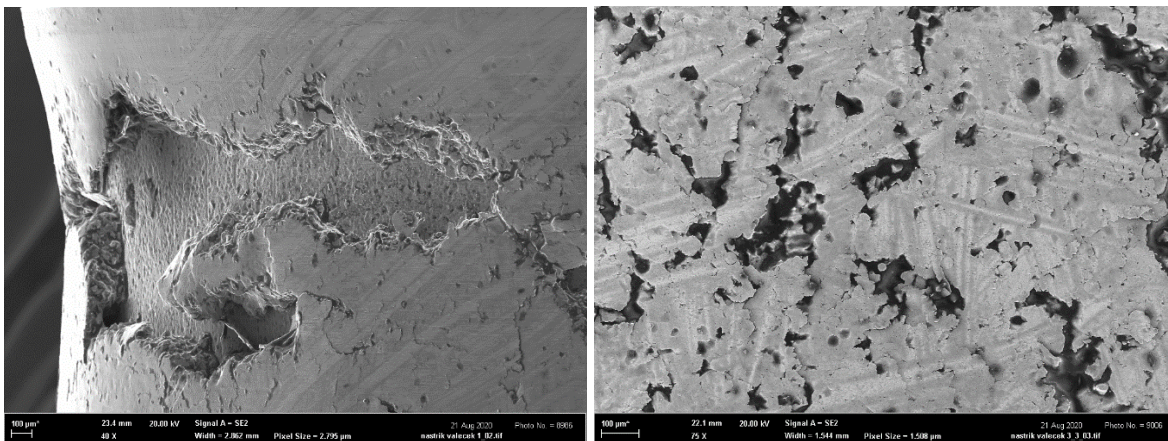
číslo dráhy	čas zkoušky (min.)	zatížení (kg)
1.1	5	5
2.1	20	5
2.2	60	5
2.3	60	5
3.1	5	5
3.2	4	5
3.3	4	5
3.4	3	5
3.5	5	5
3.6	3	5

Trvanlivost nebo odolnost tohoto nástřiku vůči kontaktní únavě na stanicích R-mat je neporovnatelná se vzorkem z bainitické oceli. Zatímco u vzorků z bainitické se pohybovala trvanlivost v časech od 477 až 1639 minut, u nástřiku to byly jednotky či desítky minut. Hlavní příčinou byla vysoká teplota a vibrace v důsledku nárůstu kontaktní plochy a možná také nedostatečného mazání této plochy. Zkušební podmínky byly samozřejmě u obou experimentů totožné. Klíčovou roli bude hrát kvalita nástřiku na základním vzorku a jeho tloušťka.



Obrázek 40 - Zkušební těleso na kontaktní únavu č.2, na kterém byly najety tři stopy

Vzorky po proběhnutí zkoušky na kontaktní únavu byly sledovány pomocí elektronového mikroskopu. Jak je patrné na Obrázku 41 vlevo, nejednalo se v případě prvního vzorečku o pitting, ale vytrhávání materiálu. Na Obrázku 41 vpravo je zachycena třetí stopa ze druhého vzorečku. Jedná se také o vytrhávání materiálu.



Obrázek 41 vlevo - Vytrhaný materiál z nástřiku po zkoušce kontaktní únavy (zvětšeno 40x)

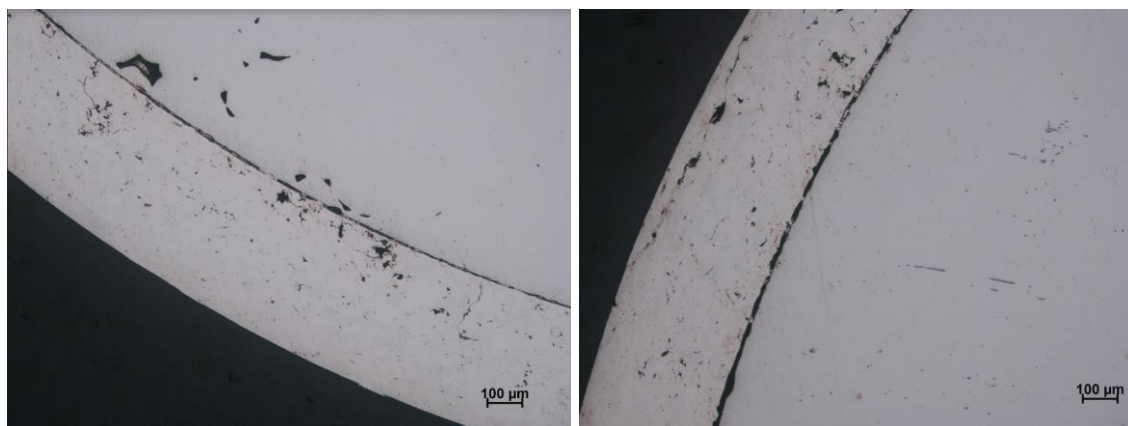
Obrázek 41 vpravo - Povrch stopy na nástřiku po zkoušce kontaktní únavy (zvětšeno 25x)

Aby byl zjištěn důvod vytrhávání materiálu, byla tato zkušební tělesa rozřezána v metalografické laboratoři, aby bylo možné sledovat rozhraní nástřiku a substrátu jak v ose x, tak v ose y. Na *Obrázku 42* jsou vyfoceny rozřezané vzorečky, které byly následně zality do dentacrylu a sledovány na světelném mikroskopu Olympus GX51.



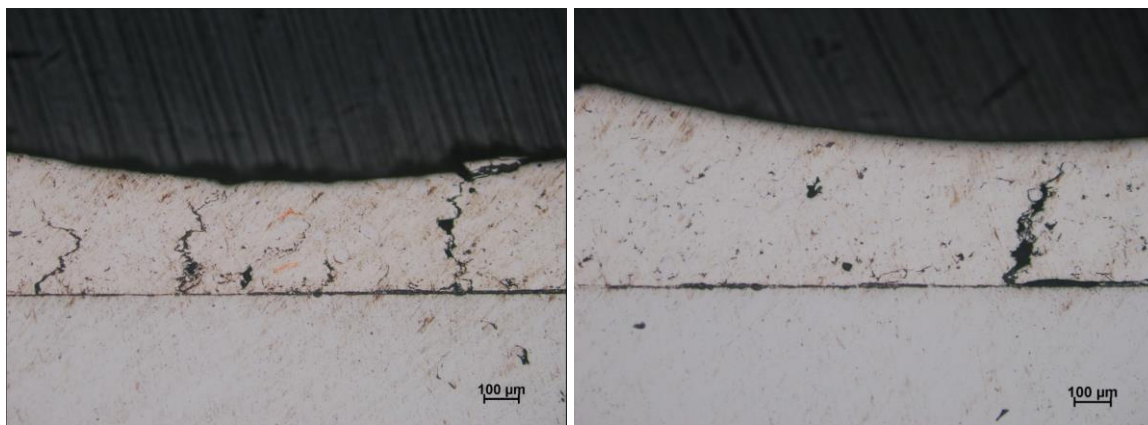
Obrázek 42 - Rozřezané zkušební vzorky po zkoušce na kontaktní únavu

Na světelném mikroskopu Olympus GX51 bylo sledováno rozhraní nástřiku a zkušební vzorku. Jak je vidět na *Obrázku 43*, adheze nástřiku není dostatečná. Je vidět mezera mezi deponovanou vrstvou a substrátem. Nedostatečná adheze deponované vrstvy a zvýšená pórovitost způsobily nevyhovující vlastnosti nástřiku. Dále bylo možné sledovat podpovrchové trhliny, šířící se z pórů (viz *Obrázek 43* vpravo).



Obrázek 43 - Rozhraní deponované vrstvy a substrátu (zvětšeno 100x)

Díky podélnému a příčnému řezu vzorků bylo možné sledovat rozhraní i přímo ve stopě po zkoušce kontaktní únavy. Na *Obrázku 44* je patrná mezera mezi nástřikem a substrátem. Ve spojení s pórovitostí nástřiku se tedy při spuštění zkoušek kontaktní únavy nástřik přitlačil k substrátu. Následoval růst trhlin a vytrhávání materiálu z deponované vrstvy. Na *Obrázku 44* lze vidět trhliny šířící se od rozhraní na povrch.



Obrázek 44 - Rozhraní sledované přímo ve stopě po zkoušce kontaktní únavy (zvětšeno 100x)

10. ZÁVĚR

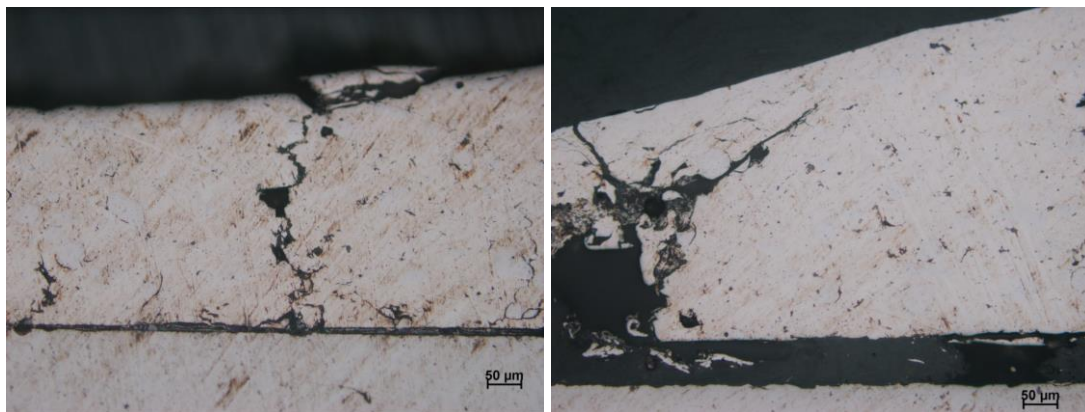
Literární rešerše diplomové práce pojednává o metodě studené kinetizace, dále o austenitických přeměnách se zaměřením na bainitickou přeměnu. V poslední řadě se zabývá odvalovacími zkouškami kontaktní únavy. Experimentální část je zaměřena na depozici zkušebních vzorků třemi druhy prášku. Nástřik zkušebních válečků na odvalovací zkoušky a vyhodnocení výsledků depozice a odvalování.

Experimenty měly za úkol ověřit, zda by bylo možné metodou Coldspray opravovat vysokopevnostní oceli. Problémem byla vysoká tvrdost ocelí a tudíž horší depozice nástřiku na substrát. Otěruvzdornost byla zkoušena na testovacím stroji Rmat, který je popsán v kapitole 4.1.

Provedenými experimenty bylo zjištěno

- Struktura dodané oceli byla pravidelná bez větších vad.
- Zkouškou tvrdosti dle Rockwella bylo zjištěno, že tvrdost dodané bainitické oceli Lo17MnCrNiMo se pohybovala od 40,7 do 45,8 HRC.
- Tvrdost nástřiku prášku oceli 304L se pohybovala v rozmezí od 327 HV1 do 366 HV1, přičemž tvrdost vrstvy klesala od substrátu k hornímu okraji. Průměrná tvrdost nástřiku byla 348 HV1.
- Tvrdost nástřiku prášku oceli H13 a 304L v poměru 1:1 se pohybovala od 385 HV1 do 489 HV1. Průměrná tvrdost nástřiku byla 428,5 HV1.
- Pouze mix prášků z ocelí H13 a 304L bylo možné použít pro nástřik zkušebních těles na zkoušky kontaktní únavy z důvodu lepší adheze než při depozici pouze prášku 304L.
- Bylo zjištěno EDS mapy chemického složení pomocí elektronového mikroskopu, které ukázaly, že zrna oceli H13 obsahovala vysoký obsah železa. Matrice tvořená převážně ocelí 304L obsahovala také železo, ale i nikl, chrom, vanad a křemík.
- Kvůli velké tvrdosti bainitického prášku Lo17MnCrNiMo i po žíhání, nebylo možné provést depozici tímto práškem.
- Pórovitost nástřiku byla 0,82 % z celkové plochy nástřiku, ale počet póru byl 1090 z toho vyplývá, že póru bylo hodně, ale byly malých rozměrů.
- Zkouška kontaktní únavy proběhla pro 3 zkušební tělesa s deponovanou vrstvou a jedno zkušební těleso bez nástřiku, bylo najeto celkem 16 stop.
- Časy zkoušky na kontaktní únavu pro ocelový vzorek z bainitické oceli byl 477 do 1639 minut
- Časy zkoušky na kontaktní únavu pro vzorek s deponovanou vrstvou byly: osm stop vydrželo na kontaktní únavě od 3 do 10 minut, dvě stopy vydržely 60 minut.

- Zkoušky nekončily pittingem, ale vytrháváním materiálu a prudkým nárůstem vibrací a teploty.
- Pomocí světelného a elektronového mikroskopu byla zjištěna nízká adheze nástřiku a substrátu na zkušebním válečku po zkoušce kontaktní únavy.
- Dále byly sledovány podpovrchové trhliny, které vycházely z póru, a trhliny vycházející od rozhraní k povrchu. Došlo tedy pravděpodobně ke spojení trhlín axiálních a radiálních a poté došlo k odtržení části nástřiku (viz *Obrázek 45*)



Obrázek 45 - Rozhraní sledované přímo ve stopě po zkoušce kontaktní únavy, spojení axiálních a radiálních trhlín (zvětšeno 200x)

Před depozicí zkušebních válečků pro odvalovací zkoušky bylo deponováno šest zkušebních kvádrů z dodané bainitické oceli Lo17MnCrNiMo. První čtyři vzorky byly deponovány práškem z oceli 304L. Povrch vzorků byl leštěn nebo opískován pomocí Al_2O_3 , pokaždé ale s jinou velikostí zrna. Pátý vzorek a šestý vzorek byly bez úpravy povrchu. Pátý vzorek byl nástříkán směsí prášků ocelí H13 a 304L v hmotnostním poměru 1:1 a šestý vzorek bainitickým práškem oceli Lo17MnCrNiMo. Pouze na prvním, pátém a šestém vzorku byla dostatečná adheze k udržení vrstvy na substrátu.

Nástřík zkušebního tělesa pro odvalovací zkoušky měl v průměru o 23 HV1 menší tvrdost než samotný substrát. I tak dosahoval průměrné tvrdosti 429 HV1, což je velmi vysoká tvrdost a proto pravděpodobně ve spojení s pórovitostí nástřiku a nedostatečné adhezi docházelo k vytrhávání materiálu při odvalovací zkoušce na stanici Rmat. Z *Grafu 1* lze vyčíst, že nejlepší vlastnosti měla deponovaná vrstva na druhém zkušebním tělese. Přesto, že čas 60 minut je nevyhovující pro požadované vlastnosti, je to řádově o desítky minut lepší výsledek než v ostatních případech.



Graf 1 - Porovnání časů různých stop na zkoušce kontaktní únavy

Nevyhovující adhezi a ořezuvzdornosti se dá pravděpodobně předejít úpravou povrchu, změnou deponovaného prášku nebo změnou parametrů depozice. Další možností by mohla být změna zkoušení deponované vrstvy. Tento experiment by mohl být předmětem další diplomové případně dizertační práce, kdy by mohly být deponované vrstvy zkoušeny na stanicích Ax-mat. Na rozdíl od zkoušení na stanicích Rmat, by byla zkušební tělesa zatěžována jiným způsobem.

Dalším důvodem pro zkoušení na stanici Ax-mat by mohl být zkušební vzorek. Na rozdíl od zkušebního válečku pro Rmat, na stanicích Ax-mat se používá jako zkušební těleso prstencový vzoreček. Nástriek by dopadal na rovnou plochu a ne na zaoblenou, jako v případě zkušebních válečků. To by mohlo mít za následek lepší adhezi nástriku a zkouška by mohla přinést relevantnější výsledky.

SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] SINGH, Harminder, T. S. SIDHU, S. B. S. KALSI a J. KARTHIKEYAN. Development of cold spray from innovation to emerging future coating technology. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering [online]. 2013, 35(3), 231-245 [cit. 2019-04-15]. DOI: 10.1007/s40430-013-0030-1. ISSN 1678-5878. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s40430-013-0030-1>
- [2] DAVIS, Joseph R. Handbook of Thermal Spray Technology. B.m.: ASM International, 2004. ISBN 978-0-87170-795-6.
- [3] Modern cold spray: materials, process, and applications. Editor Julio VILLAFUERTE. Cham: Springer, 2015. ISBN 978-3-319-16771-8.
- [4] SMITH, M.F. Comparing cold spray with thermal spray coating technologies. In: 2007, s. 43–61. ISBN 978-1-84569-181-3.
- [5] MORIDI, Atieh, Mostafa HASSANI-GANGARAJ, M GUAGLIANO a Ming DAO. Cold spray coating: Review of material systems and future perspectives. Surface Engineering. 2014, 30, 369–395. ISSN 0521-0497.

- [6] PAPYRIN, Anatolii, Vladimir KOSAREV, Sergey KLINKOV, Anatolii ALKHIMOV a Vasily M. FOMIN. Cold Spray Technology. B.m.: Elsevier, 2006. ISBN 978-0-08-046548-7.
- [7] ASSADI, H., H. KREYE, F. GÄRTNER a T. KLASSEN. Cold spraying – A materials perspective. *Acta Materialia*. 2016, 116, 382–407. ISSN 1359-6454.
- [8] OZDEMIR, Ozan C., Christian A. WIDENER, Michael J. CARTER a Kyle W. JOHNSON. Predicting the Effects of Powder Feeding Rates on Particle Impact Conditions and Cold Spray Deposited Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology* [online]. 2017, 26(7), 1598-1615 [cit. 2019-05-2]. DOI: 10.1007/s11666-017-0611-0. ISSN 1059-9630. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s11666-017-0611-0>
- [9] ASSADI, Hamid, Frank GÄRTNER, Thorsten STOLTENHOFF a Heinrich KREYE. Bonding mechanism in cold gas spraying. *Acta Materialia*. 2003, 51(15), 4379–4394. ISSN 1359-6454.
- [10] GRUJICIC, M, C. L ZHAO, W. S DEROSSET a D HELFRITCH. Adiabatic shear instability based mechanism for particles/substrate bonding in the cold-gas dynamic-spray process. *Materials & Design*. 2004, 25(8), 681–688. ISSN 0261-3069.
- [11] ALHULAIIFI, Abdulaziz a Gregory BUCK. A Simplified Approach for the Determination of Critical Velocity for Cold Spray Processes. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2014, 23. ISSN 0521-4259.
- [12] SCHMIDT, Tobias, Hamid ASSADI, Frank GÄRTNER, Horst RICHTER, Thorsten STOLTENHOFF, Heinrich KREYE a Thomas KLASSEN. From Particle Acceleration to Impact and Bonding in Cold Spraying. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2009, 18(5–6), 794-801. ISSN 1059-9630.
- [13] SCHMIDT, Tobias, Frank GÄRTNER, Hamid ASSADI a Heinrich KREYE. Development of a generalized parameter window for cold spray deposition. *Acta Materialia*. 2006, 54(3), 729–742. ISSN 1359-6454.
- [14] SPANOS, G., KRAL., M. V. The proeutectoid cementite transformation in steels. *International Materials Reviews* [online]. 2013, [cit. 2016-03-12]. DOI: 10.1179/174328009X392949. ISSN 09506608. Dostupné z: <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/174328009X392949>
- [15] SZABLEWSKI, D., SEMIH, K., PRESTI, J. Lo. Development and Evaluation of High Performance Rail Steels for Heavy Haul Operations. In: *Railway-Research* [online], 9th World Congress on Railway Research, 2011. [cit. 2016-03-18]. Dostupné z: http://www.railway-research.org/IMG/pdf/c1_lopresti_joseph.pdf
- [16] PÍŠEK, F., JENÍČEK, L., et al. *Nauka o materiálu*. 2. rozš. a zcela přeprac. vyd. Praha: Academia, 1975. 542 s.
- [17] PORTER, D. A., EASTERLING, K. E., SHERIF, M. Y. Phase transformation in metals and alloys. 3rd ed. Boca Raton: CRC Press, 2009. ISBN 978-1-4200-6210-6

- [18] HOWELL, P. R. The Pearlite Reaction in Steels Mechanisms and Crystallography. Materials Characterization [online]. 1998, 227-260 s., [cit. 2016-03-02]. DOI: 10.1016/S1044-5803(98)00024-2. ISSN 10445803. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1044580398000242>
- [19] PTÁČEK, L. Nauka o materiálu I. Brno: CERM, 2001. ISBN 80-7204-193-2
- [20] PTÁČEK, Luděk. Nauka o materiálu II. Brno: CERM, 1999, 350 s. ISBN 80-7204-130-4.
- [21] BHADESHIA, H. Bainite in Steels Transformations, Microstructure and Properties. 2 ed. Cambridge: University Press, 2001. ISBN 1861251122.
- [22] MAZANCOVÁ, Eva. Technické materiály I: učební text [online]. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2012 [cit. 2016-05-21]. ISBN 978-80-248-2577-9. Dostupné z: <http://www.person.vsb.cz/archivcd/FMMI/TM1/Technicke%20materialy%20I.pdf>
- [23] MACEK, Karel, Petr ZUNA a Jiří JANOVEC. Tepelné úpravy kovových materiálů. Praha: ČVUT, 1993, 84 s. ISBN 80-01-01002-3
- [24] PLUHAR, Jaroslav. Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu. Praha: Bratislava: SNTL; Alfa, 1987, 418 s.
- [25] BHADESHIA, H., HONEYCOMBE, R. Steels: Microstructure and Properties (Fourth Edition) Butterworth-Heinemann, 2017. ISBN 9780081002704
- [26] HYSPECKÁ, Ludmila. Teorie tepelného zpracování. Ostrava: Vysoká škola báňská v Ostravě, 1975, 154 s
- [27] HLUCHÝ, Miroslav, Rudolf PAŇÁK a Oldřich MODRÁČEK. Strojírenská technologie 1. 2. díl, Metalografie a tepelné zpracování. 3., přeprac. vyd. Praha: Scientia, 2002, 173 s. ISBN 80-7183-265-0.
- [28] CHARVÁT, V. Systém pro snímání signálu AE při zkouškách kontaktní únavy na zařízení R-mat.. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2009. 33 s. Vedoucí bakalářské práce doc. Ing. Pavel Mazal, CSc.
- [29] COLNESTONE GLOBAL [online] Copyright Colstone Global [cit. 08.09.2020]. Dostupné z: <http://colstoneglobal.cz/technical-properties/>
- [30] LKALLOY [online]. Copyright 2018 [cit. 08.09.2020]. Dostupné z: <https://lkalloy.com/h13-tool-steel-heat-treatment/>

SEZNAM OBRÁZKŮ A TABULEK

Seznam obrázků

Obrázek 1 - Srovnání metody CS s metodami termálních nástřiků podle rychlosti částic a teploty procesu [2]	12
Obrázek 2 - Schémata různých systému CS: a – nízkotlaký cold spray; b – vysokotlaký cold spray; c – cold spray ve vakuu; d – kinetická metalizace; e – dynamický nástřik pulzním plynem [7]	14
Obrázek 3 - Schéma zařízení pro CS [8]	15
Obrázek 4 - Znázornění porušení oxidických vrstev vlivem plastické deformace [7]	16
Obrázek 5 - Průběh kolmého dopadu částice na substrát za různých rychlostí v závislosti na čase [7]	17
Obrázek 6 - Závislost deformace, teploty a napětí na čase během dopadu částice [10]	18
Obrázek 7 - (a) Schéma křivek napětí-deformace v normálním deformaci zpevňujícím materiálu (Isothermal) adiabaticky změkčeném materiálu (Adiabatic) a v materiálu podléhající adiabatické lokalizaci ve smyku (Localization); (b) a (c) schémata jednotlivých a lokalizovaných jednoduchých stříhů v daném pořadí. Počáteční materiálové prvky jsou označeny tečkovanými čarami, zatímco střížné prvky jsou označeny plnými čarami [10]	18
Obrázek 8 - Závislost účinnosti depozice na rychlosti částic, depoziční okno a vzhled částic mědi po dopadu při různých rychlostech [12]	19
Obrázek 9 - Porovnání vypočtených kritických rychlostí s naměřenými hodnotami z experimentu	20
Obrázek 10 - Oblast metastabilní rovnováhy austenitu, feritu a cementitu [16]	22
Obrázek 11 - Schéma vzniku lamelárního perlitu [18]	22
Obrázek 12 - Struktura horního a dolního bainitu [23]	23
Obrázek 13 - Vliv obsahu uhlíku na teplotní oblasti výskytu horního a dolního bainitu [20]	24
Obrázek 14 - Schéma vzniku horního bainitu v nízkouhlíkové oceli [20]	24
Obrázek 15 - Nukleace a růst bainitické desky v oceli se středním obsahem uhlíku [20]	25
Obrázek 16 - Schématické znázornění počátku konstrukce T_0 v Fe-C fázovém diagramu [25]	25
Obrázek 17 - Ilustrace jevu neúplné reakce. Během izotermní transformace roste deska bainitu bez difúze a potom rozděluje svůj přebytek uhlíku na zbytkový austenit [25]	26
Obrázek 18 - Vliv boru na křivky TTT bainitické reakce pro zahájení transformace. [25]	27
Obrázek 19 - Komerčně dostupné bainitické oceli [25]	28
Obrázek 20 - Schéma bainitické křivky oceli [20]	30
Obrázek 21 - Schéma martenzitické křivky oceli [22]	31
Obrázek 22 - Vliv obsahu uhlíku v austenitu na teplotu M_s a M_f uhlíkových ocelí [27]	31
Obrázek 23 - Vliv obsahu uhlíku na tvrdost [20]	32
Obrázek 24 - IRA diagram oceli: a - eutektoidní, b - podeutektoidní, c - nadeutektoidní [20]	33
Obrázek 25 - ARA diagram [20]	34
Obrázek 26 - Zkušební zařízení R-mat2 [28]	35
Obrázek 27 - Zkušební vzorek pro zřízení R-mat2 [28]	36
Obrázek 28 vlevo - Dutiny v neleptaném stavu (zvětšení 500x), Obrázek 28 vpravo – Struktura bainitické oceli (zvětšení 200x, leptadlo Nital 5 %)	37
Obrázek 29 vlevo - Snímek prášku o velikosti 20-75 μm (zvětšení 300x), Obrázek 29 vpravo - Snímek prášku o velikosti pod 20 μm (zvětšení 300x)	39
Obrázek 30 - Rozřezaný vzorek s nástřikem pro analýzu rozhraní	41
Obrázek 31 - Nástřik vzorku CS vz.1 práškem 304L (Zvětšeno 200x, neleptáno)	42
Obrázek 32 - Porozita deponované vrstvy z prášku oceli 304L	43
Obrázek 33 - Nástřik vzorku CS vz.5 práškem 304L a H13 v poměru 1:1 (Zvětšeno 200x, neleptáno)	44

Obrázek 34 - Chemické složení rozhraní zjištěno pomocí elektronového mikroskopu	44
Obrázek 35 - Celková EDS mapa prvků v nástřiku prášku oceli 304L a H13	45
Obrázek 36 - EDS mapy jednotlivých chemických prvků	45
Obrázek 37 - Krátery po dopadu zrn bainitického prášku na substrát sledováno elektronovým mikroskopem (zvětšeno 1000x).....	48
Obrázek 38 - Deponovaná vrstva prášku H13 a 304L sledovaná elektronovým mikroskopem (zvětšeno 250x).....	49
Obrázek 39 - Zkušební těleso na kontaktní únavu č.1, na kterém byla najeta jedna stopa.....	50
Obrázek 40 - Zkušební těleso na kontaktní únavu č.2, na kterém byly najety tři stopy.....	51
Obrázek 41 vlevo - Vytrhaný materiál z nástřiku po zkoušce kontaktní únavy (zvětšeno 40x)	
Obrázek 41 vpravo - Povrch stopy na nástřiku po zkoušce kontaktní únavy (zvětšeno 25x)	51
Obrázek 42 - Rozřezané zkušební vzorky po zkoušce na kontaktní únavu	52
Obrázek 43 - Rozhraní deponované vrstvy a substrátu (zvětšeno 100x).....	52
Obrázek 44 - Rozhraní sledované přímo ve stopě po zkoušce kontaktní únavy (zvětšeno 100x) ..	53
Obrázek 45 - Rozhraní sledované přímo ve stopě po zkoušce kontaktní únavy, spojení axiálních a radiálních trhlin (zvětšeno 200x)	54

Seznam tabulek

Tabulka 1 - Rozmezí chemického pro B_s [20].....	26
Tabulka 2 - Chemické složení, v hm. %, typických bainitických ocelí [25]	28
Tabulka 3 - Měření tvrdosti bainitické oceli	37
Tabulka 4 - Předepsané chemické složení oceli 304L [29]	38
Tabulka 5 - Předepsané chemické složení oceli H13 [30]	38
Tabulka 6 - Vyhodnocení karbidů v bainitickém prášku	39
Tabulka 7 - Naměřené hodnoty tvrdosti pro různé frakce bainitického prášku	39
Tabulka 8 - Naměřené hodnoty tvrdosti bainitického prášku po žíhání.....	40
Tabulka 9 - Seznam vzorků a nastavení CS.....	41
Tabulka 10 - Měření tvrdosti nástřiku prášku 304L.....	42
Tabulka 11 - Vyhodnocení porozity nástřiku oceli 304L.....	43
Tabulka 12 - Měření tvrdost nástřiku prášků H13 a 304L v poměru 1:1.....	46
Tabulka 13 - Vyhodnocení porozity nástřiku oceli 304L a H13.....	46
Tabulka 14 - Nastavení CS při nástřiku všech zkušebních válečků pro odvalovací zkoušky	47
Tabulka 15 - Výsledky zkoušek kontaktní únavy na stanici Rmat na nultém vzorku	50
Tabulka 16 - Výsledky zkoušek kontaktní únavy na stanici Rmat na vzorcích s deponovanou vrstvou.....	51

Seznam použitých zkratk

CS	Coldspray
HVOF	Vysokorychlostní nástřik plamenem (High velocity oxy-fuel)
HPCS	High pressure coldspray (Vysokotlaký coldspray)
LPCS	Low pressure coldspray (Nízkotlaký coldspray)
KM	Kinetická metalizace
PGDS	Dynamický nástřik pulzním plynem (Pulsed gas dynamic spraying)
VCS	Vacuum coldspray
ADM	Depozice aerosol (Aerosol Deposition Module)