

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program:

N0715A270014 – Materiálové inženýrství a výrobní technologie

DIPLOMOVÁ PRÁCE

**Hodnocení kvality svarových spojů vyrobených z korozivzdorné
oceli COR 13-4**

Autor: Bc. Hana BEŇASOVÁ

Vedoucí práce: Doc. Ing. Stanislav NĚMEČEK, Ph.D.

Akademický rok 2022/2023

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2022/2023

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Bc. Hana BEŇASOVÁ**
Osobní číslo: **S20N0047P**
Studijní program: **N0715A270014 Materiálové inženýrství a výrobní technologie**
Téma práce: **Hodnocení kvality svarových spojů vyrobených z korozivzdorné ocele COR 13-4**
Zadávací katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Zásady pro vypracování

1. Korozivzdorné oceli vhodné k aplikaci pro tělesa vodních turbín
2. Mechanismy poškození a degradační procesy u prvků vodních turbín
3. Způsoby oprav prvků vodních turbín technologií svařování
4. Vliv parametrů svařování na výsledné vlastnosti svarového spoje
5. Hodnocení struktur svarových spojů a jejich praktické dopady
7. Diskuse výsledků
8. Závěr

Rozsah diplomové práce: **50-70 stran**
Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**
Forma zpracování diplomové práce: **tištěná/elektronická**

Seznam doporučené literatury:

ČÍHAL, V. Korozivzdorné oceli a slitiny. 1.vyd. Praha: Academia AV, 1999, 437 s. ISBN 80-200-0671-0.

FOLKHARD, E., RABENSTEINER, G., PERTENEDER, E., SCHABEREITER, H. Welding Metallurgy of Stainless Steels. Springer Verlag. 2012, 279 s. ISBN: 3709189675.

LEIZEROVICH, A. Sh. Steam turbines for modern fossil-fuel power plants. Published by The Fairmont Press, Inc. 2008, 537 s. ISBN 0-88173-548-5.

WEMAN. K. Welding processes handbook. Woodhead Publishing, 2012, 281 s. ISBN: 9780857095107.

BAILEY. N. Weldability of Ferritic Steels. Woodhead Publishing, 1994, 298 s. ISBN: 9781855730922.

MASUBUCHI, K. Analysis of welded structures: residual stresses, distortion, and their consequences. Pergamon; 1st edition 2013, 642 s.

Vedoucí diplomové práce: **Doc. Ing. Stanislav Němeček, Ph.D.**
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Konzultant diplomové práce: **Prof. Dr. Ing. Antonín Kříž, IWE**
Centrum energetického výzkumu

Datum zadání diplomové práce: **17. října 2022**
Termín odevzdání diplomové práce: **26. května 2023**

L.S.

Doc. Ing. Vladimír Duchek, Ph.D.
děkan

Doc. Ing. Josef Odehnal, Ph.D.
vedoucí katedry

Poděkování

Tímto bych chtěla upřímně poděkovat Doc. Ing. Stanislavu Němečkovi, Ph.D. a Prof. Dr. Ing. Antonínu Křížovi, IWE za neocenitelné rady, konzultace a příspěvky během zpracování mé diplomové práce. Rovněž bych ráda vyjádřila svou vděčnost týmu laboratorních asistentů, kteří mi byli nápomocni při laboratorních pracích. V poslední řadě bych ráda poděkovala mé rodině a přátelům za jejich neustálou podporu během celého studia.

Prohlášení o autorství

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě diplomovou práci zpracovanou na závěr studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem tuto diplomovou práci vypracovala samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů uvedených v seznamu, který je součástí této diplomové práce.

V Plzni dne:

.....

podpis autora

ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ PRÁCE

AUTOR	Příjmení Beňasová	Jméno Hana	
STUDIJNÍ PROGRAM	N0715A270014 – Materiálové inženýrství a výrobní technologie		
VEDOUcí PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Doc. Ing. Němeček, Ph.D.	Jméno Stanislav	
PRACOVÍŠTĚ	ZČU - FST - KMM		
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	Hodnocení kvality svarových spojů vyrobených z korozivzdorné oceli COR 13-4		

FAKULTA	strojí	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2023
----------------	--------	----------------	-----	--------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	97	TEXTOVÁ ČÁST	80	GRAFICKÁ ČÁST	17
---------------	----	---------------------	----	----------------------	----

STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK) ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY	Tato diplomová práce se zabývá hodnocením kvality svarových spojů z korozivzdorné oceli COR13-4, které se odráží od problematiku oprav defektů na tělesech vodních turbín, způsobené kavitací. Cílem této diplomové práce je zhodnotit kvalitu svarových spojů z korozivzdorné oceli COR13-4, na základě metalografické analýzy a vybraných mechanických zkoušek. Dále určení reakce základního materiálu COR13-4 s různými typy přídavných materiálů o různém chemickém složení, vývoj mikrostruktury v TOO, mechanické vlastnosti těchto svarů v závislosti na vneseném teple při svařování a závěrečné porovnání kvality svarových spojů a vyhodnocení nejvhodnějšího přídavného materiálu a svařovacích podmínek pro reálnou aplikaci.
KLÍČOVÁ SLOVA ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE	ocel COR13-4, martenziticko-feritické oceli, svařování metodou TIG, svarové spoje, vodní turbíny, defekty, přídavné materiály

SUMMARY OF DIPLOMA SHEET

AUTHOR	Surname Beňasová	Name Hana	
STUDY PROGRAMME	N0715A270014 – Materials science and manufacturing technology		
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) Doc. Ing. Němeček, Ph.D.	Name Stanislav	
INSTITUTION	ZČU - FST - KMM		
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR	Delete when not applicable
TITLE OF THE WORK	Quality evaluation of welded joints made of stainless steel COR 13-4		

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	KMM	SUBMITTED IN	2023
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	97	TEXT PART	80	GRAPHICAL PART	17
----------------	----	------------------	----	-----------------------	----

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	This thesis deals with the evaluation of the quality of welded joints made of COR13-4 stainless steel, which reflects the problem of repairing defects on water turbine bodies caused by cavitation. The aim of this thesis is to evaluate the quality of COR13-4 stainless steel welded joints based on metallographic analysis and selected mechanical tests. Furthermore, the determination of the reaction of the base material COR13-4 with different types of additive materials of different chemical composition, the evolution of the microstructure in TOO, the mechanical properties of these welds depending on the heat input during welding and finally the comparison of the quality of the welded joints and the evaluation of the most suitable additive material and welding conditions for a real application.
KEY WORDS	steel COR13-4, martensitic-ferritic steels, TIG welding, welded joints, water turbines, defects, additional materials

Contents

Přehled použitých zkratk a symbolů.....	3
Seznam obrázků	4
Seznam tabulek	7
1 Úvod.....	9
2 Korozivzdorné oceli vhodné k aplikaci pro tělesa vodních turbín.....	10
2.1 Požadavky na oceli pro tělesa vodních turbín	10
2.2 Rozdělení nejčastěji používaných ocelí pro výrobu těles vodních turbín	11
2.3 Ocel COR 13-4	14
2.3.1 Charakteristika oceli.....	14
2.3.2 Stukturní fáze	18
2.4 Svařování martenziticko-feritických (martenziticko -austenitických) ocelí	19
2.4.1 Požadavky na svařování martenziticko-austenitických ocelí.....	19
2.4.2 Metalurgie svarového spoje	21
2.4.3 Hranice ztavení.....	22
2.4.4 Teplem ovlivněná oblast (TOO)	23
2.4.5 Tepelné zpracování po svařování.....	24
2.4.6 Vliv vneseného tepla na jakost svarového spoje:.....	25
3 Mechanismy poškození a degradační procesy u prvků vodních turbín	27
3.1 Úvod do problematiky	27
3.2 Mechanismy poškození	27
3.2.1 Eroze.....	27
3.2.2 Koroze	28
3.2.3 Únava materiálu	29
3.3 Kavítace	29
4 Způsoby oprav prvků vodních turbín, používané technologie svařování	32
4.1 Přehled využívaných technologií svařování k opravám defektů u vodních turbín....	33
4.1.1 MIG/GMAW	33
4.1.2 MMA/SMAW	34
4.1.3 TIG/GTAW	35
5 Experimentální část diplomové práce	37
5.1 Úvod do experimentální části	37
5.2 Experimentální vzorky	37
5.3 Parametry svařování	41

5.3.1	Velikost vneseného tepla.....	44
6	Metalografické hodnocení svarových spojů.....	46
6.1	Metodika hodnocení	46
6.2	Metalografická analýza.....	46
6.2.1	První sada vzorků - S1	47
6.2.2	Druhá sada vzorků - S2	52
6.2.3	Třetí sada vzorků - S3	57
7	Mechanické testování zkušebních vzorků.....	62
7.1	Metodika hodnocení	62
7.2	Zkouška tahem.....	62
7.2.1	Výsledky zkoušky tahem	62
7.3	Zkouška rázem v ohybu.....	63
7.3.1	Výsledky zkoušky rázem v ohybu	63
7.4	Analýza mikrotvrdosti	64
7.4.1	Výsledky analýzy mikrotvrdosti	64
7.5	Tribologická analýza	77
7.5.1	Výsledky tribologické analýzy.....	78
7.5.2	Shrnutí výsledků tribologické analýzy.....	81
8	Výsledky a jejich diskuse.....	82
9	Závěr.....	86
10	Seznam použitých zdrojů	87

Přehled použitých zkratk a symbolů

ČSN	Česká technická norma
EN	Evropská norma
EU	Evropská unie
FST	Fakulta strojní
ZČU	Západočeská univerzita v Plzni
ČVUT	České vysoké učení technické
ZM	Základní materiál
TOO	Teplem ovlivněná oblast
SV	Svarový kov
CVŘ	Centrum výzkumu Řež
VŠB-TUO	Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava
VUT	Vysoké učení technické v Brně
VZU	Výzkumný a zkušební ústav Plzeň

Seznam obrázků

Obrázek 1: Schaefflerův diagram - Ocel COR13-4 [4].....	14
Obrázek 2: Levá část obrázku řez binárním diagramem Fe-Cr, pravá část obrázku řez ternárním diagramem Fe-Ni-Cr [10].....	15
Obrázek 3: Schématické znázornění vlivu jednotlivých prvků na tvorbu precipitátů ve struktuře oceli [15]	17
Obrázek 4: Struktura oceli Cor 13-4.: Popuštěný martenzit (černá část mezi bílými lamelami austenitu), delta ferit (černá kruhová) a austenitem (bílá jehlice) [9]	18
Obrázek 5: Řez ternárním diagramem Fe-Cr-C v oblasti 13 hm. % Cr. Červenou čarou je vyznačena přibližná oblast výskytu COR 13-4 [16]	22
Obrázek 6: Martenzitická struktura s určitým podílem zbytkového feritu. Tmavé oblasti jsou tvořeny martenzitem. Světlé oblasti podílem zbytkového feritu [8].....	23
Obrázek 7: Záznam průběhu mikrotvrdosti přes teplem ovlivněnou oblast. Materiál 12Cr-1mo-0.5W-0.3V-0.2C [16]	23
Obrázek 8: Ukázka vlivu tepelného zpracování na mechanické vlastnosti svařenců vyrobených z různých typů martenzitických ocelí [16].....	25
Obr. 9: Typy kavitace u Francisovy turbíny [31].....	30
Obrázek 10: Základní schéma svařování metodou MIG [39].....	33
Obrázek 11: Schéma MMA svařování [40]	34
Obrázek 12: Schéma svařování metodou TIG [41].....	35
Obrázek 13: Zavařené vzorky z první sady – umělé vady	38
Obrázek 14: Vzorky ze druhé sady S2 po jejich svaření a nařezání	39
Obrázek 15: Vzorky ze třetí sady po jejich svaření (krycí vrstva vlevo, kořenová vrstva vpravo); (a) vzorek COR1; (b) vzorek COR2; (c) vzorek COR3.....	40
Obrázek 16: Složený snímek návaru - umělá vada (leptáno leptadlem Beraha II) – vzorek 2CI	47
Obrázek 17: Složený snímek návaru - umělá vada (leptáno leptadlem Beraha II) - vzorek 3CI	47
Obrázek 18: Složený snímek návaru - umělá vada (leptáno leptadlem Beraha II) - vzorek 2CII	48
Obrázek 19: Složený snímek návaru - umělá vada (leptáno leptadlem Beraha II) - vzorek 3CII	48
Obrázek 20: Vzorek 2CI - Přejímová oblast: svarový kov - základní materiál, zvětšení 25x.....	49
Obrázek 21: Vzorek 2CI - TOO, zvětšení 50x.....	49
Obrázek 22: Vzorek 3CI - Přejímová oblast, zvětšení 25x.....	49
Obrázek 23: Vzorek 3CI - TOO - Ukázka δ - feritu + vměstek, zvětšení 200x (vlevo), zvětšení 500x (vpravo)	49
Obrázek 24: Vzorek 2CII - Přejímová oblast, zvětšení 25x	50

Obrázek 25: Vzorek 2CII - TOO s vyšším výskytem bílých částic (delta feritu), zvětšení 25x	50
Obrázek 26: Vzorek 3CII - Přejídná oblast, zvětšení 25x	50
Obrázek 27: Vzorek 3CII - TOO - popis mikrostruktury, zvětšení 100x (vlevo), zvětšení 200x (vpravo)	50
Obrázek 28: Ukázka prahování	51
Obrázek 29: Vzorek 1A_2A: Složený snímek svaru (leptáno Vilella Bain).....	53
Obrázek 30: Vzorek 3A_4A: Složený snímek svaru (leptáno Vilella Bain).....	53
Obrázek 31: Vzorek 5A_6A: Složený snímek svaru (leptáno Vilella Bain).....	53
Obrázek 32: Vzorek 8A_9A: Složený snímek svaru (leptáno Vilella Bain).....	54
Obrázek 33: Vzorek 1A_2A - TOO (Přejíd z SV- pravá strana, do ZM - levá strana), zvětšení 25x	55
Obrázek 34: Vzorek 1A_2A - Oblast v TOO, zvětšení 100x (malý snímek 500x)	55
Obrázek 35: Vzorek 3A_4A – TOO (Přejíd z ZM – v levo, do SV - v pravo), zvětšení 25x	55
Obrázek 36: Vzorek 3A_4A – Martenzitická matrice s lokálními oblastmi bainitu a zbytkového austenitu, zvětšení 100x (malý snímek 500x)	55
Obrázek 37: Vzorek 5A_6A – TOO, zvětšení 25x	56
Obrázek 38: Vzorek 5A_6A – Martenzitická matrice s lokálními místy zbytkového austenitu a bainitu, zvětšení 200x.....	56
Obrázek 39: Vzorek 8A_9A – TOO, zvětšení 25x	56
Obrázek 40: Vzorek 8A_9A – TOO, zvětšení 100x	56
Obrázek 41: Vzorek COR1: Složený snímek svaru (Leptáno Vilella Bain).....	58
Obrázek 42: Vzorek COR2: Složený snímek svaru (leptáno Vilella Bain)	58
Obrázek 43: Vzorek COR3: Složený snímek svaru (leptáno Vilella Bain)	59
Obrázek 44: Vzorek COR1 – TOO, zvětšení 25x	60
Obrázek 45: Vzorek COR1 - TOO, zvětšení 100x.....	60
Obrázek 46: Vzorek COR2 – TOO, zvětšení 25x	60
Obrázek 47: Vzorek COR2 – TOO s výskytem delta feritu, zvětšení 100x	60
Obrázek 48: Vzorek COR3 – TOO, zvětšení 25x	61
Obrázek 49: Vzorek COR3 - TOO, zvětšení 200x.....	61
Obrázek 50: Srovnání průběhu tvrdosti HV0.1 první sady vzorků S1.....	67
Obrázek 51: Vtisk v bílé oblasti (předpokládáný δ - ferit).....	68
Obrázek 52: Vtisk v matrici (předpokládáný martenzit).....	68
Obrázek 53: Vývoj mikrotvrdosti HV0.1 u kořene svaru - srovnání druhé sady vzorků	72
Obrázek 54: Vývoj mikrotvrdosti HV0.1 u koruny svaru - srovnání druhé sady vzorků	72
Obrázek 55: Vývoj mikrotvrdosti HV0.1 u kořene svaru - srovnání třetí sady vzorků	75

Obrázek 56: Vývoj mikrotvrdosti HV0.1 u koruny svaru - srovnání třetí sady vzorků.....	76
Obrázek 57: Tribologická stopa - vzorek 2CI (příklad)	78
Obrázek 58: Měření šířky tribologické stopy v místě A - vzorek 2CI.....	78
Obrázek 59: Celkový objem úbytku hmotnosti vzorků z první sady S1	79
Obrázek 60: Celkový objem úbytku hmotnosti vzorků z druhé sady S2	80
Obrázek 61: Celkový objem úbytku hmotnosti vzorků z třetí sady S3.....	81

Seznam tabulek

Tabulka 1: Značení a chemické složení oceli AISI 304 [50]	12
Tabulka 2: Značení a chemické složení oceli AISI 316 [50]	12
Tabulka 3: Značení a chemické složení oceli AISI 410 [50]	13
Tabulka 4: Značení a chemické složení oceli AISI COR3.....	13
Tabulka 5: Značení oceli COR 13-4	14
Tabulka 6: Chemické složení oceli COR 13-4.....	14
Tabulka 7: Přídavné materiály vhodné pro svařování oceli COR 13-4 (1 část) [43].....	20
Tabulka 8: Přídavné materiály vhodné pro svařování oceli COR 13-4 (2 část) [43, 44, 45]...	20
Tabulka 9: Značení první sady vzorků - S1	38
Tabulka 10: Značení druhé sady vzorků - S2.....	38
Tabulka 11: Značení třetí sady vzorků - S3	39
Tabulka 12: Chemické složení použitých přídavných materiálů	40
Tabulka 13: Parametry svařování první sady vzorků – S1.....	41
Tabulka 14: Parametry svařování druhé sady vzorků - S2.....	42
Tabulka 15: Parametry svařování třetí sady vzorků – S3.....	43
Tabulka 16: Hodnoty velikosti vneseného tepla u vzorků z druhé sady S2.....	45
Tabulka 17: Hodnoty velikosti vneseného tepla u vzorků z třetí sady S3	45
Tabulka 18: Chemické složení leptacích roztoků: Villela Bain a Beraha II	46
Tabulka 19: Procentuální podíl plošného obsahu delta feritu v materiálu u vzorků ze sady S1	51
Tabulka 20: Velikost TOO u první sady vzorků S1	52
Tabulka 21: Velikost TOO vzorků z druhé sady S2	57
Tabulka 22: Plošný podíl delta feritu podél hranice ztavení v TOO.....	61
Tabulka 23: Velikost TOO u vzorků z třetí sady S3	61
Tabulka 24: Výsledné hodnoty zkoušky tahem	62
Tabulka 25: Výsledné hodnoty zkoušky rázem v ohybu	64
Tabulka 26: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti HV 0.1 - vzorek 2CI	65
Tabulka 27: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti HV 0.1 - vzorek 2CII.....	65
Tabulka 28: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti HV 0.1 - vzorek 3CI	66
Tabulka 29: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti HV 0.1 - vzorek 3CII.....	66
Tabulka 30: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti v bílé oblasti	68
Tabulka 31: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti v matici	68
Tabulka 32: Naměřené hodnoty tvrdosti HV0.1 - 1A_2A	69
Tabulka 33: Naměřené hodnoty tvrdosti HV0.1 - 3A_4A	70

Tabulka 34: Naměřené hodnoty tvrdosti HV0.1 - 5A_6A	70
Tabulka 35: Naměřené hodnoty tvrdosti HV0.1 - 8A_9A	71
Tabulka 36: Naměřené hodnoty mikrotvrdost HV01 - COR1	73
Tabulka 37: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti HV01 – COR2	74
Tabulka 38: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti HV01 – COR3	74
Tabulka 39: Vstupní parametry tribologické analýzy	77
Tabulka 40: Hodnoty koeficientu opotřebení první sady vzorků S1	78
Tabulka 41: Hodnoty koeficientu opotřebení druhé sady vzorků S2.....	79
Tabulka 42: Hodnoty koeficientu opotřebení třetí sady vzorků S3	80
Tabulka 43: Shrnutí výsledků (odlišnost přídatných materiálů je barevně vyznačena).....	83
Tabulka 44: Legenda přídatných materiálů (návaznost na Tab. 30)	85

1 Úvod

Využití vodní energie se stalo neodmyslitelnou součástí energetického mixu v České republice a má značný ekonomický i environmentální význam. Podle statistik se obnovitelné zdroje v současnosti podílejí na výrobě elektřiny v České republice zhruba 13 %. Z tohoto podílu má vodní energie značný význam a představuje přibližně 23 % z celkové produkce obnovitelné elektřiny v zemi, což činí přibližně 2,41 terawatthodin. V současnosti je v ČR v provozu asi 250 vodních elektráren, které společně tvoří důležitou součást energetické infrastruktury. Tyto vodní elektrárny využívají přítoků řek a vodních toků ke generování elektřiny. Představují tak spolehlivý a čistý zdroj energie, který přispívá k snižování emisí skleníkových plynů a ochraně životního prostředí. Vzhledem k jejich strategickému významu je nezbytné zajistit jejich správnou funkčnost a efektivitu, což zahrnuje také řádnou údržbu a opravy klíčových prvků vodních elektráren - vodních turbín. [49]

Problematikou spojenou právě s opravami defektů vodních turbín se zabývá tato diplomová práce, která vznikla na základě projektu Materiály a diagnostika pro pokročilé energetické aplikace, jehož zadavatelem je Technologická agentura ČR - Národní centrum pro energetiku. Projekt byl realizován v rámci spolupráce několika renomovaných českých institucí, mezi které patří CVŘ, ZČU, ČEZ, VŠB-TUO, ČVUT, VUT a VZU. Tato práce spadá pod dílčí projekt, který se věnuje řešení heterogenních svarů a oprav svařováním exploatovaných těles v energetickém průmyslu. Konkrétně se jedná o opravy defektů funkčních ploch vodních strojů metodou TIG.

Cílem této diplomové práce je zhodnotit kvalitu svarových spojů z korozivzdorné oceli COR13-4, která patří mezi martenziticko-feritické korozivzdorné oceli a je využívána v energetickém sektoru pro výrobu součástí těles vodních turbín. Hlavní problematikou, kterou se tato práce zabývá, je reakce základního materiálu COR13-4 s různými typy přídavných materiálů o různém chemickém složení, vývoj mikrostruktury v TOO a mechanické vlastnosti těchto svarů v závislosti na vneseném teplu při svařování. Řešená problematika se odráží od dílčí problematiky oprav kavitačního poškození na povrchu vodních energetických těles (např. lopatky vodních turbín), jež byla v tomto případě prováděna metodou svařování 141 (TIG). Hodnocení kvality svarových spojů s přídavnými materiály o různém chemickém složení by mělo pomoci k určení vhodných přídavných materiálů pro aplikaci na opravy defektů u těles vodních turbín svařováním metodou TIG. V experimentální části práce byla provedena metalografická hodnocení a mechanická testování na třech sadách vzorků. Každá sada vzorků byla svařena s jinými přídavnými materiály, a to ze skupiny korozivzdorných austenitických ocelí, martenziticko-feritických ocelí a duplexních feriticko-austenitických ocelí. Vlastnosti svarových spojů byly posouzeny na základě mikrostrukturních analýz a vybraných mechanických zkoušek.

2 Korozivzdorné oceli vhodné k aplikaci pro tělesa vodních turbín

V úvodní kapitole se pojednává o korozivzdorných ocelích vhodných pro aplikaci při výrobě těles vodních turbín. Vodní turbíny jsou klíčovými prvky výroby elektrické energie z vodního proudu a vyžadují materiály, které jsou odolné vůči koroznímu působení vody a zároveň splňují specifické technické požadavky. Pro výrobu těles vodních turbín se používají různé typy korozivzdorných ocelí na které jsou kladeny různé požadavky. Z hlediska chemického složení tyto oceli obsahují nejméně 10,5 % chromu, díky čemuž se zvyšuje jejich odolnost vůči korozi. Korozivzdorná ocel vykazuje také vysokou pevnost a tvrdost, takže je skvělou volbou pro prvky vodních turbín, které jsou vystaveny velké míře opotřebení. Kromě toho je relativně lehká, což usnadňuje její přepravu a instalaci. V podkapitolách níže jsou detailněji popsány specifické požadavky, které jsou kladeny na vodní turbíny a jejich materiály. Dále je zde uvedeno hlavní rozdělení nepoužívanějších ocelí pro tělesa vodních turbín, jejich chemické složení a stručný popis. V poslední podkapitole je uvedena detailní charakteristika oceli COR 13-4, kterou se tato práce převážně zabývá.

2.1 Požadavky na oceli pro tělesa vodních turbín

Před detailnějším pojednáním o specifických typech ocelí, které se využívají pro výrobu vodních turbín, je nutno zmínit požadavky, které musí samotné vodní turbíny splňovat v provozu vodních elektráren. Bez ohledu na typ musí každá vodní turbína splňovat základní technické požadavky.

Mezi požadavky na vlastnosti vodních turbín patří: [1] [2] [3]

- Vysoká účinnost
- Trvanlivost a spolehlivost
- Nízké nároky na údržbu
- Schopnost zvládnout široký rozsah průtoků a převýšení
- Vhodnost pro agresivní prostředí a korozivní vodní podmínky
- Nízká úroveň hluku a vibrací
- Nákladová efektivita

V technické směrnici pro vývoj malých vodních elektráren vydané organizací UNIDO (United Nations Industrial Development Organization) jsou dále uvedeny základní požadavky na vlastnosti materiálu, které musí být splněny pro využití tohoto materiálu na výrobu vodních turbín:

Požadavky na materiál vodních turbín zahrnují: [1] [2]

- Vysoká pevnost a houževnatost
- Odolnost proti korozi
- Dobrá odolnost proti opotřebení
- Vysoká rozměrová stabilita
- Dobrá odolnost proti únavě
- Nízký koeficient tepelné roztažnosti
- Nízká nákladová náročnost

Další konkrétní požadavky na materiál pro dané vodní turbíny dále závisí na typu a konstrukci turbíny, vodním zdroji a provozních podmínkách vodní elektrárny.

2.2 Rozdělení nejčastěji používaných ocelí pro výrobu těles vodních turbín

Jak již bylo řečeno, nejvíce využívanou ocelí pro výrobu vodních turbín je korozivzdorná ocel. Tento materiál má díky kombinaci vysoké korozní odolnosti a pevnosti jedinečnou schopnost odolávat náročným podmínkám v různých prostředích. Ocel s touto schopností je tak ideální pro aplikaci při výrobě těles vodních turbín, které jsou během provozu nepřetržitě vystavovány nepříznivým vlivům v korozním prostředí. Použití korozivzdorné oceli v této oblasti tak napomáhá zajistit spolehlivý a dlouhodobý výkon při provozu vodních elektráren a přispívá k účinnosti a udržitelnosti procesu výroby energie. [4] [5]

K této aplikaci lze využít všechny tři typy korozivzdorné oceli, a to jak austenitickou a feritickou, tak i martenzitickou.

Nejpoužívanějším typem korozivzdorné oceli v této oblasti je však ocel austenitická. Tato ocel je považována za primární díky své vynikající odolnosti proti korozi, vysoké houževnatosti, tažnosti a snadné výrobě. Austenitická ocel má dále také dobrou svařitelnost a dokáže si zachovat své mechanické vlastnosti i při kryogenních teplotách. Všechny tyto vlastnosti dělají tento typ oceli ideální pro použití v drsném a vlhkém prostředí, které hraje hlavní roli při běžném provozu vodních turbín.

Dalším typem oceli, jak již bylo zmíněno, jsou korozivzdorné oceli martenzitické a feritické. Tyto oceli jsou také využívány pro výrobu vodních turbín. Z několika hledisek jsou však méně vhodné než austenitická korozivzdorná ocel. Srovnáme-li vlastnosti austenitické oceli s ocelí martenzitickou a feritickou, liší se nám hned několika důležitými vlastnostmi. Tyto oceli mají nižší odolnost proti korozi, nižší houževnatost, tažnost a jsou náchylnější k praskání a korozi pod napětím. Kromě toho mají omezenou svařitelnost a nemusí si vždy zachovat své mechanické vlastnosti při nízkých teplotách. [6]

Ukázka nejvyužívanějších ocelí vhodných k aplikaci pro výrobu vodních turbín:

Austenitické korozivzdorné oceli:

a) Ocel AISI 304

Jednou z nejčastěji používaných austenitických korozivzdorných ocelí pro vodní turbíny je ocel AISI 304. Ocel AISI 304 je nízkouhlíková slitina s minimálním obsahem 17 % chromu a 8 % niklu, chemické složení viz Tab. 1.

Tato ocel je nemagnetická a má vynikající odolnost proti korozi, takže je ideálním vstupním materiálem pro výrobu vodních turbín. Mezi další vlastnosti oceli AISI 304 patří dobrá svařitelnost a vysoká tvárnost - lze ji snadno tvarovat do složitých tvarů, což z ní činí ideální volbu pro složité součásti vodních turbín. Tato ocel se vyznačuje také odolností vůči vysokým teplotám, což ji činí vhodnou pro použití v horkých vodních turbínách. Díky své všestrannosti a jedinečné kombinaci vlastností se ocel AISI 304 hojně využívá v různých průmyslových odvětvích, včetně odvětví obnovitelných zdrojů energie. [7]

Tabulka 1: Značení a chemické složení oceli AISI 304 [50]

Číslo materiálu W. Nr.	Značení oceli dle ČSN EN 10027-1						AISI
1.4301	X5CrNi18-10						304
Chemické složení [hm. %]							
C	Cr	Ni	Mn	Si	P	S	N
max 0,07	17–19,5	8 – 10,5	max 2	max 1	max 0,045	max 0,015	max 0,11

b) Ocel AISI 316

Ocel AISI 316 (značení dle ČSN EN 10027-1 viz Tab. 2) patří, stejně jako ocel AISI 304, mezi nejpoužívanější austenitické korozivzdorné oceli. Svými vlastnostmi a chemickým složením, viz Tab. 2, se velice podobá oceli AISI 304. Mezi její hlavní vlastnosti patří výborná korozní odolnost, svařitelnost, vysokoteplotní odolnost a dobrá tvárnost. Molybden obsažený v oceli poskytuje lepší korozní vlastnosti, než je tomu u oceli AISI 304. Zvýšená korozní odolnost se projevuje zejména při mezikrystalové a štěrbinové korozi a pittingu v prostředí chloridů. [7]

Tabulka 2: Značení a chemické složení oceli AISI 316 [50]

Číslo materiálu W. Nr.	Značení oceli dle ČSN EN 10027 -1						AISI	
1.4401	X5CrNiMo17-12-2						316	
Chemické složení [hm.%]								
C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	N
max 0,07	16,5 –18,5	10 – 13	2 – 2,5	max 2	max 1	max 0,045	max 0,015	max 0,11

Martenzitické korozivzdorné oceli:

a) Ocel AISI 410

Nejběžněji používaná třída martenzitické oceli k výrobě vodních turbín je ocel AISI 410, což je martenzitická nerezová ocel s nízkým obsahem uhlíku. Značení dle ČSN EN 10027-1 viz Tab. 3.

Ocel AISI 410 má vynikající odolnost proti korozi, dobrou pevnost a tažnost. Dále je také poměrně snadno obrobitelná a svařitelná. Všechny tyto vlastnosti z ní činí ideální materiál pro součásti vodních turbín. Chemické složení oceli je uvedeno v Tab. 3.

Tabulka 3: Značení a chemické složení oceli AISI 410 [50]

Číslo materiálu W. Nr.	Značení oceli dle ČSN EN 10027-1					AISI	
1.4006	X12Cr13					410	
Chemické složení [hm. %]							
C	Cr	Ni	Mn	Si	P	S	
0,08 – 0,15	11,5 – 13,5	max 0,75	max 1,5	max 1	max 0,040	max 0,030	

Martenziticko – austenitické korozivzdorné oceli COR:

V současné době jsou v energetice a to zejména v oblasti vodní energetiky využívány oceli řady COR. Oceli COR se řadí mezi nízkouhlíkové martenziticko-austenitické korozivzdorné oceli, které obvykle obsahují 12 – 14 % Cr a 3,5 – 4,5 % Ni. Chemické složení těchto ocelí zajišťuje výborné mechanické vlastnosti a vysokou korozní odolnost, a to i v agresivnějším prostředí. Tato ocel má však horší svařitelnost a obrobitelnost než předchozí zmíněné oceli AISI 304, 306 a 410. [29]

Mezi oceli COR patří oceli značené dle ČSN EN 10027-1 takto: X3CrNiMo13-4-1, X3CrNi13-6 a X3CrNi13-4. Tyto oceli se nepatrně liší chemickým složením, to má však vliv jak na mechanické, tak i fyzikální vlastnosti. [8]

a) X3CrNiMo13-4-1

Ocel X3CrNiMo13-4-1 (chemické složení viz Tab. 4) obsahuje na rozdíl od oceli X3CrNi13-6 a X3CrNi13-4 také molybden, který zvyšuje korozní odolnost a pevnost při vyšších teplotách a tlacích. Nevýhodou je však její cenová dostupnost. Z tohoto hlediska jsou pro aplikace v praxi vhodnější oceli X3CrNi13-6 a X3CrNi13-4, které mají sice nižší korozní odolnost, ale jsou cenově dostupnější a v praxi dostačující.

Tabulka 4: Značení a chemické složení oceli AISI COR3

Číslo materiálu W. Nr.	Značení oceli dle ČSN EN 10027-1					AISI		
1.4313	X3CrNiMo13-4-1					COR3		
Chemické složení [hm. %]								
C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	N
max 0,05	12 - 14	3,5 – 4,5	0,3 – 0,7	max 1,5	max 0,7	max 0,040	max 0,015	min 0,020

V této práci se dále projednává více do detailu ocel **X3CrNi13-4**, která se právě v praxi využívá pro výrobu těles vodních turbín nejčastěji. Vyvážení poměru mechanických a fyzikálních vlastností je v porovnání s cenovou dostupností dostačující pro spolehlivý a bezpečný provoz vodních turbín.

2.3 Ocel COR 13-4

2.3.1 Charakteristika oceli

Tabulka 5: Značení oceli COR 13-4

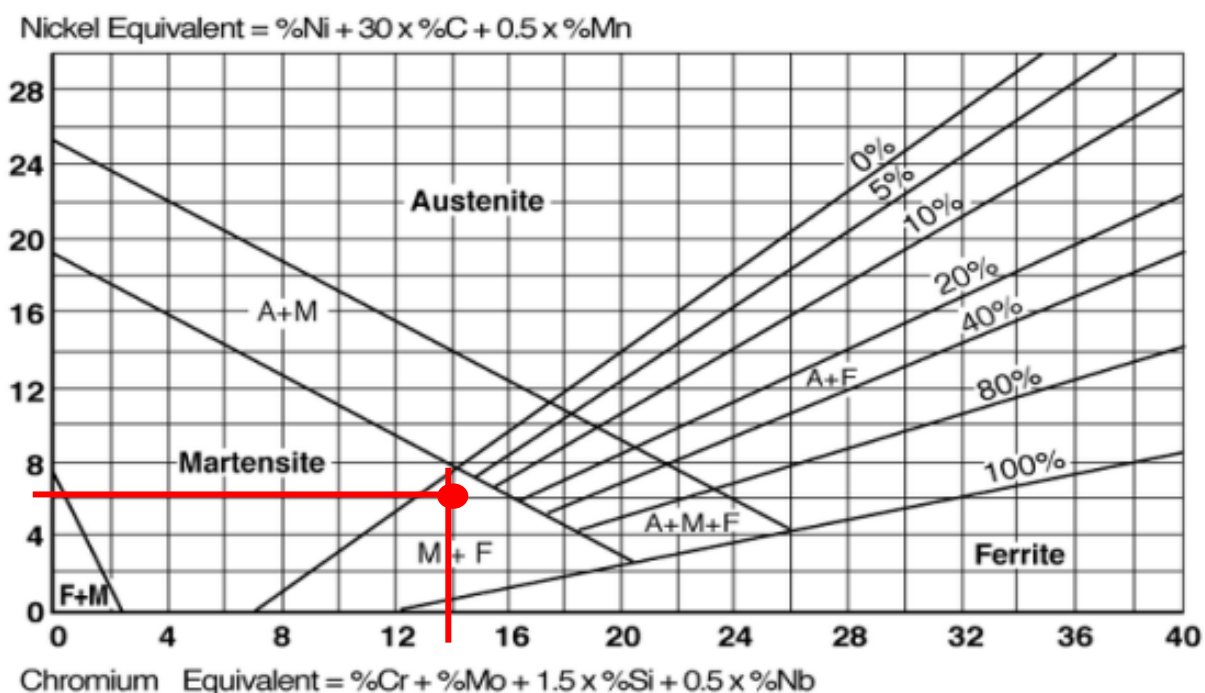
Značení oceli	Značení oceli dle ČSN EN 10027-1	AISI
COR 13-4	X3CrNi13-4	COR1

Ocel COR 13-4 obsahující 13 % Cr a 4 % Ni patří do skupiny měkkých **martenziticko-feritických korozi-vzdorných** ocelí. Tyto oceli se běžně používají pro výrobu součástí vodních turbín. Chemické složení oceli dle materiálového listu viz Tab. 6. [9]

Tabulka 6: Chemické složení oceli COR 13-4

Značka oceli	Chemické složení [hm. %]							
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S
COR 13-4	max.0,05	12–14	3,5 – 4,5	0,3 – 0,7	max 1,5	max 0,7	max 0,04	max 0,015

Dle Schaefflerova diagramu lze pomocí výpočtu ekvivalentu Ni a Cr znázornit strukturu oceli COR13-4 viz Obr. 1. Struktura této oceli je tedy, jak již bylo psáno, **martenziticko – feritická**.



Obrázek 1: Schaefflerův diagram - Ocel COR13-4 [4]

Mezi základní vlastnosti tohoto materiálu patří:

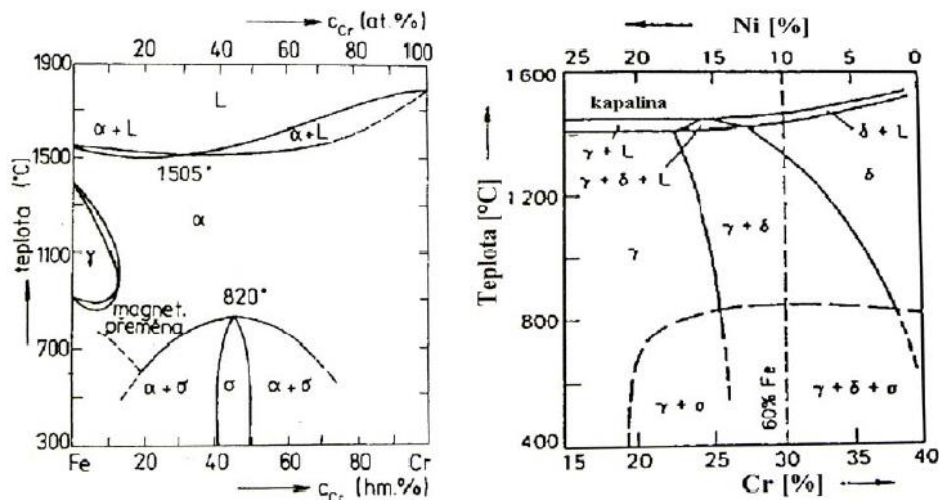
- Vysoká tvrdost a pevnost [11]
- Dobrá odolnost vůči korozi a kavitační erozi [9]

- Snadná slévatelnost [9]
- Dobrá svařitelnost [9]
- Náchylnost k trhlinám za studena [11]
- Lepší plastické vlastnosti (v porovnání s martenzitickými korozivzdornými oceli bez Ni) [6]

Prvky obsažené v oceli COR 13-4:

1. Chrom [12] [13] [15] [7]

- feritotvorný prvek
- stabilizuje austenitickou matici
- pasivace oceli při přibližném obsahu chromu v tuhém roztoku matrice 12 hm. %
- zvyšuje prokalitelnost materiálu
- při obsahu téměř 25 % Cr v oceli je podporována tvorba tvrdé a křehké intermetalické fáze
- s rostoucím obsahem Cr narůstá odolnost materiálu vůči korozi v oxidačních prostředích
- za normálních teplot (pokojová teplota) chemicky odolný a stálý
- zvyšuje odolnost proti oxidaci za vyšších teplot (vliv na tvorbu okují)
- zvyšuje náchylnost ke křehnutí oceli při teplotách okolo 475 °C



Obrázek 2: Levá část obrázku řez binárním diagramem Fe-Cr, pravá část obrázku řez ternárním diagramem Fe-Ni-Cr [10]

2. Nikl [12] [13] [15] [16] [17]

- austenitotvorný prvek
- stabilizuje austenitickou matici
- zvyšuje korozní odolnost matrice v redukčních kyselinách
- zlepšuje repasivační schopnost (zejména v redukčním prostředí)
- zvyšuje korozní odolnost v minerálních kyselinách
- podporuje tvářitelnost oceli
- snižuje teplotu, při které probíhá martenzitická přeměna
- zvyšuje houževnatost matrice materiálu
- zvyšuje žáruvzdornost

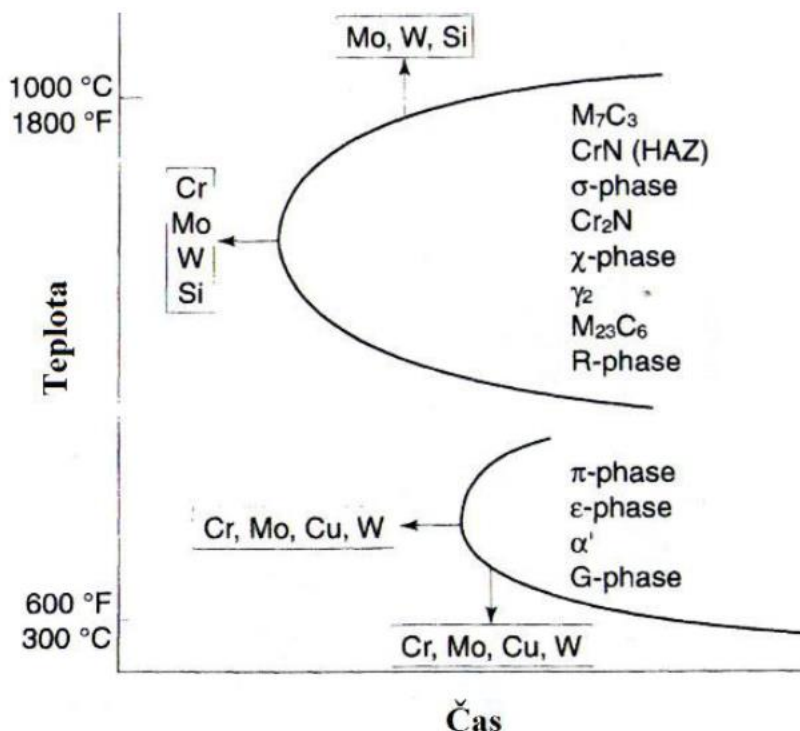
3. Uhlík [17]

- ovlivňuje náchylnost oceli k mezikrystalové korozi
- ovlivňuje pevnost
- tvorba karbidů (nežádoucí – ovlivňuje korozní odolnost – prvky vázané v karbidech nereagují s kyslíkem – nevzniká pasivační vrstva)

4. Molybden [12] [13] [15] [17]

- feritotvorný prvek
- umožňuje tvorbu Lavesových fází
- zvyšuje korozní odolnost ve všech prostředích zejména vůči štěrbinové a bodové korozi
- zvyšuje odolnost proti transkrystalické korozi
- zvyšuje odolnost proti pittingu
- do značné míry odolnost vůči korozi v chloridových roztocích
- zvyšuje žárupevnost a žáruvzdornost materiálu
- při jeho přítomnosti ve struktuře oceli je nutné pro zachování austenitické struktury zvýšit podíl některého austenitického prvku např. niklu.
- stabilizuje pasivační vrstvu

Martenziticko-feritická ocel se řadí mezi duplexní oceli. U těchto ocelí je nutno dbát na správně chemické složení, jelikož zde po tepelném zpracování dochází ke vzniku dvoufázové struktury. Pro dosažení správných mechanických vlastností a dobré korozní odolnosti je tedy důležité, aby zde bylo dostatečné množství jak austenitotvorných prvků, tak i feritotvorných. Při vzniku této struktury je nutno dbát také na jednotlivé prvky, které mají vliv na tvorbu precipitátů sekundární fáze. Obecně lze tyto prvky rozdělit podle toho, jakým způsobem ovlivňují vznik precipitátů ve struktuře dvoufázových ocelí. Na grafu níže viz Obr. 3 lze pozorovat tento vliv více detailněji. Kombinace některých prvků rozšiřuje oblast precipitace při nižších teplotách a delší výdrži, některé zas při vyšších teplotách na kratších časech výdrže. [15]



Obrázek 3: Schematické znázornění vlivu jednotlivých prvků na tvorbu precipitátů ve struktuře oceli [15]

Martenzitické oceli s obsahem 13 % Cr a 4 % Ni obsahuje přeměněný austenit (v některých případech až 25 %), který může mít vliv na chování slitin při šíření únavových trhlin nebo také na chování slitiny při vícenásobných (opakovaných) opravách svařováním. [21]

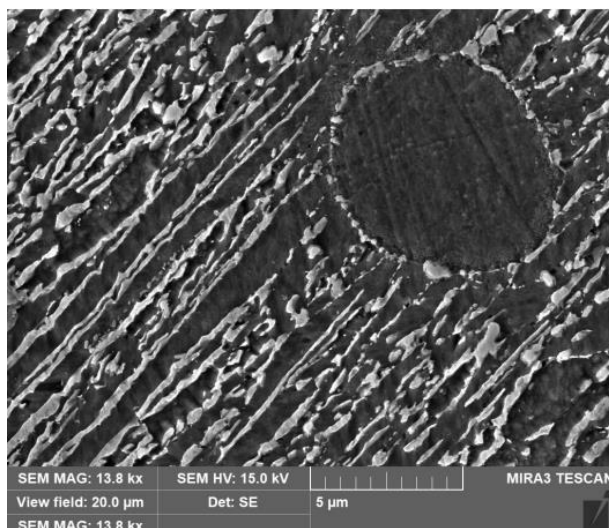
Zmíněná ocel je za pokojové teploty tvořena především latkovým martenzitem. Mimo jiné může dále také obsahovat malé množství δ -feritu. Nutno říci, že množství δ -feritu není příliš závislé na rychlosti ochlazování z kalicí teploty této oceli. Pro chrom-niklové oceli lze podíl δ -feritu v oceli vypočítat za pomoci **Séferianova vzorce**, viz rovnice (1). [14]

Séferianův vzorec:

$$\delta_{ferit} = 3 * (Cr_F - 0,93 * Ni_F - 6,7) [\%] \quad (1)$$

Nejčastější využití této oceli je ve stavu popuštěném. Při teplotách 565 – 620 °C u ní běžně dochází k částečné přeměně martenzitu zpět na strukturu austenitu, jenž má velice jemnou strukturu (lze zkoumat pomocí metod elektronové mikroskopie viz Obr. 4). Nikl obsažený v matici materiálu se do takto vzniklé struktury austenitu postupně rozpouští - stabilizace při pokojové teplotě. [9]

Opětovný ohřev materiálu na vyšší teplotu je z materiálového hlediska nežádoucí, jelikož při ochlazování z dané teploty by opět došlo k rozpadu již vzniklého austenitu na strukturu martenzitu. [9]



Obrázek 4: Struktura oceli COR 13-4: Popuštěný martenzit (černá část mezi bílými lamelami austenitu), delta ferit (černá kruhová) a austenitem (bílé jehlice) [9]

2.3.2 Stukturní fáze

Ocel COR13-4 může ve své struktuře obsahovat hned několik fází. Na rozdíl od klasické fáze martenzitu, austenitu či δ -feritu jsou zde i možnosti výskytu sigma fáze, zbytkového austenitu či karbidů. V následujících řádcích budou popsány podmínky výskytu těchto fází, jejich vlastnosti a dopady na celkový stav oceli.

a) Fáze δ -feritu

Strukturní fáze δ -ferit, označována také jako vysokoteplotní fáze, vzniká při tuhnutí svarového kovu přímo z taveniny. Tvoří intersticiální tuhý roztok, jehož metalografická mřížka je kubická prostorově středěná, stejně jako u běžného feritu. V důsledku většího mřížkového parametru se však rozpustnost delta feritu od klasického feritu liší, a to tak, že při teplotě 1499 °C vykazuje maximální rozpustnost 0,1 %. Pro porovnání, klasický ferit vykazuje při teplotě 727 °C maximální rozpustnost 0,02 %. [23]

Ve spojitosti s tématem této diplomové práce a zvážením vlivů delta feritu na technologii svařování, je obecně zjištěno následující tvrzení.

Koncentrace této fáze by se ve svarovém kovu měla pohybovat v rozmezí 2-6 hm. % (při pokojové teplotě). V základním materiálu pak přibližně okolo 3 hm. %. V případě překročení tohoto podílu obsahu delta feritu ve svarovém spoji (svarový kov – více jak 6 hm. %, základní materiál – více jak 3 hm. %), podporuje vznik křehké fáze sigma, snižuje korozní odolnost a houževnatost při pokojové teplotě. Dále také může zvyšovat náchylnost k tvorbě trhlin za tepla. [14]

b) Fáze sigma σ

Sigma fáze je označován jako škodlivý, nemagnetický precipitát s tetragonální strukturou, obohacený o Cr (až 50 hm. %) a Mo. Tento precipitát, který vzniká mezi 650 a 1000 °C, způsobuje výrazné křehnutí materiálu. Výrazně mění mechanické vlastnosti a korozní odolnost oceli. V praxi je takřka nemožné se tomuto jevu při chladnutí svaru úplně vyhnout. V některých případech může sigma fáze tvořit až 40 % struktury. [24] [25]

Vzniká v systémech Fe-Cr a obsahuje atom Fe a atom Cr. Nejčastěji se vyskytuje u ocelí s obsahem chromu vyšším než 20 %. Tato fáze je závislá na obsahu chromu, jelikož se se snižujícím se obsahem Cr v oceli zvyšuje potřebná doba výdrže na daných teplotách.

Prvky podporující formaci sigma fáze jsou Mo, Si, a Mn - snižují obsahy chromu potřebného pro její tvorbu a také prodlužují čas potřebný pro rozpuštění sigma fáze během žhání. Nikl, který vyvolává formování γ , koncentruje předchozí prvky do zbývajících feritu a tím podporuje jeho přesycení a vznik α . Proto se také sigma fáze objevuje i v ocelích s vyšším podílem austenitu. [22] [26]

Při vylučování sigma fáze dochází k růstu křehkosti, meze kluzu a tvrdosti. Naopak dochází k poklesu houževnatosti, tažnosti a pevnosti. Větší množství sigma fáze také mění charakter lomu z transkrystalického na interkrystalický. Zároveň tvoří souvislé řady ostrůvků na hranicích zrn feritu, které mohou být napadány korozí. Sigma fáze se může dále tvořit také na karbidech chromu jejich oduhličením a rozpuštěním nebo také ve svarech. Dalším vlivem na tvorbu této fáze je velikost zrna, kdy je sklon k tvorbě vyšší u jemnozrnných struktur. [22] [26]

Možné odstranění sigma fáze se provádí pomocí rozpouštěcího žhání, kdy s vyššími teplotami roste podíl feritu a tím se v něm snižují koncentrace prvků podporující vznik samotné sigma fáze. To negativně ovlivňuje její formování ve struktuře.

Sigma fáze vzniká rychleji při ohřívání materiálu na vyšší teploty, než při ochlazování. Výjimkou je pomalé ochlazování pásmem zmíněných teplot (650 – 1000 °C), zde může dojít také snadno k její tvorbě.

2.4 Svařování martenziticko-feritických (martenziticko -austenitických) ocelí

2.4.1 Požadavky na svařování martenziticko-austenitických ocelí

Při svařování korozivzdorných chromových martenziticko-austenitických ocelí typu COR se používá teplota předehřevu 150 °C. Po svaření se materiál běžně ochladí na mezioperační teplotu 100 °C a následně se spoj popouští při teplotě 620 °C. Teplota Ac1, při které ocel COR mění svou krystalickou strukturu, se pohybuje mezi 650 - 680 °C. [10]

Pro zachování tvrdosti svarového spoje se během svařování používají přídavné materiály s podobným složením jako svařovaný materiál. Výhodou podobného chemického složení základního a přídavného materiálu je pak volba tepelného zpracování svarového spoje, které může být právě díky tomuto shodné. V některých případech se jako přídavný materiál používají austenitické materiály, a to například pro svařování martenzitických ocelí, kde hrozí vyšší náchylnost k praskání svaru vlivem vodíku. Vzhledem k náchylnosti těchto ocelí na tvorbu trhlin za studena, je vhodné provádět předehřev (přisoušení) elektrod a svařovat s použitím ochranných plynů, bez vodíku. [16] [27]

V Tab. 7 a Tab. 8 jsou uvedeny vhodné přídavné materiály pro svařování oceli COR13-4, které mají podobné chemické složení jako základní materiál. Mezi uvedenými přídavnými materiály jsou i austenitické typy ocelí.

Tabulka 7: Přídavné materiály vhodné pro svařování oceli COR 13-4 (1 část) [43]

Označení materiálu	Metoda svařování	Chemické složení svarového kovu					
		C	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)
PZ 6166	CAW*	<0,03	0,7	1,25	13	0,5	4,5
	Parametry svařování	Průměr drátu (mm)	Proud (A)	Napětí (V)	Rychlost podávání (mm/min)	Výkon svařování (kg/h)	
		1,2	150-350	18-34	5,3-16,4	2,2-7	
		1,6	150-450	18-39	2,4-11,2	1,8-10	
Označení materiálu	Metoda svařování	Chemické složení svarového kovu					
		C	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)
OK Autrod 410 NiMo	MMA**	<0,05	0,35	0,5	12,5	0,7	4,5
	Parametry svařování	Průměr drátu (mm)	Proud (A)	Napětí (V)	Rychlost podávání (mm/min)	Výkon svařování (kg/h)	Spotřeba plynu (l/min)
		1	80-190	16-24	2,9-8,4	1,1-3,1	15
		1,2	180-280	20-28	4,9-8,5	2,6-4,5	18

* Flux Cored Arc Welding - Tavné svařování plněnou elektrodou

** Manual metal arc welding - Ruční svařování elektrickým obloukem

Tabulka 8: Přídavné materiály vhodné pro svařování oceli COR 13-4 (2 část) [43, 44, 45]

Označení materiálu	Metoda svařování	Chemické složení svarového kovu					
		C	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)
WEL CO 2742	MICRO TIG	<0,02	0,85	1,75	19	-	9,5
	Parametry svařování	Průměr drátu (mm)	Proud (A)	Napětí (V)	Rychlost podávání (mm/min)	Výkon svařování (kg/h)	-
		0,2-0,6	-	-	-	-	
Označení materiálu	Metoda svařování	Chemické složení svarového kovu					
		C	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)
IMPROBOND 02_4316	MICRO TIG	<0,05	0,35	0,5	12,5	0,7	4,5
	Parametry svařování	Průměr drátu (mm)	Proud (A)	Napětí (V)	Rychlost podávání (mm/min)	Výkon svařování (kg/h)	Spotřeba plynu (l/min)

Označení materiálu	Metoda svařování	Chemické složení svarového kovu					
		C	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ni (%)
OK Tigrod 316L	TIG	0,4	-	-	-	-	-
	Parametry svařování	Průměr drátu (mm)	Proud (A)	Napětí (V)	Rychlost podávání (mm/min)	Výkon svařování (kg/h)	Spotřeba plynu (l/min)
		-	-	-	-	-	-

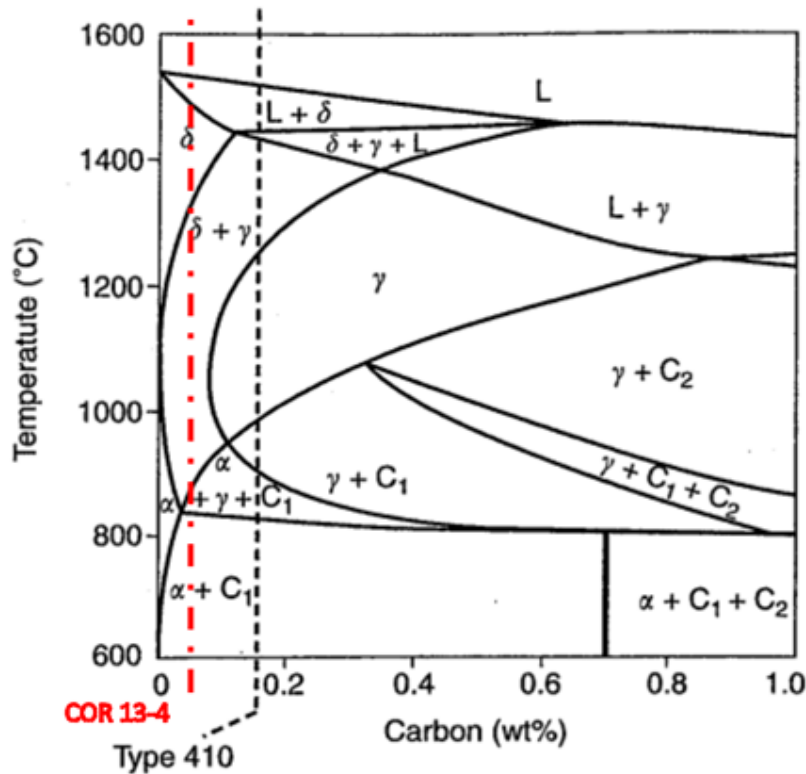
Z výše uvedených informací je patrné, že složení přídavných materiálů má výrazný vliv na fázové složení budoucího svarového spoje. Vznik strukturálních fází spojených s ohřevem a ochlazováním svařovaného materiálu je také ovlivněn rychlostí, tedy dynamikou procesu. Během klasického tepelného zpracování je například pro vznik karbidů potřeba teplota okolo 700-900 stupňů Celsia a doba prodlevy kolem 30 minut. Pro vznik strukturálních fází, jako je například fáze sigma nebo chí, jsou časy potřebné k jejich vytvoření různé (rámeček několika minut) a závisí na typu materiálu, přičemž u austenitických ocelí může trvat několik hodin. [28]

Vliv dynamiky svařovacího procesu může vést k vytvoření strukturálních fází i v případě nedodržení podmínky dlouhé časové výdrže na dané teplotě. V důsledku toho, že prvky nemají dostatek času na difúzi v tavenině a okolních difúzních zónách, mohou vznikat oblasti obohacené o prvky, jako jsou chrom, uhlík nebo molybden. Tyto prvky následně rozšiřují oblasti výskytu nežádoucích strukturálních fází a mohou umožnit jejich existenci i při pokojové teplotě svarového spoje. [28]

2.4.2 Metalurgie svarového spoje

Konečné vlastnosti martenzitických ocelí jsou nejvíce ovlivněny objemovým zastoupením uhlíku a chromu. Uhlík je důležitým prvkem pro tvorbu tvrdých a křehkých karbidů, což má vliv na pevnost a tvrdost materiálu. Chrom má významný vliv na odolnost proti korozi a oxidaci, což je důležité zejména pro aplikace v náročných podmínkách.

Níže lze vidět řez ternárním diagramem Fe-Cr-C pro ocel COR 13-4 (ocel s 13 hm. % zastoupením chromu), viz Obr. 5.



Obrázek 5: Řez ternárním diagramem Fe-Cr-C v oblasti 13 hm. % Cr. Červenou čarou je vyznačena přibližná oblast výskytu COR 13-4 [16]

Výše uvedený diagram nejlépe vystihuje chování martenzitických korozivzdorných ocelí během procesu svařování. Výsledná struktura oceli COR 13-4 při běžných podmínkách ochlazování obsahuje převážně martenzit s nízkým podílem δ -feritu. [16]

Pro správnou volbu teploty předehřevu u těchto ocelí je klíčové stanovení teploty M_S . Tuto teplotu lze vypočítat například pomocí Goochovy rovnice (rovnice 4). Pro určení správné teploty předehřevu je však vhodné použít více metod výpočtu a následně stanovit teplotu na základě nejvyšší vypočtené teploty M_S . [16]

Výpočet teploty M_S podle Goocha [16]:

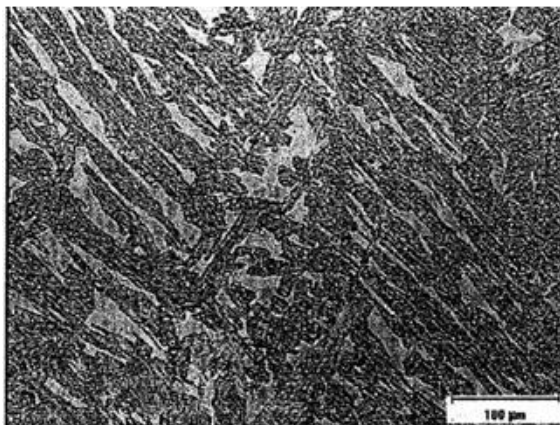
$$M_S(^{\circ}C) = 540 - (497 * C + 6,3 * Mn + 36,3 * Ni + 10,8 * Cr + 46,6 * Mo) \quad (4)$$

Pro COR 13-4: $M_S = 196,62^{\circ}C$

2.4.3 Hranice ztavení

U martenzitických korozivzdorných ocelí je běžné, že hranice ztavení tuhne jako delta ferit. V některých situacích pak může segregace uhlíku a dalších legujících prvků vést k tvorbě austenitu nebo kombinaci fází austenitu a feritu. Pro ocel COR 13-4 se přeměny na hranici tavení dají shrnout takto: z taveniny vzniká při dosažení teploty lidkvidu primární ferit (δ -ferit), a při dosažení teploty solidu se zbytek taveniny přemění na austenit. Strukturální fáze austenitu

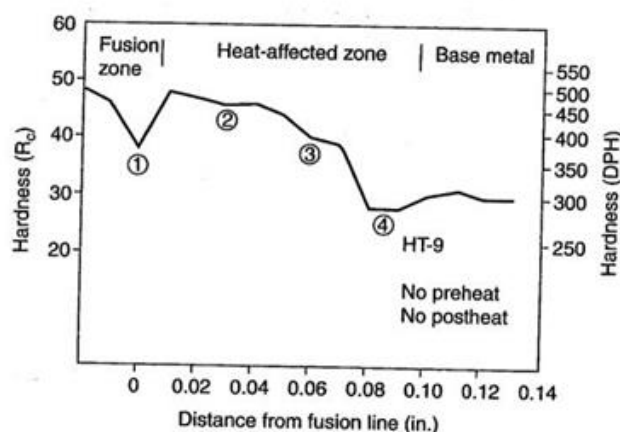
se dále při nižších teplotách přemění na strukturu martenzitu. Konečná struktura se pak může skládat převážně z martenzitu a malého množství δ -feritu, viz Obr. 6. [16]



Obrázek 6: Martenzitická struktura s určitým podílem zbytkového feritu. Tmavé oblasti jsou tvořeny martenzitem. Světlé oblasti podílem zbytkového feritu [8]

2.4.4 Teplem ovlivněná oblast (TOO)

Oceli s nízkým obsahem uhlíku mohou mít rozdělenou teplem ovlivněnou oblast TOO (HAZ) při svařování do čtyř hlavních oblastí, viz Obr. 7. První oblast se nachází přímo u hranice ztavení a při zvýšené teplotě obsahuje austenit s malým množstvím primárního feritu na jeho hranicích. Při ochlazení na pokojovou teplotu se austenit přemění na martenzit, v jehož mikrostruktuře je obsaženo určité množství feritu. Přítomnost feritu ve struktuře může zvýšit místní houževnatost této oblasti, jak je vidět na Obr. 7. [16]



Obrázek 7: Záznam průběhu mikrotvrdomosti přes teplem ovlivněnou oblast. Materiál 12Cr-1Mo-0.5W-0.3V-0.2C [16]

V druhé oblasti je struktura, vlivem zvýšené teploty, austenitická. Teplota v této oblasti je dostatečně vysoká na rozpuštění karbidů do strukturní fáze austenitu, což způsobuje hrubnutí zrn austenitu. Po ochlazení se tato oblast stává plně martenzitickou. Nárůst tvrdosti v této oblasti pak souvisí s rozpuštěním karbidů (uhlíku) ve fázi austenitu. [16]

V oblasti 3 se během svařování opět vyskytuje austenit. Teplota v této oblasti je však nižší než v oblasti 2, což má za následek neúplné rozpuštění karbidů. Výsledkem tohoto je, že zrnitost austenitu se nemění tak markantně. Díky nedokonalému rozpuštění karbidů ve struktuře austenitu dochází v této oblasti k menšímu nárůstu tvrdosti materiálu než v oblasti 2. [16]

V poslední oblasti, tedy v oblasti 4, je teplota již natolik nízká, že austenitická přeměna zde nenastává. Mikrostruktura v této oblasti odpovídá kalené a popuštěné struktuře. V této oblasti může dojít k hrubnutí karbidické fáze při teplotách mezi 800 a 950 °C. Toto hrubnutí může vést ke zvýšení houževnatosti v této oblasti a současně ke snížení tvrdosti, viz Obr. 7. [16]

2.4.5 Tepelné zpracování po svařování

Martenzitické oceli po svařování vyžadují tepelné zpracování s cílem popustit martenzitickou strukturu a snížit působící napětí ve struktuře svaru. Toto tepelné zpracování se obvykle provádí v teplotním rozmezí 480-750 °C, s některými případy použití teploty nižší než 200 °C.

Při tepelném zpracování do teploty 480 °C nedochází ke změně tvrdosti struktury materiálu, ale zvyšuje se jeho houževnatost a rozměrová stabilita po obrábění. Doba tepelného zpracování závisí na tloušťce svařovaného materiálu a obvykle trvá mezi 0,5-2 hodinami. U chromových ocelí může příliš dlouhá doba tepelného zpracování vést k tvorbě křehké fáze σ .

Pro prevenci vzniku trhlin způsobených vlivem vodíku (tzv. praskání za studena) je u martenzitických ocelí velmi důležité dbát na správnou teplotu předehřevu a teplotu interpass. U ocelí s nízkým obsahem uhlíku do 0,06 hm. % a supermartenzitických ocelí není nutné provádět předehřev a sledovat teplotu interpass u tenkých plechů. Pokud se však svařuje materiál o tloušťce nad 12 mm, je pak předehřev nutný alespoň na teplotu 120 °C.

Teploty předehřevu a interpass teploty závisí také na požadavku na transformaci struktury svaru do podoby martenzitu během procesu ochlazování. Aby se zabránilo vzniku povrchové vlhkosti, je minimální vhodnou teplotou obvykle 120 °C.

Při udržování teploty předehřevu a interpass teploty pod teplotou M_f se u svaru a teplem ovlivněné oblasti při svařování vytváří martenzitická struktura. Pokud je interpass teplota nastavena na hodnotu mezi teplotami M_s a M_f , struktura obsahuje určitý podíl austenitu, což vede k tvorbě nepopuštěného martenzitu během popouštění. V některých případech, zejména u ocelí s vyšším obsahem uhlíku a silných svarů, se požaduje udržování teploty interpass nad teplotou M_s , aby se zabránilo tvorbě martenzitu a vzniku vodíkových trhlin (praskání svaru za studena). Po dokončení procesu svařování se celý svar ochladí pod teplotu M_f a poté se struktura popouští. Cílem správně nastaveného procesu tepelného zpracování svaru je zvýšení jeho houževnatosti, viz Obr. 8. [16]

Alloy	410	410NiMo ^a	420	423L ^a	423Cr ^a	424A ^a
% C	0.08	0.05	0.23	0.15	0.15	0.09
% Mn	0.8	0.8	1.2	1.2	1.2	0.8
% Si	0.4	0.5	0.4	0.4	0.4	0.4
% Cr	12.5	13.0	13.0	11.5	13.5	13.0
% Ni	—	2.0	—	2.0	2.0	4.5
% Mo	—	1.0	—	1.0	1.0	1.0
% V	—	—	—	0.15	0.15	—
Hardness, Rockwell C						
As-welded	26	36	52	43	46	43
2 hours at 425°C (800°F)	25	39	48	42	45	41
2 hours at 480°C (900°F)	25	38	48	46	46	39
2 hours at 535°C (1000°F)	21	29	36	38	38	35
2 hours at 600°C (1100°F)	13	25	30	33	34	31
2 hours at 650°C (1200°F)	10	19	27	32	32	28
Tensile strength (ksi)						
After 425°C (800°F)	159	170	229	203	212	183
After 480°C (900°F)	164	159	198	205	205	184
After 535°C (1000°F)	118	132	151	168	172	149
After 600°C (1100°F)	111	124	141	160	156	138
After 650°C (1200°F)	104	117	128	153	153	143
Yield (ksi)						
After 425°C (800°F)	129	134	178	169	169	153
After 480°C (900°F)	121	132	125	149	163	156
After 535°C (1000°F)	97	115	118	143	142	127
After 600°C (1100°F)	94	105	117	144	125	113
After 650°C (1200°F)	86	89	106	124	123	106
Elongation (%)						
After 425°C (800°F)	3	7	2	4	6	10
After 480°C (900°F)	6	14	3	8	2	12
After 535°C (1000°F)	16	17	15	12	10	11
After 600°C (1100°F)	17	19	15	14	11	14
After 650°C (1200°F)	20	18	17	14	12	11

Obrázek 8: Ukázka vlivu tepelného zpracování na mechanické vlastnosti svařenců vyrobených z různých typů martenzitických ocelí [16]

2.4.6 Vliv vneseného tepla na jakost svarového spoje:

Ve studii pod názvem „A study on influence of heat input variation on microstructure of reduced activation ferritic martensitic steel weld metal produced by GTAW process“, která byla vydána v rámci vědecké publikace „Fusion Engineering and Design“, se vědci zabývali vlivem vneseného tepla (0,4; 0,5 a 0,6 kJ/mm) na martenzitickou transformaci u austeniticko-ferritických spojů. Z výsledků studie vyplývá, že při vyšších hodnotách vneseného tepla se v svarovém spoji zvyšuje teplem ovlivněná oblast (TOO) v porovnání s nižšími hodnotami vneseného tepla. Dále je možno uvést, že nižší ochlazovací rychlost nebo vyšší vnesené teplo zvyšuje množství martenzitu ve struktuře svarového spoje. To je výsledkem toho, že vyšší rychlosti ochlazování způsobují snížení hodnoty M_s . [18]

V další vědecké studii pod názvem „Dendrite evolution of delta (δ) ferrite and precipitation behavior of sigma (σ) phase during multipass dissimilar stainless steels welding“ byl zkoumán vliv vneseného tepla (0,45-0,81 kJ/mm) na mikrostrukturu martenziticko-ferritické struktury svarového spoje. Zkoumané svarové spoje byly vytvořeny různými technologiemi. Výsledky studie ukázaly, že množství vznikajícího δ -feritu během svařování závisí na rychlosti ochlazování. Zvýšení vneseného tepla nebo nižší rychlost ochlazování vede ke zvýšení objemu

transformovaného δ -feritu. Naopak, při použití pulsního módu nebo svařování bez přehřevu nebyla přítomnost δ -feritu ve struktuře svarového spoje z martenziticko-feritické oceli pozorována. [19]

Vznik sigma fáze je obvykle spojen s oblastmi obsahujícími delta ferit, respektive na rozhraní mezi delta feritem a austenitem, jelikož tyto oblasti obsahují více chromu než jejich okolí. [20]

Pro zachování korozní odolnosti, pevnosti a houževnatosti svaru při pokojové teplotě a snížení náchylnosti k tvorbě trhlin za tepla je žádoucí snížit podíl δ -feritu v jeho struktuře na méně než 6 hm. %. Při vyšším podílu této fáze dochází k vytvoření křehké fáze σ , což snižuje korozní odolnost svaru. K posouzení náchylnosti ocelí k tvorbě této vady se používají kritéria L a ΔH , která jsou uvedena v rovnicích 2 a 3. [14]

$$L = 299 * C + 8 * Ni + 142 * Nb - 5,5 * \delta Fe \% - 105 \quad (2)$$

$$\Delta H = -700 * C + 17 * Cr - 37 * Ni - 117 * Nb + 29 * Mo + 188 \quad (3)$$

Podmínka pro náchylnost oceli ke vzniku tepelných trhlin: $L > 0$ a $\Delta H < 100$ [14!]

Pro ocel COR 13-4 o chemickém složení viz Tab.6 platí následující závislost:

$$L = -33,2$$

$$\Delta H = 162,4$$

Mezi prvky, které podporují tvorbu této fáze, patří prvky Si, Mo, Nb, Ti a Al, které jsou feritotvorné, nebo prvky, jako je Ti, Zr, Nb a Ta, které mají schopnost vytvářet karbidy – karbidotvorné prvky. Tvorba této fáze může být také způsobena místním obohacením fáze α nebo přesycením chromem při rychlém ochlazení. Podíl a tvar (morfologie) této fáze závisí na velikosti zrn matrice oceli. V jemnozrnných strukturách se tato fáze vyskytuje v nesouvislých útvarech na hranicích zrn. Tato fáze se vyskytuje zejména u ocelí s obsahem chromu vyšším než 10 hm. %. [14]

3 Mechanismy poškození a degradační procesy u prvků vodních turbín

3.1 Úvod do problematiky

Diplomová práce se zaměřuje na hodnocení svarových spojů oceli COR 13-4, která se hojně využívá jako vstupní materiál pro výrobu vodních turbín. Jak již bylo řečeno v úvodu, tematika, která se zde řeší, je úzce spjata také s problematikou defektů v tělesech vodních turbín. Vodní turbíny jsou klíčovým prvkem hydroenergetických elektráren, které přispívají k udržitelnému a ekologickému vývoji naší společnosti. Nicméně častým problémem, kterému musí energetické společnosti čelit, jsou defekty a poškození těles vodních turbín. Tyto defekty mohou být způsobeny různými mechanismy, včetně eroze, korozního poškození, únavy a kavitace. Zmíněné procesy mohou vést k vážným důsledkům, jako je například snížení výkonu nebo dokonce i havárie turbíny. Z tohoto důvodu je důležité se problematikou defektů v tělesech vodních turbín zabývat, hledat možnosti, jak minimalizovat riziko jejich vzniku a také možnosti případné nejefektivnější a nejekonomičtější opravy.

Tato kapitola bude zaměřena na obecné mechanismy poškození a degradační procesy, které mohou vést ke vzniku defektů v tělesech vodních turbín. Následně bude podrobněji popsána kavitace, její vznik, vliv na materiály a mechanismy, které jsou zodpovědné za její vznik. Bude také diskutována možnost detekce a prevence těchto poškození, aby bylo možné minimalizovat riziko poruch a zajištění bezpečnosti a spolehlivosti provozu vodních turbín.

3.2 Mechanismy poškození

Mechanismů poškození, které vedou ke vzniku defektů v tělesech vodních turbín, může být hned několik. Mezi hlavní z nich patří kavitace, eroze, koroze a únava materiálu. Tyto mechanismy jsou způsobeny různými faktory, jako jsou vibrace, korozní procesy nebo zatížení materiálu. Každý z těchto mechanismů má své specifické charakteristiky a následky, a proto je podstatné jim věnovat pozornost a porozumět jim. Tato podkapitola se proto podrobněji zaměřuje na zmíněné mechanismy, s cílem lépe porozumět vlivům každého z nich na materiál tělesa turbín. [30] [31]

3.2.1 Eroze

Eroze je proces, při kterém dochází k postupnému odstraňování materiálu z povrchu součásti v důsledku opakované deformace a tření. Turbíny ve vodních elektrárnách jsou náchylné k erozivnímu opotřebení, které je způsobeno vysokou rychlostí proudění. Toto proudění je navíc doprovázeno dopadem abrazivních sedimentů na povrch turbín, a to například sedimenty, které narušují vrstvu oxidového povlaku na povrchu těles. Okamžité poškození oxidových vrstev může vést ke vzniku povrchových nerovností materiálu, což může následně vést k účinkům kavitačního typu opotřebení turbín. [30]

Erozivní opotřebení těles vodních turbín je složitý jev, který závisí na různých parametrech, jako je velikost, tvrdost a koncentrace sedimentů vody, rychlost proudění vody a vlastnosti základního materiálu. Pokud dojde k nárůstu erozivního opotřebení, snižuje se účinnost turbíny a může vést až k jejímu úplnému vyřazení z provozu. [31]

Z výše zmíněných důvodů je zde neustálá snaha o prevenci či snížení pravděpodobnosti vzniku eroze v provozu vodních elektráren. Existuje hned několik metod, kterými lze minimalizovat

vliv eroze (sedimentů, které erozi způsobují) na tělesa vodních turbín. Vliv sedimentů na tělesa vodních turbín a jejich součásti lze minimalizovat na přijatelnou mez následujícími opatřeními: [31]

- Výstavbou stavebních konstrukcí, jako jsou hráze a odkalovací komory
- Monitorování koncentrace sedimentů proudících do elektrárny
- Nátěry pro zvýšení odolnosti proti erozi
- Správným výběrem materiálů pro turbínu a její součásti

3.2.2 Koroze

Koroze je nežádoucí jev, který je založen na postupném, samovolném rozrušování materiálu, které je vyvoláno chemickými nebo elektrochemickými reakcemi mezi materiálem a prostředím. Tento proces vede ke zhoršení mechanických a fyzikálních vlastností materiálu, což se často projevuje změnou vzhledu a dokonce úplným rozpadem materiálu. [32]

Koroze u vodních turbín vzniká převážně v důsledku reakce povrchu materiálu trubiny s vodou nebo parou obsahující kyslík. V důsledku toho může dojít ke snížení výkonu turbíny a zkrácení její životnosti. U vodních turbín se koroze vyskytuje hlavně na povrchu lopatek a kovových komponentů, které jsou vystaveny vodě nebo vlhkému prostředí.

Nejčastější typy koroze vznikající v tělesech vodních turbín: [33]

a) Mezikrystalová koroze

Mezikrystalová koroze je jednou z forem nerovnoměrné koroze, která se vyskytuje především u korozivzdorných ocelí, které jsou tepelně zpracovány. Hlavní výskyt této koroze bývá v blízkosti svarů, kde v důsledku tepelného působení vznikla místa ochuzená o chrom. Během procesu dochází k rozvolňování soudržnosti mezi jednotlivými zrny, což způsobuje ztrátu koheze a snížení mechanické stability. Vznik karbidů a oblastí s nižším obsahem chromu v důsledku tepelného ovlivnění lze vhodným tepelným zpracováním opět odstranit. Mezikrystalová koroze způsobuje především zhoršení mechanické pevnosti, při čemž nemusí dojít ke změně vzhledu materiálu. [48]

b) Bodová/důlková koroze (Pitting)

Tento typ koroze se vyskytuje především u korozivzdorných materiálů. Vzniká lokálně v místě již vyskytujících se povrchových defektů, kde dojde k porušení pasivační vrstvy. Bodová koroze se vyznačuje vznikem bodových důlků v místě napadení. Tyto důlky jsou typické svým tvarem – úzké hrdlo na povrchu, rozsáhlejší porušení pod povrchem. Pitting je často způsoben přítomností chloridových iontů v roztoku, které reagují s kovovým povrchem. [34]

c) Korozní praskání vyvolané prostředím

Korozní praskání materiálu vzniká při kombinaci tahového namáhání a korozního prostředí. Tento druh koroze může vznikat buď v důsledku zaneseného pnutí do materiálu nebo při stálém statickém zatížení. Trhliny se vyskytují buď v místě vrubu materiálu, nebo tam, kde došlo k poškození ochranné pasivační vrstvy. [33]

d) Dalším typem může být také elektrochemická koroze, štěrbinová koroze či selektivní koroze

Všechny tyto typy koroze mohou mít negativní dopad na výkon a životnost vodních turbín. Prevence proti tomuto poškození je tedy velice žádoucí. Existuje hned několik způsobů, jak tomuto jevu do určité míry předcházet. Jedním z nejčastějších způsobů je použití

korozivzdorných materiálů, které jsou méně náchylné k chemickým reakcím s vodou. Dále lze použít ochranné nátěry či nástřiky, které chrání povrch turbíny před vodou a vlhkem. Důležitým faktorem je také pravidelná údržba a inspekce, která umožňuje včasné identifikovat a řešit potenciální problémy. [35]

3.2.3 Únava materiálu

Dalším mechanismem poškození těles vodních turbín může být únava materiálu. Součásti turbíny, které jsou vystaveny opakovanému střídavému nebo cyklickému namáhání pod normální mezí kluzu, po určité době selhávají postupným praskáním. Sestava turbíny se skládá z různých vzájemně propojených součástí, v důsledku čehož se vibrace z jednoho z prvků přenášejí na ostatní, což vede k deformaci většiny součástí. Dále může také zbytkové napětí v postižených částech vést až k náhlému selhání součástí. [31]

Dle analýzy proudění vody přes povrch turbíny, která byla v minulosti provedena, byl zjištěn vznik vířivých proudů, které iniciují vibrace a namáhání lopatek turbíny a dalších součástí. Části turbíny, které jsou vystaveny opakovaným hydraulickým vibracím, mohou vést k selhání materiálu v důsledku únavy. [31]

Únavě materiálu u vodních turbín lze předcházet opět ve fázi návrhu, a to správnou volbou materiálu - materiál s dobrou únavovou pevností, odolností a s dostatečným bezpečnostním faktorem. Kromě tohoto lze únavovému selhání předejít sledováním úrovně vibrací turbínového agregátu. [31]

3.3 Kavítace

Kavítace je jev, který hraje významnou roli při opotřebení či poškození vodních turín. Je jedním z hlavních faktorů, které mohou vést k porušení materiálu u vodních turbín, a tudíž ke snížení jejich výkonu a životnosti.

Kavítace je založena na principu tvorby, růstu a kolapsu plynových bublin v tekutině, který může vést k poškození materiálu turbíny. Vodní turbíny, čerpadla a lodní šrouby jsou zařízení, která jsou v hydroenergetice nejvíce náchylná k poškození způsobenému kavítací. To je důsledkem toho, že změny provozních parametrů (průtok, účinnost stroje a spád) negativně ovlivňují podmínky pro vznik kavítace. Během kavítace vznikají dutiny v kapalině, které jsou způsobeny poklesem tlaku. Na začátku jsou tyto dutiny naplněny vakuem, které následně zaplní plyny z okolní kapaliny. Jakmile dojde k vyrovnání tlaku, dochází ke kolapsu a implozi dutiny, což vyvolá rázovou vlnu, která oddělí částice ze základního materiálu. [34] [8]

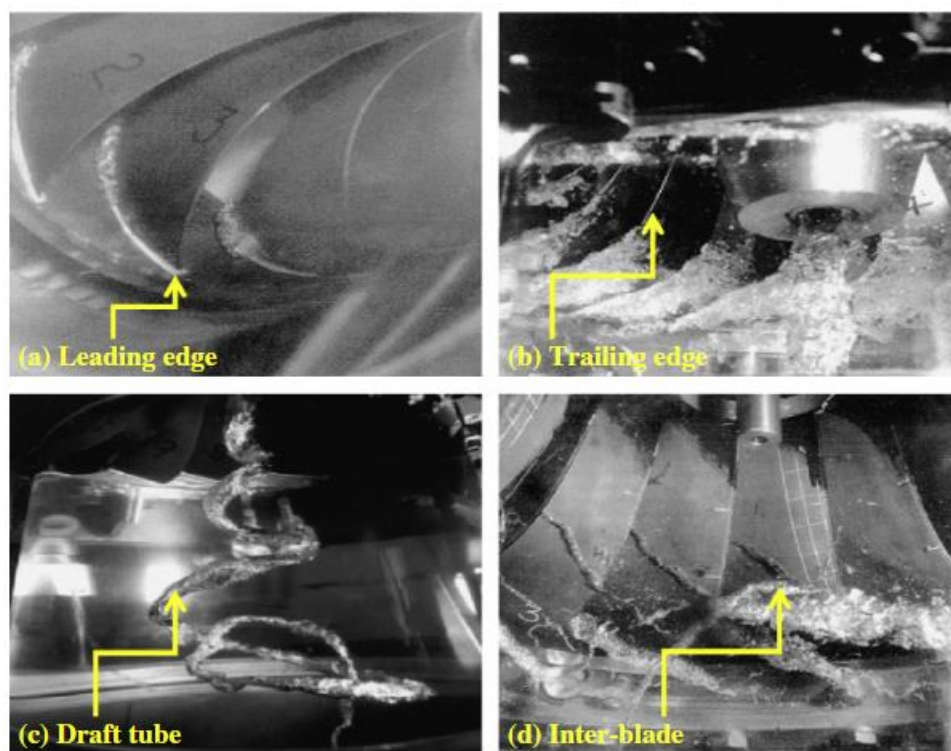
Hlavní faktory ovlivňující vznik kavítace v hydraulických turbínách: [36]

- Konstrukční profil turbíny.
- Častá změna provozních podmínek zařízení za účelem splnění požadavků na zatížení.

Na základě analýzy strukturálních vibrací, akustických emisí a hydrodynamických tlaků lze provést odhad pravděpodobnosti vzniku kavítace v hydraulických turbínách a experimentálně ověřit vznik dutin. U Francisovy turbíny je kavítace způsobena změnou rychlosti kapaliny při jejím nárazu na lopatky turbíny. Proudění kapaliny má obvykle turbulentní charakter, ale při změně rychlosti a tlaku nad lopatkami se stává ještě více turbulentní. Zvýšení rychlosti způsobuje změnu dynamického tlaku a vytváří různé proudění nad povrchem lopatek turbíny, což může vést ke kavitačním poškozením. Konkrétně lze pozorovat proudění kapaliny nad náběžnou hranou lopatek turbíny, vzory proudění nad zadní hranou lopatek, vznik vírů v průtočné trubce po opuštění odtokové hrany lopatky a vznik vírů mezi lopatkami. [31]

U vodních turbín dochází ke vzniku hned několika typů kavitace, které zároveň záleží také na typu turbíny. Například u Francisovy turbíny (jeden z nejběžnějších typů vodních turbín) může docházet ke čtyřem typům kavitace: [31]

- kavitace na náběžné hraně - kavitace na náběžné hraně může způsobit hlubokou erozi v důsledku ucpání proudu kapaliny a tvorby vodních bublin, viz Obr.9 (a)
- kavitace na odtokové hraně - kavitace na odtokové hraně snižuje výkon stroje a iniciuje erozi lopatek, viz Obr. 9 (b)
- kavitace ve víru tahové trubky - víření tažné trubky vytváří nízkofrekvenční tlakové pulzace, které mohou způsobovat vibrace s vysokou amplitudou a narušovat konstrukci elektrárny, viz Obr. 9 (c)
- kavitace ve víru mezi lopatkami - ke kavitaci mezi lopatkami dochází většinou na odtokové hraně součástí turbíny, viz Obr. 9 (d)



Obr. 9: Typy kavitace u Francisovy turbíny [31]

Možnosti potlačení (prevence)

Bylo zjištěno, že kavitaci a jejímu vlivu na materiál vodních turbín se nelze zcela vyhnout u všech typů turbín. Je však možno její dopad do značné míry minimalizovat. Aby se minimalizovalo riziko kavitace, je vhodné minimalizovat kolísání zatížení nebo ho úplně eliminovat. Spannhake, viz citace 31, však naznačuje, že lze potenciálně úplně zabránit vzniku kavitace, pokud se upraví konstrukce turbín. Konkrétně je třeba navrhnout: [31]

- turbínu s dopředným vířením v tahové trubce,
- zlepšit rozložení tlaku podél zadní strany lopatek turbíny nebo
- změnit profil lopatek tak, aby odpovídal tvaru přední hrany.

Tyto úpravy by mohly výrazně snížit nebezpečí vzniku kavitace v elektrárně.

Pokud však nelze ani při návrhu turbíny předejít vzniku kavitace, je nutno soustředit se na další opatření, které usnadní celkový chod elektrárny. [37]

1. Konstruovat díly, které jsou náchylné k poškození kavitací tak, aby byly snadno vyměnitelné
2. Zajištění dobré svařitelnosti pro následné opravy (při nemožnosti výměny dílu)
3. Při mírnější formě kavitace použití materiálu, který odolává kavitaci

4 Způsoby oprav prvků vodních turbín, používané technologie svařování

Opravy poškozených částí vodních turbín jsou často řešeny pomocí svařování, které se používá jak pro opravy, tak i pro výrobu nových dílů. V oblasti oprav prvků vodních turbín je svařování náročnou a specifickou oblastí, kde je nutné brát v úvahu nejen technické parametry, ale také specifické podmínky vodního prostředí a jeho vliv na svarové spoje. Správné provedení svaru se v této oblasti stává kritickou záležitostí, jelikož nekvalitně provedený svar může vést až k selhání celého systému.

Význam správného provedení svarových spojů v oblasti oprav prvků vodních turbín je tedy klíčový, zejména pro zajištění spolehlivého fungování turbíny a minimalizaci rizika poruch a nehod. Je více než nezbytné detailně prozkoumat problematiku svařování v této oblasti a vhodně vybrat technologie a materiály pro svarové spoje.

Před zahájením svařování je třeba provést vždy následující kroky: [38]

- Stanovení složení základního materiálu a svařovacího materiálu
- Volba svařovacího procesu
- Stanovení postupu opravy

Následující kroky popisují postup pro opravu svařováním: [38]

- Počáteční kontrola rozměrů
- Aplikace podpěr (svařovacích přípravků) a příprava povrchu
- Předehřev
- Svařování
- Broušení na požadovaný tvar
- Kontrola svaru
- Odstranění podpěr (svařovacích přípravků) a kontrola konečných rozměrů

Svařování je nejčastěji prováděno pomocí svařovacích elektrod a přídavných materiálů, pro dokonalé zaplnění trhlin, důlků nebo erodovaných částí turbíny. Přídavné materiály mají mikrostrukturu a chemické složení téměř identické se základním materiálem komponent turbíny, které mají být opraveny. V případě oceli COR 13-4 jsou vhodné přídavné materiály uvedeny v Tab. 7 a Tab. 8 v kapitole 2.4. Svařování martenziticko-feritických (martenziticko - austenitických) ocelí.

Pro opravy defektů způsobených kavitací se obvykle doporučují technologie svařování GMAW/MIG, SMAW/MMA nebo GTAW/TIG. Svařovací proces a související parametry, jako je rychlost svařování nebo jeho četnost, by měly být vybírány s rozvahou a ohledem na možnou deformaci lopatek turbíny.

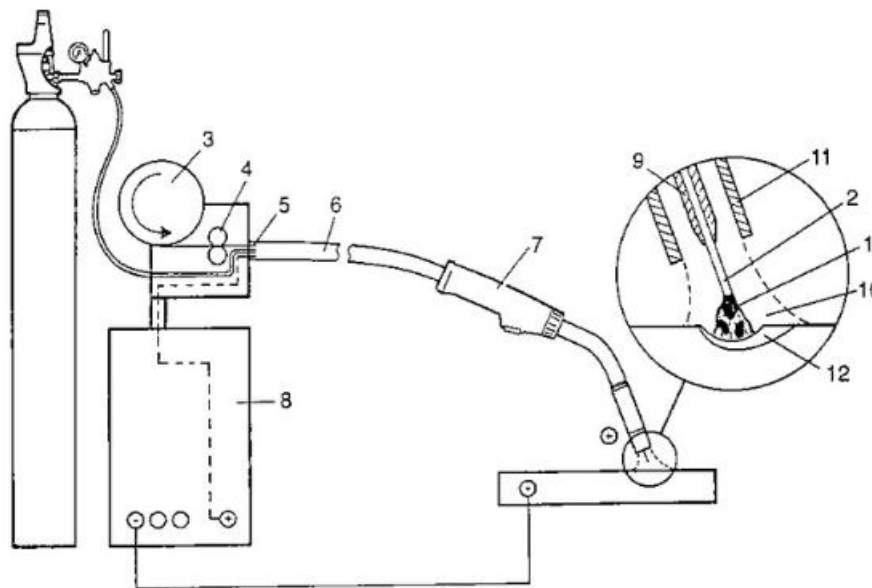
Důležitým faktorem při výběru svařovací technologie jsou preference a zkušenosti svářeče. Zejména u procesu GMAW/MIG může nedostatek zkušeností znehodnotit veškeré výhody tohoto procesu. [38]

4.1 Přehled využívaných technologií svařování k opravám defektů u vodních turbín

4.1.1 MIG/GMAW

Metoda svařování MIG (Metall Inert Gas) neboli obloukové svařování tavicí se elektrodou v inertním plynu je metoda, při které dochází k hoření oblouku mezi tavicí se elektrodou a základním materiálem

Lze konstatovat, že u této metody svařování je svarová lázeň chráněna ochranným plynem - inertním plynem - proti nepříznivému působení atmosféry. Inertní plyny, kterými jsou například Ar a He, slouží pouze jako ochrana svarové lázně a nevstupují do reakcí, které probíhají ve svarové lázni. Na Obr. 10 lze vidět schéma svařování MIG.



Obrázek 10: Základní schéma svařování metodou MIG [39]

(1 – elektrický oblouk, 2 – drátová elektroda, 3 – zásobník drátu, 4 – podávací kladky, 5 – rychloupínací spojka, 6 – hořákový kabel, 7 – svařovací hořák, 8 – zdroj svařovacího proudu, 9 – kontaktní svařovací průvlastek, 10 – ochranný plyn, 11 – plynová tryska, 12 – svarová lázeň)

Výhody technologie MIG: [38]

- Rychlejší nanášení svarového kovu.
- Nižší příkon tepla - zvýšená rychlost nanášení svarového materiálu by proto neměla zvyšovat možnost deformace lopatek.
- Při správné aplikaci by měla být kvalita svaru lepší – bez zahrnutí strusky a s menším přebytkem svaru.

U tohoto procesu však existuje řada nevýhod:

- Obtížné svařování nad hlavou - méně vhodné pro opravy na spodní straně lopatek vrtulí a Kaplanových běhounů.
- Nevhodné pro oblasti jako je spoj lžice běhounu s pásem.

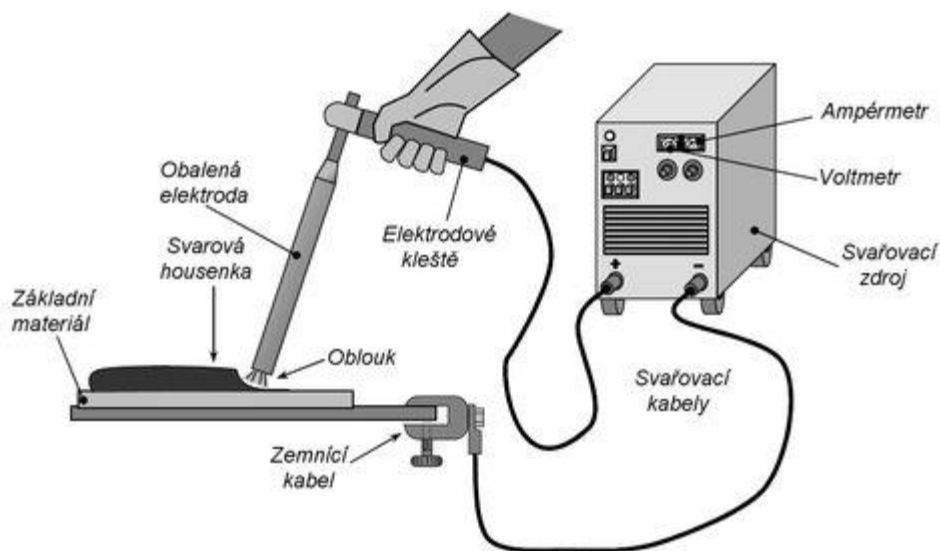
Při procesu GMAW/MIG je třeba věnovat zvláštní pozornost větrání, jelikož nadměrný pohyb vzduchu rozptyluje plynový štít. Nedostatečné větrání může mít za následek

hromadění argonového plynu v pracovním prostoru, čímž vznikne nebezpečí pro personál. Pro tuto metodu se doporučují digestoře s přívodem vzduchu. [38]

4.1.2 MMA/SMAW

Metoda MMA neboli obloukové svařování obalenou elektrodou je další z často využívaných způsobů svařování, které je voleno pro opravu defektů u vodních turbín. Princip této metody spočívá v zapálení oblouku mezi základním materiálem a obalenou elektrodou, který je iniciován v momentě dotyku těchto dvou ploch, schéma viz Obr.11. Po zapálení oblouku dochází ke vzniku svarové lázně, která je tvořena jak jádrem elektrody, které slouží jako přídatný materiál, ale také obalem elektrody. Obal elektrody tvoří na povrchu svarové lázně ochrannou atmosféru a strusku, která zajišťuje ochranu svarové lázně (převážně při chladnutí). Pro vyšší kvalitu svarového spoje by se tato struska měla po ukončení chladnutí z povrchu svaru odstranit. Tento proces svařování je převážně typický pro ruční svařování, které s sebou přináší spoustu výhod i nevýhod. [40]

Tento proces je označován jako méně produktivní, a to z důvodu časté výměny elektrod, která je prováděna kvůli omezené délce obalené elektrody.



Obrázek 11: Schéma MMA svařování [40]

Výhody: [40]

- Jednoduchost a snadná přenosnost zařízení MMA
- Snadnější manipulace při svařování nad hlavou i jiných hůře přístupných polohách (vhodnější varianta než metoda MIG)
- Lze použít u různých druhů materiálu

Nevýhody: [40]

- Nutnost odstranění strusky z povrchu svaru
- Omezené použití u povrchově upravených materiálů (Ti, Zn) z důvodu vyššího vneseného tepla
- Přerušování procesu z důvodu výměny elektrod

4.1.3 TIG/GTAW

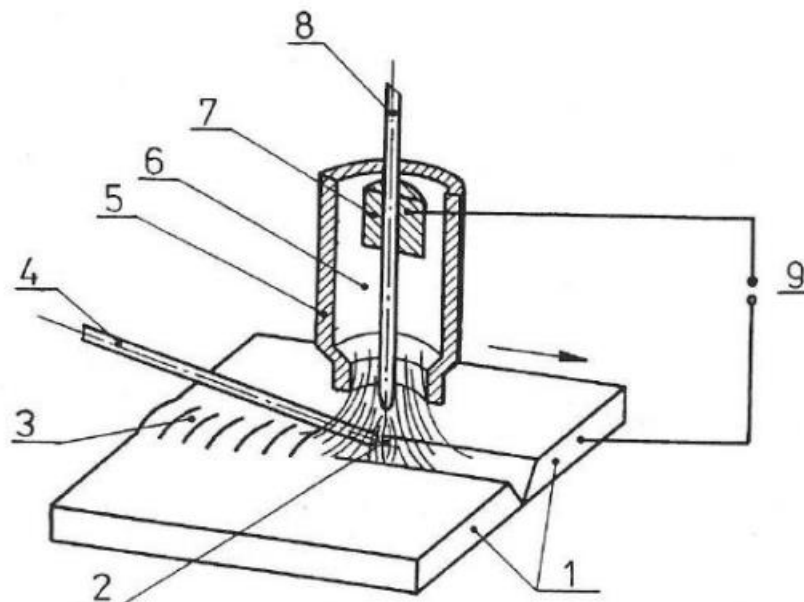
Poslední z nejčastěji používaných technologií svařování pro opravu defektů vodních turbín způsobených kavitací je metoda TIG/GTAW.

Metoda TIG patří mezi metody obloukového svařování netavící se elektrodou. Elektroda je v tomto případě wolframová a celý proces je doprovázen přívodem inertního plynu. Inertní plyn (Ar, He) má funkci ochrany elektrody a tavné lázně před atmosférou a jinými vnějšími vlivy. Ochranný plyn se může v některých případech přivádět i z druhé strany svařovaných materiálů pro ochranu kořenové vrstvy svaru. Svařování lze provádět buď ručně s přídavným materiálem ve formě drátu, nebo pomocí automatického svařování s podavačem drátu, kdy se rychlost podávání drátu přizpůsobuje postupu svařování WPS. Schéma principu svařování metodou TIG je vyobrazeno na Obr. 12. [41] [42]

Svařování metodou TIG se řadí mezi velmi často využívané metody, což je přičítáno vysoké kvalitě svarů, možnosti rychlého řízení procesu svařování a vysokému stupni automatizace a robotizace. Tato metoda se využívá ke svařování kořenových vrstev i při nutnosti zrychlení výroby, pro zaručení dokonalého provaření spojovaných materiálů. [41]

Přídavný materiál je obvykle stejný jako základní materiál. Vysoce legované základní materiály však vyžadují v chemickém složení přídavného drátu o něco vyšší koncentraci legujících prvků, aby se kompenzovalo vyhoření legujících prvků během svařování.

Během svařování se na základní materiál a přídavný drát působí značným množstvím energie, aby se vytvořila tavná lázeň. To má za následek tepelný účinek a vznik teplem ovlivněné oblasti, zbytkových napětí a deformací, které vznikají během svařování i po něm. [42]



Obrázek 12: Schéma svařování metodou TIG [41]

(1 – Svařovaný materiál, 2 – Elektrický oblouk, 3 – Svar, 4 – Přídavný materiál, 5 – Plynová hubice, 6 – Ochranný plyn, 7 – Kontaktní kleština, 8 – Wolframová elektroda, 9 – Zdroj proudu)

Výhody: [41] [42]

- Zabezpečení ochrany svarové lázně a TOO díky působení inertního plynu
- Inertní plyn zabraňuje vzniku strusky – čistý povrch
- Elektrický oblouk vysoké stability (široký rozsah svařovacích proudů)
- Dobrá operativnost v mnoha polohách
- Celistvý svar
- Jednoduchá obsluha zařízení
- Přesné řízení parametrů svařování

Nevýhody: [41] [42]

- Vyžadována vysoká zkušenost a dovednost svářeče
- Nízká rychlost svařování
- Vyžadována příprava svařence

Každá z uvedených metod svařování má své výhody i nevýhody. Často volenou metodou pro svařování defektů u těles vodních turbín způsobených kavitací je však právě metoda TIG (nebo její modifikace MICRO TIG). Výhody této metody svařování, které jsou uvedeny výše jsou hlavním důvodem, proč je tato metoda jednou z nejideálnějších variant pro tuto problematiku. Následující část této diplomové práce bude pojednávat o vlastnostech svarových spojů, které jsou právě touto metodou svařovány.

5 Experimentální část diplomové práce

5.1 Úvod do experimentální části

Tato diplomová práce, jak již bylo řečeno v úvodu, byla sepsána na základě rozsáhlého projektu, který se zaměřoval na problematiku oprav kavitačního poškození na povrchu vodních energetických těles. Tato poškození mohou mít závažné důsledky, neboť mohou způsobit rozsáhlé destrukce dynamicky namáhaných částí zařízení. Z tohoto důvodu je důležité vyhodnotit možnosti oprav kavit na povrchu a posoudit vliv parametrů tavného svařování na strukturní stav a mechanické vlastnosti svařence.

V rámci experimentu byla použita metoda tavného svařování 141 dle ČSN EN ISO 4063, jež byla zvolena zadavatelem projektu. Tento typ svařování je běžně využíván na přivaření funkčních součástí turbíny (např. oběžné lopatky) k její rotorové části. V praxi se však využívá i na opravy těchto těles. Dále byly zvoleny vhodné parametry svařování, které byly vybrány na základě výsledků experimentu z předchozí (první) fáze projektu.

Vzhledem k tomu, že na opravu kavit na povrchu vodních energetických těles je nahlíženo s velkou závažností a důležitostí, bylo také nutné zvolit vhodný přídavný materiál, který by zajistil dostatečnou tvrdost a odolnost proti kavitačnímu poškození. Při nesprávném výběru by mohlo dojít k opětovnému vzniku povrchového defektu v ještě větším rozsahu a tím i s větším nebezpečím následné destrukce.

Zároveň bylo nutné zohlednit specifické vlastnosti použité oceli COR 13-4, která je náchylná k vzniku zakalených struktur a sigma fáze, což může vést k zkřehnutí a zvýšení nebezpečí únavového poškození.

Hlavní cíle experimentální části

Cílem experimentální části této diplomové práce je stanovení vývoje mikrostruktury a provedení vybraných mechanických zkoušek na třech sadách experimentálních vzorků z oceli COR 13-4 svařených metodou TIG, metoda 141 dle ČSN EN ISO 4063, s různými přídavnými materiály. Následné vyhodnocení vlivu parametrů svařování a přídavných materiálů na jakost a celkové mechanické vlastnosti svarových spojů a jejich vzájemné porovnání.

5.2 Experimentální vzorky

Zkušební vzorky pro experimentální část byly rozděleny do tří sad. **První sada (značení S1)** byla složena ze vzorků, které měly za úkol sloužit jako ukázky provedení kvality svaru při zavařování uměle vytvořených vad a návarů na povrchu materiálu, viz Obr. 13. Byly vyrobeny celkem čtyři exempláře – dvě zavařené umělé vady a dva návary v třívrstvé podobě. Ke svařování byly použity dva různé typy přídavného materiálu - svařovací drát Cronitex 220 s průměrem 0,8 mm a drát označený jako WELCO 2742 s průměrem 0,6 mm, které se lišily jak průměrem, tak i chemickým složením, viz Tab. 12. Tyto přídavné materiály měly reprezentovat „nejvíce“ a „nejméně“ vhodný přídavný materiál. Značení první sady je zaznamenáno v Tab. 9.

Tabulka 9: Značení první sady vzorků - S1

Značení vzorku	Přídavný materiál	Typ svaru	Počet vrstev
2CI	WELCO 2742	Vyvařování otvoru 2, hl. 4,1 mm	-
3CI	Cronitex 220	Vyvařování otvoru 3, hl. 4,1 mm	-
2CII	WELCO 2742	Navařování	3
3CII	Cronitex 220	Navařování	3



Obrázek 13: Zavařené vzorky z první sady – umělé vady

Druhá sada vzorků (značení S2) byla svařena do klasického tupého svaru „V“, přičemž byly použity plechy o jmenovité tloušťce 10 mm. Byly zhotoveny celkově 4 vzorky. U všech vzorků byl použit svařovací drát s označením Böhler CN 13/4 – IG o průměru 2- 2,4 mm, který je svým chemickým složením, viz Tab. 12, blíže chemickému složení základnímu materiálu, tedy oceli COR13-4, než přídavné materiály využitě u ostatních sad vzorků. Vzorky v této sadě se lišily převážně specifikacemi procesu svařování, a to přesněji způsobem a množstvím kladených svařovacích housenek, teplotou předehřevu, rozkyvem elektrody a maximální změřenou teplotou po svařování. Všechny vzorky byly svařeny jednostranně do svaru typu „V“ a byly opatřeny úkosem pod úhlem 70°. Značení druhé sady vzorků je zaznamenáno v Tab. 10.

Tabulka 10: Značení druhé sady vzorků - S2

Značení vzorku	Přídavný materiál	Typ svaru	Úkos	Počet vrstev
1A_2A	Böhler CN 13/4 – IG	Jednostranný „V“	70°	5
3A_4A	Böhler CN 13/4 – IG	Jednostranný „V“	70°	5
5A_6A	Böhler CN 13/4 – IG	Jednostranný „V“	70°	15
8A_9A	Böhler CN 13/4 – IG	Jednostranný „V“	70°	15

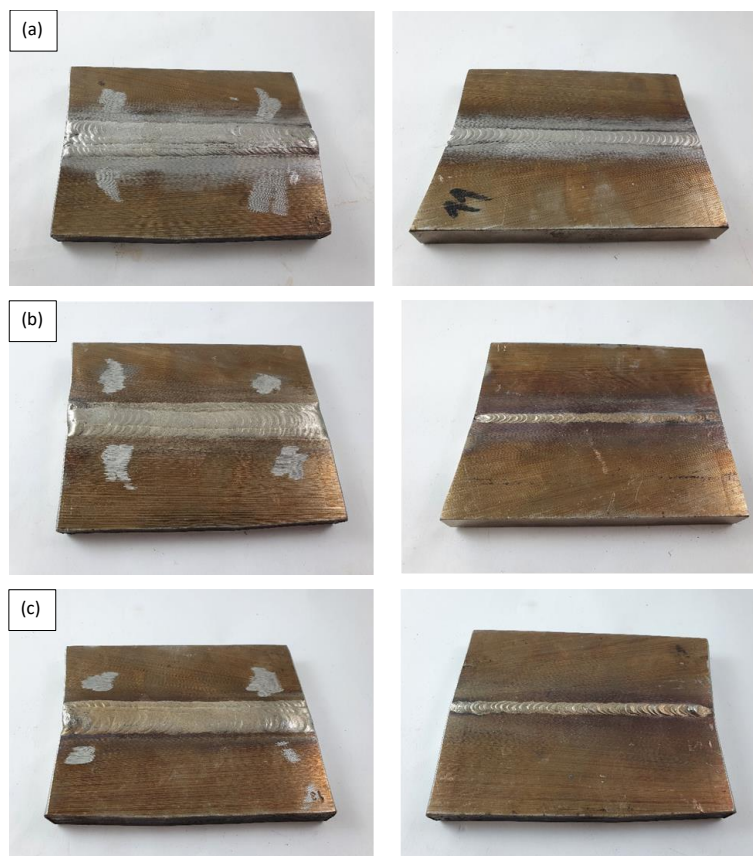


Obrázek 14: Vzorky ze druhé sady S2 po jejich svaření a nařezání

Třetí sada vzorků (značení S3) byla vyrobena svařením desek o rozměrech 120x30x13 mm, kde byl mezi deskami vytvořen jednostranný tupý „V“ svar s úkosem 60°. Byly zhotoveny celkem 3 vzorky, které se lišily převážně přídavným materiálem. Jako přídavný materiál byl zvolen svařovací drát OK TIGROD 312 a OK TIGROD 2509. Tyto typy přídavného materiálu mají převážně vyšší podíl Cr, Ni a Mo. Vzorky před svařením viz Obr. 14. Značení vzorků je zaznamenáno v Tab. 11.

Tabulka 11: Značení třetí sady vzorků - S3

Značení vzorku	Přídavný materiál	Typ svaru	Úkos	Počet vrstev svaru	Svařovací mezera [mm]
COR1	OK TIGROD 312	Jednostranný „V“	60°	6	2,5
COR2	OK TIGROD 312	Jednostranný „V“	60°	6	4
COR3	OK TIGROD 2509	Jednostranný „V“	60°	5	4



Obrázek 15: Vzorčky ze třetí sady po jejich svaření (krycí vrstva vlevo, kořenová vrstva vpravo); (a) vzorek COR1; (b) vzorek COR2; (c) vzorek COR3

Tabulka 12: Chemické složení použitých přídavných materiálů

Př.materiál	Chemické složení [hm.%]							
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	N
Cronitex 220	-	-	-	-	-	-	-	-
WELCO 2742	0,04	13	4,8	0,6	0,6	0,7	-	-
Böhler CN 13/4 – IG	0,01	12,2	4,8	0,5	0,7	0,65	-	-
OK TIGROD 312	0,1	30,7	8,8	0,2	1,6	0,4	0,14	-
OK TIGROD 2509	0,01	25,2	9,4	3,9	0,4	0,4	-	0,24

Přídavný materiál pod názvem **Cronitex 220** se řadí mezi vysoce legované materiály na bázi Cr-Mn-Mo-Ni-V. Vytváří svarový kov, který je houževnatý a nekalitelný, avšak dobře obrobitelný. Je odolný vůči korozi a má nízký sklon k tvorbě trhlin. Dále je odolný vůči teplotám do 1350 °C, snadno zpevnitelný za studena tlakem a rázy. Nelze však chromovat. [46]

WELCO 2742 se dle výrobce řadí mezi elastické, houževnaté a vysoce jakostní přídavné materiály. Tento přídavný materiál lze povrchově kalit, chromovat či nitridovat. V našem případě tento přídavný materiál demonstruje u první sady vzorků S1 přídavný materiál s lepšími vlastnostmi. Oba zmíněné materiály mají vyšší podíl Cr a Ni ve struktuře a řadí se mezi duplexní feriticko-austenitické materiály. [47]

Přídavný materiál **Böhler CN 13/4 – IG**, který byl použit pro svaření druhé sady vzorků S2, se svým chemickým složením nejvíce podobal základnímu materiálu **COR 13-4** a patří tedy do martenziticko-feritických ocelí.

Přídavné materiály **OK TIGROD 312** a **OK TIGROD 2509**, které byly použity u třetí sady vzorků S3, patří stejně jako přídavné materiály použité pro první sadu vzorků mezi skupinu duplexních feriticko-austenitických materiálů. Jejich chemické složení se vyznačuje vyšším podílem Cr, Ni a Mo. Tento materiál byl volen za účelem zajistit vyšší pevnost a houževnatost svarového spoje v teplem ovlivněné oblasti (TOO). To by mělo nastat v důsledku vyšší koncentrace Cr a Ni.

5.3 Parametry svařování

Všechny tři sady vzorků byly svařeny stejnou metodou technologie svařování TIG dle EN ISO metodou 141 dle WPS, které jsou součástí přílohy, při použití zařízení NOVAPAX SW – 9800. Svařovací parametry se však u všech sad lišily. Odlišné svařovací parametry u každé sady vzorků byly voleny pro zjištění neoptimálnější kombinace svařovacích parametrů, vhodné velikosti vneseného tepla a jejich vlivu na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti svaru. Nutno zmínit, že všechny sady vzorků byly svařeny externím dodavatelem. První sada vzorků byla svařena firmou ALFA CHROM servis s. r. o, druhá a třetí sada vzorků byla svařena na ČVUT v Praze na Fakultě strojí.

Parametry procesu svařování první sady vzorků S1 jsou uvedeny v Tab. 13. U této sady se jednalo o dvě skupiny vzorků - zavařený otvor a návary. V každé skupině byly zhotoveny dva vzorky, které se lišily pokaždé jiným přídavným materiálem.

Tabulka 13: Parametry svařování první sady vzorků – S1

Označení vzorku	Počet vrstev	Proud [A]	Čas [ms]	Poznámka
2CI	-	148	153	Po zavaření otvoru výměna W elektrody
3CI	-	152	155	—
3CII	1	128	125	Navařena zahrádka, poté výměna W elektrody a změna parametrů
		150	153	Výplň – naměřena tl. navařené vrstvy 0,55 mm
	2	126	130	Navařena zahrádka, změna parametrů
		151	153	Výplň – naměřena tl. navařené vrstvy 1,1 mm

	3	132	134	Navařena zahrádka, změna parametrů
		154	152	Výplň – naměřena tl. navařené vrstvy 2 mm
2CII	1	136	134	Výměna W elektrody Navařena zahrádka, změna parametrů
		147	155	Výplň – naměřena tl. navařené vrstvy 0,5 ÷ 0,6 mm
	2	133	134	Navařena zahrádka, změna parametrů
		150	155	Výplň – naměřena tl. navařené vrstvy 0,85 ÷ 1,1 mm
	3	130	128	Výměna W elektrody Navařena zahrádka, změna parametrů
		145	152	Výplň – naměřena tl. navařené vrstvy 1,7 ÷ 1,8 mm

Parametry druhé sady vzorků jsou uvedeny v Tab. 14. Zde byly zvoleny podmínky svařování již lehce odlišné. První dva vzorky 1A_2A a 3A_4A byly svařeny dle pWPS č. Energ_FW_V_předehřev, viz příloha. Další dva vzorky 5A_6A a 8A_9A byly svařeny dle pWPS č. V_70_interpas_VV, viz příloha. U vzorků 1A_2A a 3A_4A bylo kladeno 5 vrstev svarového kovu a teplota předehřevu byla 100°C, přičemž u vzorku 3A_4A byl použit hliníkový přípravek a ofuk. Vzorek 5A_6A a 8A_9A byly svařeny v 15 vrstvách při teplotě předehřevu 24°C, přičemž se tyto vzorky navzájem lišily maximální dosaženou teplotou při svařování. U všech vzorků byla volena teplota interpass 150 °C a typ svaru byl zvolen jednostranný tupý „V“ svar.

Tabulka 14: Parametry svařování druhé sady vzorků - S2

Označení vzorku	Počet svar. housenek	Poloha svařování	Tloušťka (mm)	Předehřev (°C)	Vrstva	Svařovací proud [A]	Napětí na oblouku [V]
1A_2A	5	PA	10	100	1	90 - 95	11 - 12
					2-5	95 - 110	11,5 – 13,5
3A_4A	5	PA (použit hliníkový přípravek+ ofuk)	10	100	1	90 - 95	11 - 12
					2-5	95 - 110	11,5 – 13,5
5A_6A	15	PA	10	24	1	90 - 95	11 - 12
					2-15	105 - 110	11,5 – 13,5

8A-9A	15	PA	10	24	1	90 - 95	11 – 12
					2-15	105 - 110	11,5 – 13.5

Třetí sada vzorků byla svařována dle pWPS č. V_60_interpas_VV, která je součástí přílohy. Svařovací parametry této sady jsou uvedeny v Tab. 15. K procesu svařování byl použit svařovací zdroj Migatron PI 250 TIG AC/DC, přičemž pro kontrolu svařovacích parametrů byl použit SW Weldmonitor 4.5, pomocí něhož byly monitorovány průběhy svařovacího proudu I a napětí na oblouku U. V tomto případě se vzorky lišily převážně způsobem upnutí, svařovací mezerou a přídavným materiálem. Vzorek COR1 byl svařen bez upnutí ve svařovacím přípravku, velikost svařovací mezery byla volena 2,5 mm a přídavný materiál byl v tomto případě OK TIGROD 312. Vzorek COR2 byl svařen za přítomnosti stejného přídavného materiálu, velikost mezery zde byla však 4 mm a svařované plechy byly upnuty v přípravku na ochranu kořene svarového spoje. Vzorek COR3 byl svařen přídavným materiálem OK TIGROD 2509 za stejných podmínek, jako vzorek COR2. Všechny vzorky se svařovaly bez předehřevu ($T_0 = 23 \text{ }^\circ\text{C}$).

Tabulka 15: Parametry svařování třetí sady vzorků – S3

Označení vzorku	Svařovací mezera [mm]	Interpass [$^\circ\text{C}$]	Počet vrstev	Svařovací proud [A]	Napětí na oblouku [V]	Čas svařování [s]	Tepelný příkon (Q_s) [kJ/mm]
COR1	2,5	150	1	100	14	100	0,71
			2	110	14,4	100	0,81
			3	160	16,4	95	1,26
				160	16,4	94	1,25
			4	160	16,4	95	1,26
				160	16,4	110	1,46
				160	16,4	106	1,41
			5	160	16,4	78	1,04
				160	16,4	71	0,94
				160	16,4	75	1
				160	16,4	70	0,93
			6	160	16,4	72	0,96
			COR2	4	150	1	120
2	140	10,3				70	0,51
3	140	13,4				86	0,82
	160	12				80	0,78
4	160	12,7				68	0,7

			5	160	13	73	0,77
				160	13,8	77	0,86
				160	14,4	84	0,98
				160	13,9	98	1,1
				160	14,6	77	0,91
				160	13,8	93	1,04
			6	160	13,3	55	0,59

Označení vzorku	Svařovací mezera [mm]	Interpass [°C]	Počet vrstev	Svařovací proud [A]	Napětí na oblouku [V]*	Čas svařování [s]	Tepelný příkon (Q _s) [kJ/mm]
COR3	4	150	1	120	11,6	108	0,76
			2	140	11,5	73	0,59
			3	140	11,1	81	0,64
				160	13	88	0,93
			4	160	13,9	64	0,72
				160	13,8	68	0,76
				160	13,4	108	1,17
			5	160	14,8	72	0,86
				160	14,2	77	0,89
				160	14	80	0,91

5.3.1 Velikost vneseného tepla

Vzorec pro výpočet vneseného tepla:

$$Q_s = \frac{\eta * U * I}{v_s * 10^3}$$

kde,

Q_s - specifické vnesené teplo [KJ*mm⁻¹]

η - tepelná účinnost přenosu tepla [-], pro metodu TIG je η = 0,6

U – svařovací napětí [V]

I – svařovací proud [A]

v_s – rychlost svařování [mm*s⁻¹]

Vstupní hodnoty jsou uvedeny v tabulkách parametrů svařování příslušných sad vzorků (viz Tab. 14 a Tab. 15)

Sada vzorků S1

U první sady vzorků nebyla vyhodnocena velikost vneseného tepla, jelikož tyto vzorky slouží pouze jako demonstrátory kvality při zavařování/navarování vad. Nekomparují se ve výsledném zhodnocení s vzorky z druhé a třetí sady.

Sada vzorků S2

Na základě uvedeného vzorce byla vypočtena velikost vneseného tepla do svarových spojů u vzorků sady S2. Tyto hodnoty jsou zaznamenány v Tab. 16.

Tabulka 16: Hodnoty velikosti vneseného tepla u vzorků z druhé sady S2

Vzorek	Počet housenek	Specifické vnesené teplo [KJ*mm ⁻¹]
1A_2A	5	5,58
3A_4A	5	5,58
5A_6A	15	8,07
8A_9A	15	8,07

Sada vzorků S3

Velikost vneseného tepla u vzorků střetí sady byla již naměřena během procesu svařování. Hodnoty pro jednotlivé svarové housenky jsou zaznamenány viz Tab. 15. V Tab. 17 je zaznamenána celková hodnota velikosti vneseného tepla do svaru.

Tabulka 17: Hodnoty velikosti vneseného tepla u vzorků z třetí sady S3

Vzorek	Počet housenek	Specifické vnesené teplo [KJ*mm ⁻¹]
COR1	14	13,03
COR2	14	9,66
COR3	9	8,23

6 Metalografické hodnocení svarových spojů

Předmětem metalografické analýzy byly u všech vzorků tři oblasti – základní materiál, teplem ovlivněná oblast (TOO) a svarový kov. Cílem metalografického hodnocení svarových spojů bylo stanovit vývoj mikrostruktury v jednotlivých oblastech, výskyt a plošný podíl delta feritu a výskyt sigma fáze, která se u těchto ocelí může objevovat.

6.1 Metodika hodnocení

Vzorky byly po svaření podrobeny metalografické analýze pro stanovení jejich mikrostruktury. Hodnocení proběhlo na příčných metalografických výbrusech jednotlivých vzorků za pomoci metod světelné mikroskopie. Nejprve byl proveden odběr menších vzorků pomocí metalografické pily Struers Discotom 6 při použití vhodného řezného kotouče na dělení těles ze slitin železa o přibližné tvrdosti 200 – 500 HV. Dále byly vzorky jednotlivě zalisovány a zapečeny do bakelitové pryskyřice, aby vznikl tzv. metalografický puk. Tento proces byl proveden na lisu Struers – Citopress za využití hmoty PolyFast, doba zapékání trvala vždy 5 - 10 minut včetně chlazení. Dalším důležitým krokem před provedením samotné metalografické analýzy bylo broušení a leštění vzorku. Broušení i leštění bylo provedeno na metalografické brusce a leštičce Struers LaboPol – 30 za pomoci příslušných brusných (SiC) a leštících kotoučů (MD-Nap, MD-Mol). Při procesu broušení docházelo k chlazení vodou. Při leštění byla přímo do procesu zaváděna diamantová leštící suspenze (pro leštící kotouče 9 μm, 3 μm, 1 μm). Pro kompletní dokončení metalografického výbrusu bylo v posledním kroku provedeno leptání příslušnou kyselinou pro zobrazení mikrostruktury vzorku.

Při této analýze bylo leptání vzorku provedeno dvěma roztoky. První z nich bylo leptadlo pod názvem Vilella – Bain, chemické složení viz Tab. 18, pro zobrazení martenzitické mikrostruktury. Poté byly vzorky opět broušeny, leštěny a leptány roztokem Beraha II, chemické složení viz Tab. 16. Toto leptadlo slouží k zobrazení podílu fází, v našem případě podílu delta feritu, u martenziticko – austenitických i feritických ocelí.

Tabulka 18: Chemické složení leptacích roztoků: Vilella Bain a Beraha II

Vilella Bain		Beraha II	
Látka	Množství	Látka	Množství
C ₂ H ₅ OH	100 ml	Destilovaná voda	80 ml
HCl	5 ml	HCl	40 ml
C ₆ H ₃ N ₃ O ₇	1 g	NH ₄ FHF	48 g
		K ₂ S ₂ O ₅	1 g

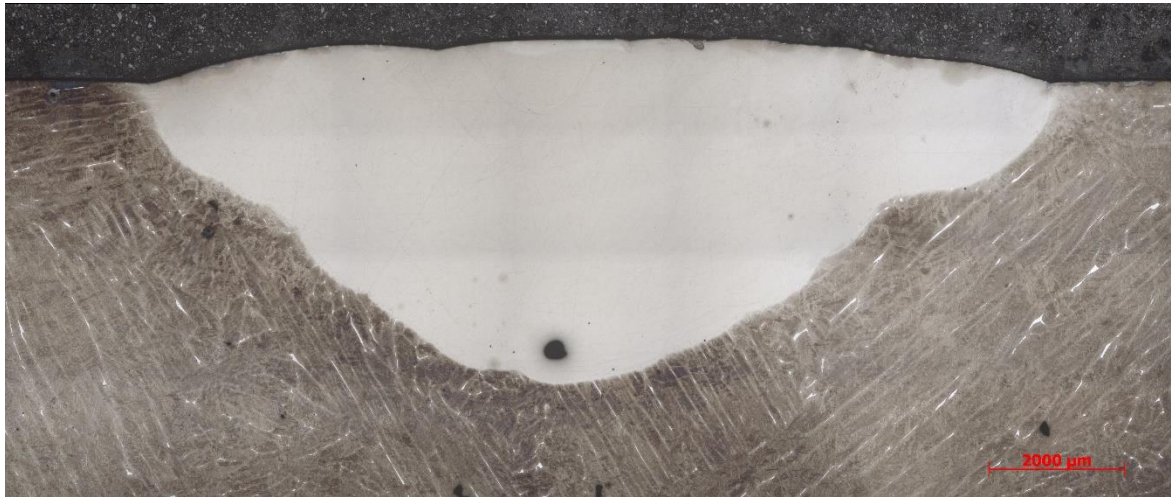
6.2 Metalografická analýza

Vlastní metalografická analýza byla provedena po naleptání metalografického výbrusu, na optickém světelném mikroskopu Observer CarlZEISS ZM1 při zvětšení 2,5x; 10x; 20x; 50x; 100x. Metalografické výbrusy svarů byly zkoumány ve světlém poli.

6.2.1 První sada vzorků - S1

a) Makrostruktura svarů

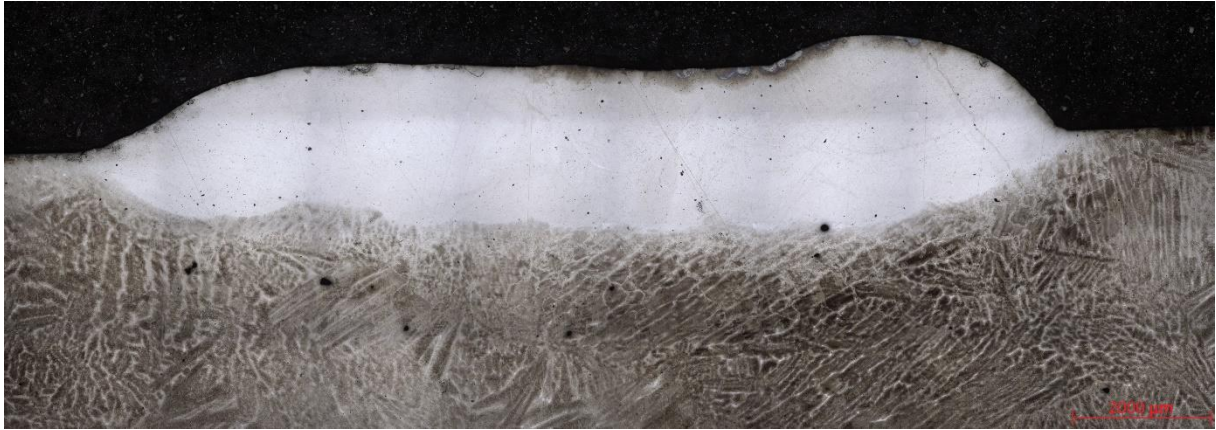
Makrostruktura svarových spojů, neboli návarů, ze sady vzorků S1 je vyobrazena na složených snímcích jednotlivých vzorků viz Obr. 16 – Obr. 19., které byly leptány v tomto případě činidlem Beraha II. Na snímcích jsou názorně zobrazeny návary i zavařené uměle vytvořené vady. Je zde zřetelně vidět, že svarový kov obsahuje velké množství pórů, které vznikly při procesu navařování/zavařování. Dále se v oblasti TOO nacházejí ve velké míře bílé částice hrubšího charakteru. Předpokladem definice těchto částic je delta ferit, který by se zde měl v této oblasti objevovat. Toto tvrzení by mělo být potvrzeno při měření mikrotvrdomosti vzorků.



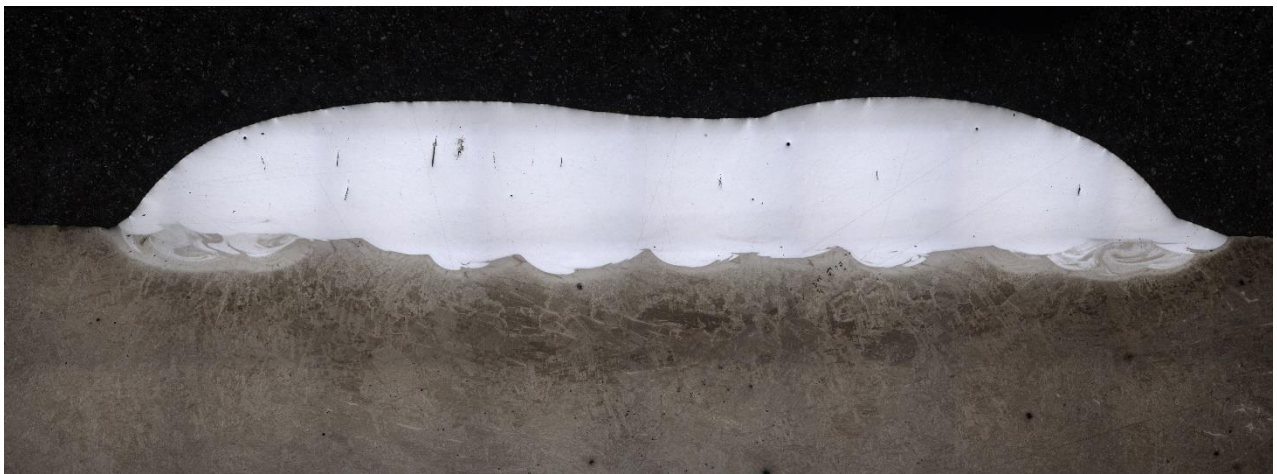
Obrázek 16: Složený snímek návaru - umělá vada (leptáno leptadlem Beraha II) – vzorek 2CI



Obrázek 17: Složený snímek návaru - umělá vada (leptáno leptadlem Beraha II) - vzorek 3CI



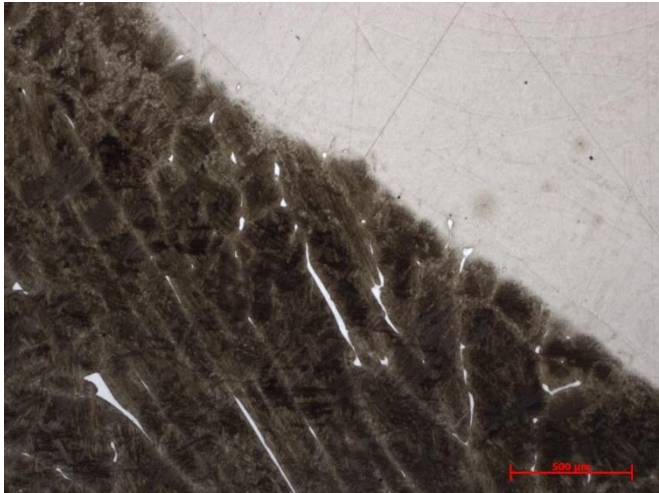
Obrázek 18: Složený snímek návaru - umělá vada (leptáno leptadlem Beraha II) - vzorek 2CII



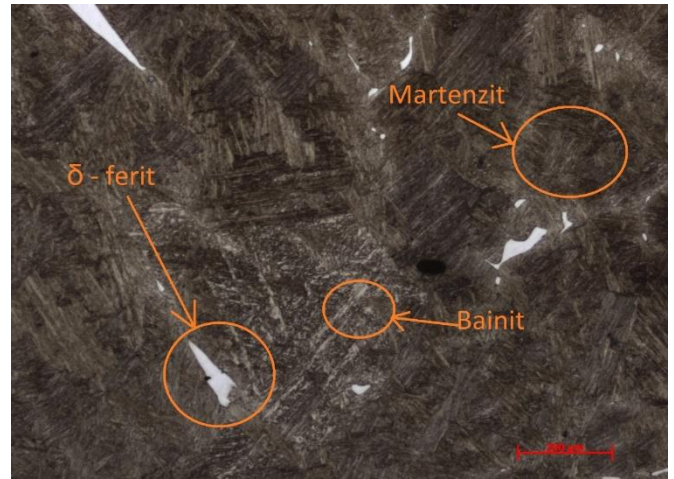
Obrázek 19: Složený snímek návaru - umělá vada (leptáno leptadlem Beraha II) - vzorek 3CII

b) Mikrostruktura svarů

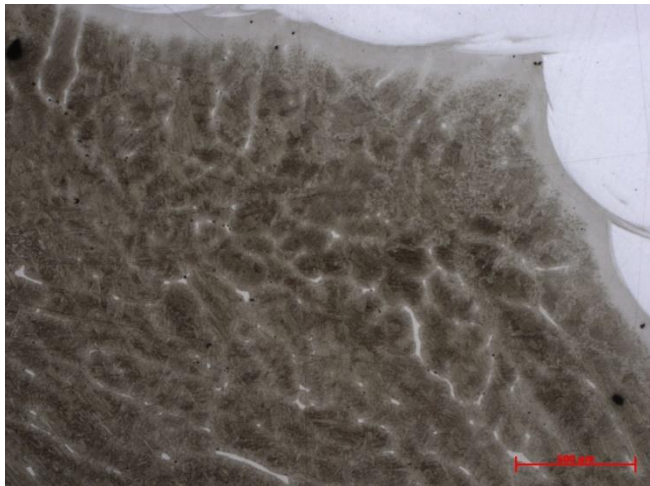
Po leptání všech čtyř vzorků byla zobrazena mikrostruktura základního materiálu (ZM) a návaru. Ve všech případech lze pozorovat **martenzitickou strukturu** s určitým podílem δ – feritu. Ze snímků viz Obr. 20 – Obr. 21 lze určit martenzitickou strukturu (matrice) – tmavé části, s určitým podílem δ – feritu – bílé části. V části měření mikrostruktury byla provedena potvrzující analýza bílých částí, zda se jedná opravdu o δ – feritu. V této struktuře se dále vyskytují také oblasti (horního) bainitu. V některých místech TOO došlo k promísení δ – feritu ze základního materiálu do přídatného materiálu – návaru, viz Obr. 20. Ve všech čtyřech případech (u všech 4 vzorků) byla zpozorována stejná struktura základního materiálu a stejné chování v případě TOO.



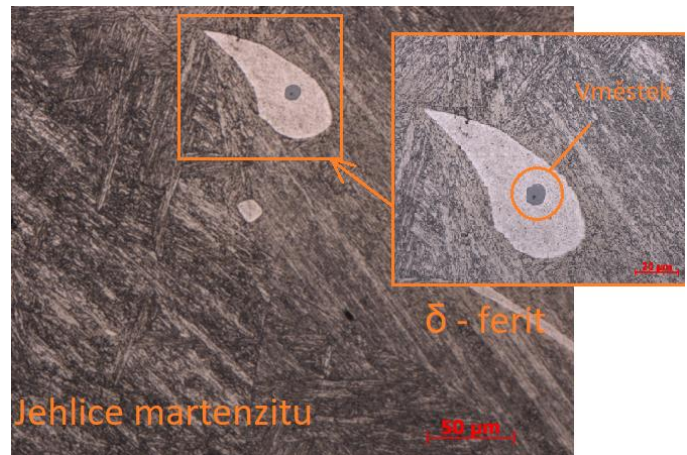
Obrázek 20: Vzorek 2CI - Přejíchodová oblast: svarový kov - základní materiál, zvětšení 25x



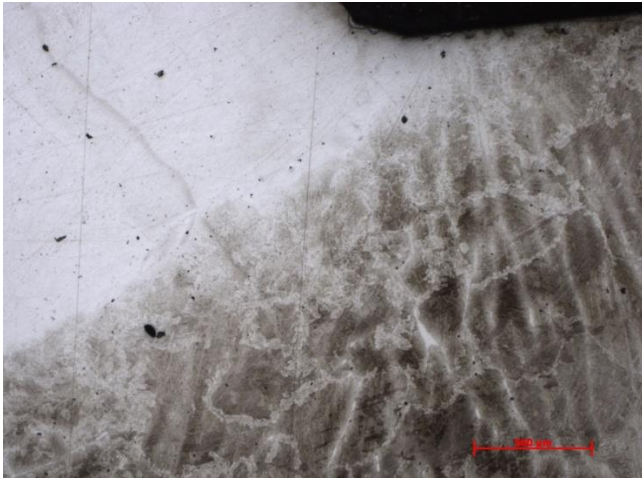
Obrázek 21: Vzorek 2CI - TOO, zvětšení 50x



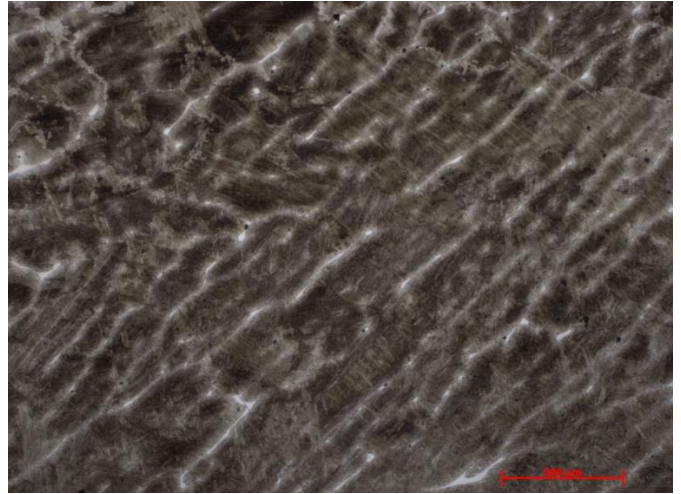
Obrázek 22: Vzorek 3CI - Přejíchodová oblast, zvětšení 25x



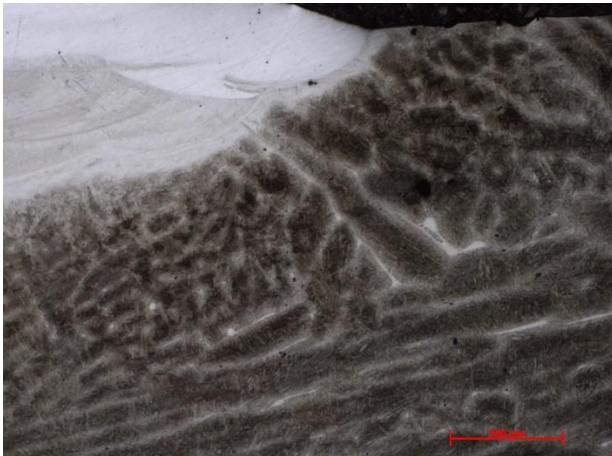
Obrázek 23: Vzorek 3CI - TOO - Ukázka δ - feritu + vněštek, zvětšení 200x (vlevo), zvětšení 500x (vpravo)



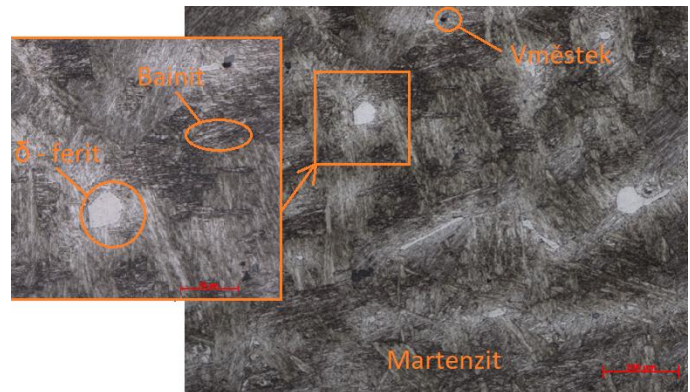
Obrázek 24: Vzorek 2CII - Přechodová oblast, zvětšení 25x



Obrázek 25: Vzorek 2CII - TOO s vyšším výskytem bílých částic (delta feritu), zvětšení 25x



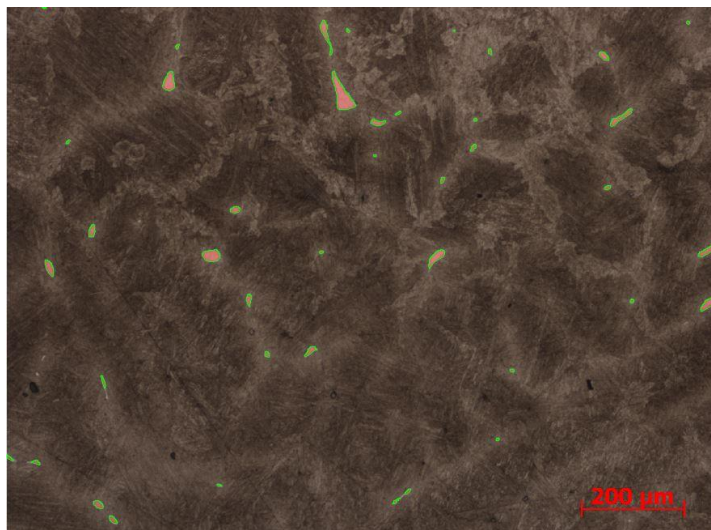
Obrázek 26: Vzorek 3CII - Přechodová oblast, zvětšení 25x



Obrázek 27: Vzorek 3CII - TOO - popis mikrostruktury, zvětšení 100x (vlevo), zvětšení 200x (vpravo)

c) Plošný podíl delta feritu

Pro vyhodnocení podílu δ – feritu v oceli bylo pořízeno na každém vzorku 10 snímků mikrostruktury při zvětšení 50x. Následně bylo provedeno prahování těchto fotografií.



Obrázek 28: Ukázka prahování

Tabulka 19: Procentuální podíl plošného obsahu delta feritu v materiálu u vzorků ze sady S1

Vzorek	2CI		2CII		3CI		3CII	
	Průměr	St. odchylka	Průměr	St. odchylka	Průměr	St. odchylka	Průměr	St. odchylka
Vyplněná plocha [μm]	2046,08	3243,6	849,16	1868,07	2125,28	4962,82	1039,33	4228,6
Měřená plocha [μm]	3203200							
Průměr. hustota [%]	0,28 ± 0,04		0,23 ± 0,06		0,36 ± 0,09		0,27 ± 0,04	

Procentuální podíl delta feritu, viz Tab. 19, se u sady vzorků S1 pohybuje v rozmezí 0,23 – 0,36 %. Je zde lehký rozdíl mezi vzorky s přídavným materiálem WELCO 2742 (2CI, 2CII), kde se pohybuje podíl plošného obsahu delta feritu mezi 0,23 – 0,28 %. U vzorků s materiálem Cronitex 220 (3CI, 3CII) se tento podíl pohybuje mezi 0,27 – 0,36 %. Celkově je však tento procentuální rozdíl jen nepatrný.

d) Velikost teplem ovlivněné oblasti (TOO)

Velikost teplem ovlivněné oblasti se u vzorku z první sady S1 pohybuje v rozmezí 1,25 – 2,25 mm. U vzorků s přídavným materiálem WELCO 2742 (2CI a 2CII) je velikost TOO v rozmezí 1,5 – 2,25 mm. Velikost TOO u vzorků s přídavným materiálem Cronitex 220 je hodnota v rozmezí 1,25 – 2 mm. Hodnoty velikosti TOO u jednotlivých vzorků jsou zaznamenány v Tab. 20

Tabulka 20: Velikost TOO u první sady vzorků S1

Vzorek	Velikost TOO [mm]
2CI	1,5
2CII	2,25
3CI	1,25
3CII	2

6.2.2 Druhá sada vzorků - S2

a) Makrostruktura svarů

Makrostruktura vzorků ze sady S2 je vyobrazena na složených snímcích viz Obr. 29 – Obr. 32. Jde zde zřetelně vyobrazen svarový kov, přechodová oblast, a základní materiál v TOO. V některých případech lze zpozorovat i způsob kladení svarových housenek. Pórovitost ve svarovém kovu je v případě této sady téměř nulová. V TOO je opět možno vidět hrubší charakter struktury. Na první pohled je však znát, že plošný podíl delta feritu bude u této sady zřetelně nižší než u sady vzorků S1.



Obrázek 29: Vzorek 1A_2A: Složený snímek svaru (leptáno Vilella Bain)



Obrázek 30: Vzorek 3A_4A: Složený snímek svaru (leptáno Vilella Bain)



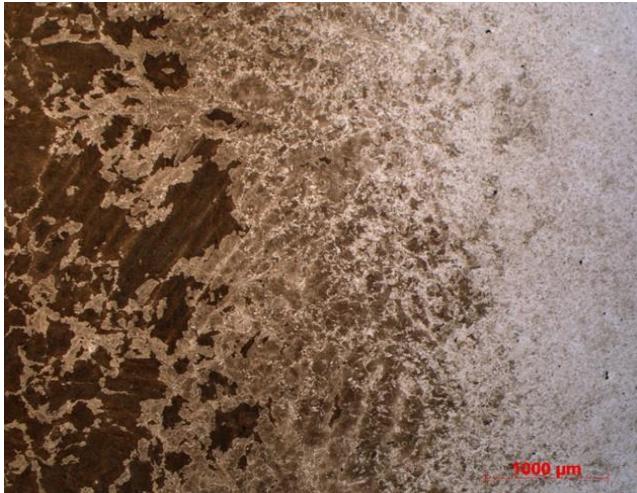
Obrázek 31: Vzorek 5A_6A: Složený snímek svaru (leptáno Vilella Bain)



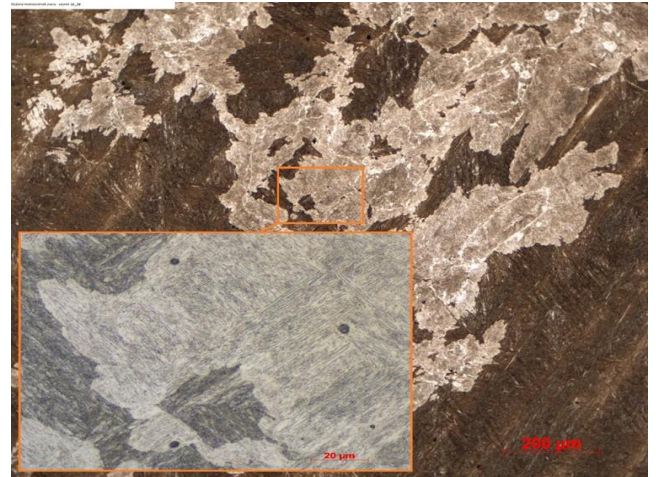
Obrázek 32: Vzorek 8A_9A: Složený snímek svaru (leptáno Vilella Bain)

b) Mikrostruktura svarů

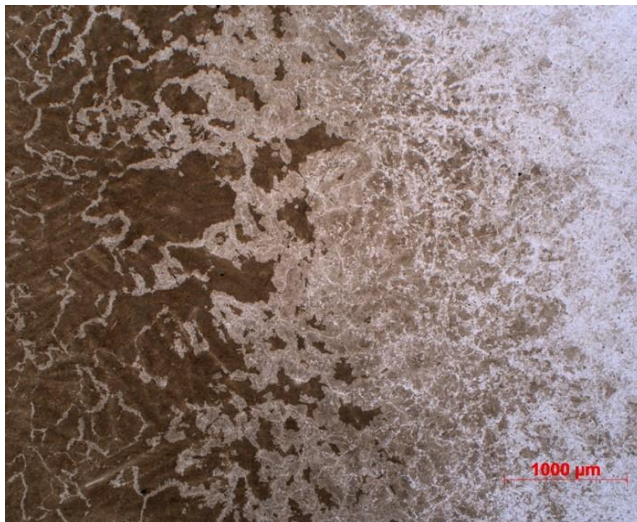
Z následujících snímků mikrostruktury, viz Obr. 33 – Obr. 40, je zřejmé, že základní materiál má převážně martenzitickou strukturu. U všech vzorků se v TOO vyskytuje jakýsi postupný přechod – hranice přechodu. V TOO ve svarovém kovu jsou jemnější zrna, následuje přechod do základního materiálu a zhrubnutí struktury – směr od svarového kovu. Toto okolí svarového spoje je tvořeno kombinací několika oblastí, v kterých se vyskytuje určité procento bainitu, zbytkového austenitu, martenzitu a karbidů. Podíl těchto strukturních složek se pak liší v závislosti na tom, jaké teploty bylo v TOO dosaženo. Postup těchto oblastí jde plynule od svarového kovu až do základní martenzitické matrice.



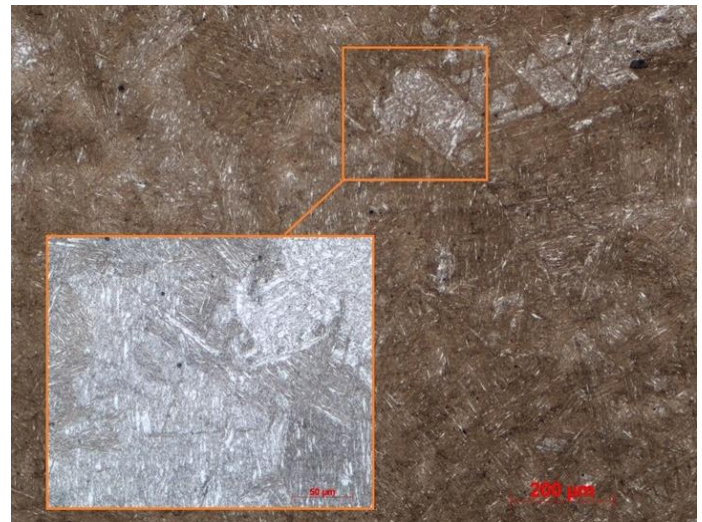
Obrázek 33: Vzorek 1A_2A - TOO (Přechod ze SV - pravá strana, do ZM - levá strana), zvětšení 25x



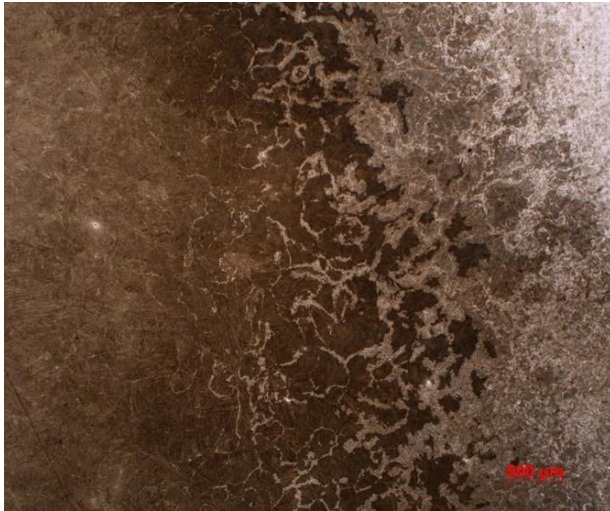
Obrázek 34: Vzorek 1A_2A - Oblast v TOO, zvětšení 100x (malý snímek 500x)



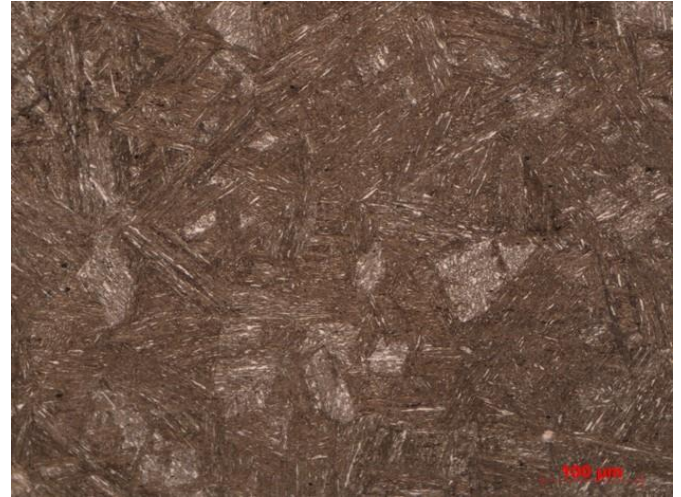
Obrázek 35: Vzorek 3A_4A – TOO (Přechod z ZM – v levo, do SV - v pravo), zvětšení 25x



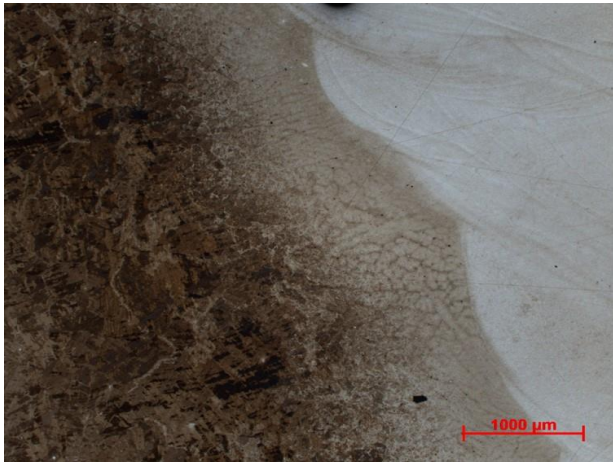
Obrázek 36: Vzorek 3A_4A – Martenzitická matrice s lokálními oblastmi bainitu a zbytkového austenitu, zvětšení 100x (malý snímek 500x)



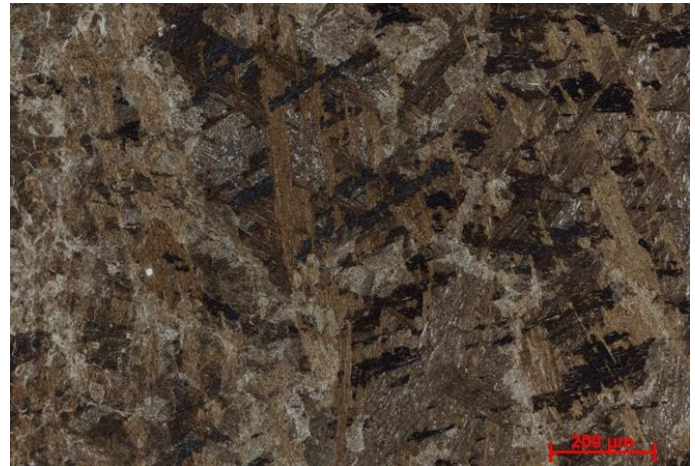
Obrázek 37: Vzorek 5A_6A – TOO, zvětšení 25x



Obrázek 38: Vzorek 5A_6A – Martenzitická matrice s lokálními místy zbytkového austenitu a bainitu, zvětšení 200x



Obrázek 39: Vzorek 8A_9A – TOO, zvětšení 25x



Obrázek 40: Vzorek 8A_9A – TOO, zvětšení 100x

c) Plošný podíl delta feritu

Pro vyhodnocení podílu δ – feritu v oceli bylo pořízeno na každém vzorku 10 snímků mikrostruktury při zvětšení 50x. Jak bylo však vyobrazeno v předchozí podkapitole Mikrostruktura vzorků ze sady S2, nebyl na snímcích zaznamenán žádný výskyt delta feritu, tudíž prahování snímků mělo jen potvrzovací funkci tohoto tvrzení. U vzorků z druhé sady byl zaznamenán téměř nulový výskyt delta feritu.

d) Velikost teplem ovlivněné oblasti (TOO)

Velikost teplem ovlivněné oblasti se u vzorku z druhé sady S2 pohybuje v rozmezí 2,3 – 3,4 mm. U vzorků s menším počtem housenek (1A_2A, 3A_4A) je velikost TOO v rozmezí 3,4 – 2,9 mm. Velikost TOO u vzorků s vyšším počtem housenek (5A_6A, 8A_9A) je hodnota v rozmezí 2,3 – 2,7 mm. Hodnoty velikosti TOO u jednotlivých vzorků jsem zaznamenány viz Tab. 21

Tabulka 21: Velikost TOO vzorků z druhé sady S2

Vzorek	Velikost TOO [mm]
1A_2A	3,4±0,19
3A_4A	2,9±0,25
5A_6A	2,7±0,21
8A_9A	2,3±0,32

6.2.3 Třetí sada vzorků - S3

a) Makrostruktura vzorků

Makrostruktura vzorků ze sady S3 je vyobrazena na složených snímcích viz Obr. 41 – Obr. 43. Jde zde zřetelně vyobrazen svarový kov, přechodová oblast, a základní materiál v TOO. Vzorky byly v tomto případě leptány leptadlem Vilella Bain. Je zde vyobrazena i výrazná hranice ztavení u TOO.



Obrázek 41: Vzorek COR1: Složený snímek svaru (Leptáno Vilella Bain)



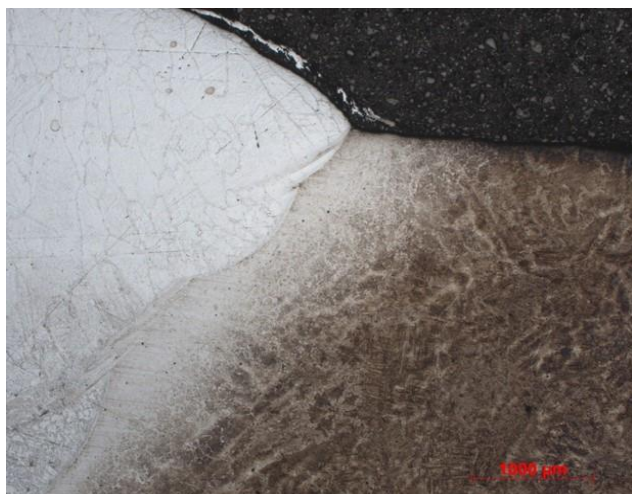
Obrázek 42: Vzorek COR2: Složený snímek svaru (leptáno Vilella Bain)



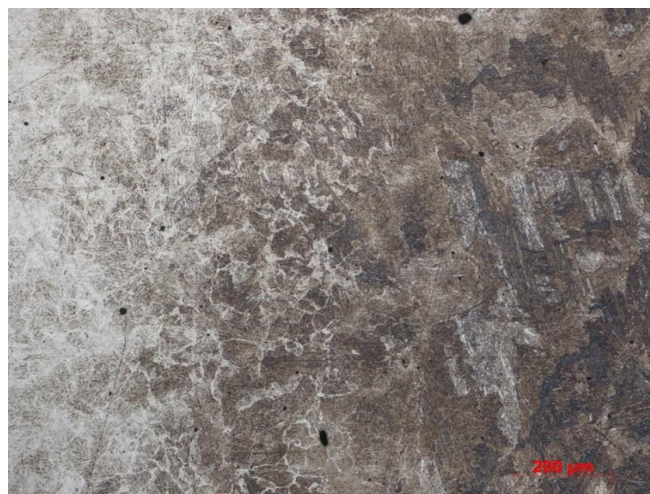
Obrázek 43: Vzorek COR3: Složený snímek svaru (leptáno Vilella Bain)

b) Mikrostruktura vzorků

Z snímků mikrostruktury, viz Obr. 44 – Obr. 49, je patrné, že základní materiál má převážně martenzitickou strukturu s občasným výskytem delta ferit, viz Obr. 47, který je však opět řádově nižší, než u první sady vzorků S1. Ve všech případech se také objevuje TOO a fúzní čára (hranice), která je ve všech případech výrazně viditelná. V TOO ve svarovém kovu jsou jemnější zrna, následuje přechod do základního materiálu a opětovnému zhrubnutí struktury. Mikrostruktura se výrazně mění v přechodu ve směru od svarového kovu. Jsou zde velké oblasti bainitu, nepřeměněného austenitu, martenzitu a popuštěného martenzitu. Tyto oblasti se zmenšují směrem k ZM.



Obrázek 44: Vzorek COR1 – TOO, zvětšení 25x



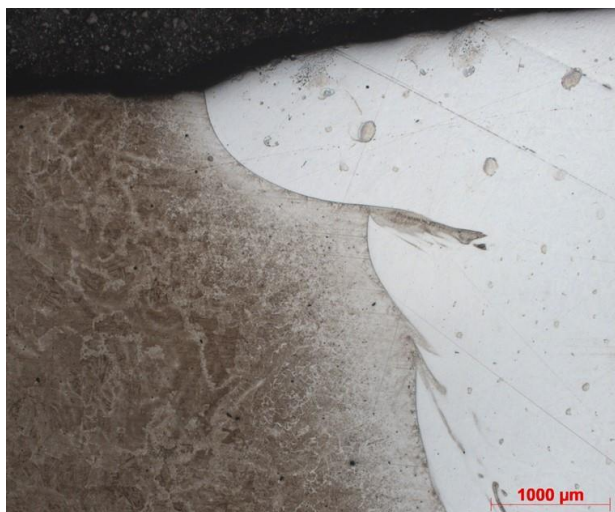
Obrázek 45: Vzorek COR1 - TOO, zvětšení 100x



Obrázek 46: Vzorek COR2 – TOO, zvětšení 25x



Obrázek 47: Vzorek COR2 – TOO s výskytem delta feritu,
zvětšení 100x



Obrázek 48: Vzorek COR3 – TOO, zvětšení 25x



Obrázek 49: Vzorek COR3 - TOO, zvětšení 200x

c) Plošný podíl delta feritu

V tomto případě byl opět celkový plošný podíl delta feritu zanedbatelný. Výraznější výskyt byl však zaznamenán podél hranice ztavení. Rozložení delta feritu podél této hranice byl nerovnoměrný. Procentuální hodnoty plošného podílu delta feritu podél hranice ztavení jsou zaznamenány v Tab. 22.

Tabulka 22: Plošný podíl delta feritu podél hranice ztavení v TOO

Vzorek	COR1		COR2		COR3	
	Průměr	St. odchylka	Průměr	St. odchylka	Průměr	St. odchylka
Měřená plocha [μm]	Hranice ztavení					
Průměr. hustota [%]	8,6 ± 5,02		8,2 ± 3,68		8,9 ± 4,14	

d) Velikost teplem ovlivněné oblasti (TOO)

Velikost teplem ovlivněné oblasti se u vzorku z třetí sady S3 pohybuje v rozmezí 1,9 – 2,7 mm. U vzorků s přídavným materiálem OK TIGROD 312 (COR1 a COR2) je velikost TOO v rozmezí 1,9 – 2,4 mm. Velikost TOO u vzorků s přídavným materiálem OK TIGROD 2509 je 2,7 mm. Hodnoty velikosti TOO u jednotlivých vzorků jsem zaznamenány v Tab. 23

Tabulka 23: Velikost TOO u vzorků z třetí sady S3

Vzorek	Velikost TOO [mm]
COR1	2,4±0,03
COR2	1,9±0,01
COR3	2,7±0,04

7 Mechanické testování zkušebních vzorků

Tato kapitola se zabývá mechanickým testováním vzorků s cílem zjistit jejich mechanické vlastnosti. Konkrétně byly vybrány čtyři různé typy testů: zkouška tahem, zkouška rázem v ohybu, tribologická zkouška a zkouška mikrotvrdoti. Vybrané testy byly zvoleny na základě dané tematiky a jsou klíčové pro posouzení vlastností svarových spojů, které jsou hlavním předmětem této práce. Zkouška tvrdosti a zkouška tribologickým otěrem byly zvoleny přímo v návaznosti na danou problematiku, tedy na požadavky související s provozem vodních turbín a vlastnostmi materiálů používaných ve vodním prostředí. Tahová zkouška a zkouška rázem v ohybu byly voleny dodatečně pro zjištění celkové úrovně mechanických vlastností svarových spojů. Vyhodnocení i těchto zkoušek může přispět k vyhodnocení vlastností, které budou uplatněny dále v provozu vodních elektráren.

Hodnocení některých testů bylo provedeno ve spolupráci s VZU Plzeň s.r.o.

7.1 Metodika hodnocení

Pro vyhodnocení vlivu zvolených parametrů svařování a mikrostruktury jednotlivých vzorků na kvalitu svarových spojů bylo nutno provést několik mechanických zkoušek. Pro naše hodnocení byly vybrány a provedeny následující analýzy:

- Zkouška tahem dle ČSN EN ISO 4136
- Zkouška rázem v ohybu dle ČSN ISO 148-1
- Měření mikrotvrdoti dle ČSN EN ISO 6507-1
- Tribologická zkouška dle ASTM G99 2016

7.2 Zkouška tahem

Na odebraných zkušebních vzorcích byla nejprve provedena zkouška tahem, při které bylo přihlíženo k normě ČSN EN ISO 6892-1. Zkouška byla provedena na zkušebním systému ZZ5 Zwick 250 kN při teplotě 23 °C. Rychlost zkoušky byla volena ve dvou oblastech: v oblasti do meze kluzu a v této oblasti byla rychlost nastavena na 0,00025 1/s. Rychlost zkoušky mimo tyto oblasti pak byla nastavena na 0,0067 1/s. Předzatížení bylo pro tuto zkoušku nastaveno na hodnotu 10 MPa.

7.2.1 Výsledky zkoušky tahem

Tabulka 24: Výsledné hodnoty zkoušky tahem

Vzorek	Označení	Rm (MPa)	Rm (MPa) Průměr	Rm (MPa) Odchylka	Poznámky
1A_2A	a	825	826	0,7	Lom ZM
	b	826			Lom ZM
3A_4A	a	800	802	2,1	Lom ZM
	b	803			Lom ZM
5A_6A	a	805	805	0	Lom ZM
	b	805			Lom ZM
8A_9A	a	806	807	0,7	Lom ZM

	b	807			Lom ZM
COR1	a	816	817	0,7	
	b	817			
COR2	a	805	809	5,7	
	b	813			
COR3	a	813	816	4,2	
	b	819			

Výsledné hodnoty zkoušky tahem se u sady vzorků S2 pohybovaly v rozmezí $R_m = 807 - 826 \pm 0 - 2,1$ MPa. U vzorků ze sady S3 to bylo pro vzorek COR1 a COR2 (přídavný materiál OK TIGROD 312) v rozmezí $R_m = 817 \pm 0,7$ MPa a $R_m = 809 \pm 5,7$ MPa a u vzorku COR3 (přídavný materiál OK TIGROD 2509) byla hodnota $R_m = 816 \pm 4,2$. Lze konstatovat, že všechny výsledné hodnoty R_m , jak ze sady S2, tak ze sady S3, se výrazně neodlišují. Výsledné hodnoty jsou uvedeny v Tab. 24.

Během zkoušky tahem došlo k porušení zkušebních těles mimo oblast svaru a TOO. To naznačuje, že tyto oblasti jsou odolnější vůči tomuto typu namáhání než základní materiál.

7.3 Zkouška rázem v ohybu

Zkouška rázem v ohybu byla provedena vždy na 2 zkušebních tělesech o rozměrech 10x10x55 mm od každého vlastního vzorku. Při provádění této zkoušky bylo přihlíženo k normě ČSN EN ISO 148-1. Zkušební tělesa byla opatřena vrubem V o hloubce 2 mm. Pro tuto zkoušku byl použit zkušební stroj Zwick RKP450 osazený kladivem 450 J s břitem R2.

7.3.1 Výsledky zkoušky rázem v ohybu

U druhé sady vzorků S2 jsou zřetelné rozdíly v odolnosti vůči rázovému namáhání u vzorků s nižším a vyšším počtem svarových housenek. Vzorky s nižším počtem svarových housenek (1A_2A a 3A_4A) mají výrazně nižší hodnotu nárazové práce, $Kv_2 = 85$ J a $Kv_2 = 58$ J než vzorky s vyšším počtem housenek (5A_6A, 8A_9A), kde byla hodnota nárazové práce $Kv_2 = 161$ J a $Kv_2 = 204$ J. Z toho vyplývá, že vzorky s vyšším počtem svarových housenek mají vyšší odolnost vůči rázovému namáhání. Přídavný materiál v tomto případě nerozhodoval, jelikož byly všechny vzorky svařeny se stejným přídavným materiálem.

U třetí sady vzorků S3 je z naměřených hodnot zřejmé, že svarový spoj s přídavným materiálem OK TIGROD 2509 je odolnější vůči rázovému namáhání, než přídavný materiál OK TIGROD 312. Hodnoty nárazové práce vzorků COR1 a COR2 se pohybují průměrně okolo $Kv_2 = 52$ J. U vzorku COR3 je tato hodnota řádově vyšší, a to $Kv_2 = 195$ J. Všechny výsledné hodnoty jsou uvedeny v Tab. 25.

Tabulka 25: Výsledné hodnoty zkoušky rázem v ohybu

Vzorek	T [°C]	Označení	Kv2	Kv2 Průměr [J]	Kv2 Odchylka [J]	Poznámky
1A_2A	20	a	84	85	1,4	Lom ZM
		b	86			Lom ZM
3A_4A		a	63	58	7,1	Lom ZM
		b	53			Lom ZM
5A_6A		a	173	161	17	Lom ZM
		b	149			Lom ZM
8A_9A		a	210	204	8,5	Lom ZM
		b	198			Lom ZM
COR1		a	61	56	7,1	
		b	51			
COR2		a	47	48	1,4	
		b	49			
COR3	a	192	195	3,5		
	b	197				

7.4 Analýza mikrotvrdomosti

Analýza mikrotvrdomosti napříč každým vzorkem proběhla dle normy ČSN EN ISO 6507-1. Bylo provedeno měření mikrotvrdomosti HV01 (vtiskové zatížení 100 gf) dle Vickerse, při kterém byly do vzorku provedeny vtisky indentorem - diamantový pravidelný čtyřboký jehlan o vrcholovém úhlu 136°. K měření byl využit poloautomatický tvrdoměr Struers DuraScan.

Průběh mikrotvrdomosti byl měřen vždy ze základního materiálu (ZM) přes TOO až do svarového kovu. U první série vzorků, tedy u umělých vad, bylo provedeno jedno měření průběhu mikrotvrdomosti ve středu vzorku. U druhé a třetí sady vzorků pak bylo provedeno měření průběhu vždy u koruny a paty svaru, a to minimálně 0,3 mm od okraje vzorku. Vtisky byly pokaždé provedeny ve vzdálenosti 500 µm od dalšího vtisku.

7.4.1 Výsledky analýzy mikrotvrdomosti

a) První sada vzorků S1 – umělé vady

Vzorek 2CI

Dle Tab. 26 je zřejmé, že tvrdost přídavného materiálu (WELCO 2742), kterým byl otvor zavařen, je vyšší než tvrdost základního materiálu vzorku. Průběh poklesu tvrdosti lze vidět na grafu průběhu tvrdosti z návaru do základního materiálu viz Obr. 50. Nejvyšší zaznamenaná hodnota tvrdosti je v oblasti přídavného materiálu, a to **359 HV0.1**. Nejnížší naměřená hodnota tvrdosti je pak v základním materiálu a to **263 HV0.1**.

Tabulka 26: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti HV0.1 - vzorek 2CI

Vtisk	Oblast	Tvrdość HV0.1	Průměrná tvrdość HV0.1	Úhlopříčka 1 [μm]	Úhlopříčka 2 [μm]	Průměrná hodnota úhlopříčky [μm]
1	Návar	359	348	23,005	22,478	22,742
2	Návar	340		23,357	23,357	23,357
3	Návar	357		22,478	23,093	22,786
4	Návar	336		23,357	23,62	23,489
5	TOO	331	335	23,444	23,883	23,664
6	TOO	367		22,654	22,303	22,479
7	TOO	308		24,235	24,849	24,542
8	ZM	293	273	25,421	24,909	25,165
9	ZM	263		26,430	26,693	26,562
10	ZM	263		25,552	27,571	26,562

Vzorek 2CII

Průběh tvrdosti z návaru (přídavný materiál WELCO 2742) do základního materiálu je jako v předchozím případě v podobě poklesu. Nejvyšší naměřená hodnota tvrdosti **404 HV0.1** je opět v oblasti návaru, a konečná naměřená hodnota tvrdosti již v základním materiálu je **255 HV0.1**. Výsledné hodnoty jsou zaznamenány v Tab. 27.

Tabulka 27: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti HV0.1 - vzorek 2CII

Vtisk	Oblast	Tvrdość HV0.1	Průměrná tvrdość HV0.1	Úhlopříčka 1 [μm]	Úhlopříčka 2 [μm]	Průměrná hodnota úhlopříčky [μm]
1	Návar	335	362	23,444	23,62	23,532
2	Návar	353		23,093	22,742	22,9175
3	Návar	359		22,654	22,83	22,742
4	Návar	404		21,513	21,337	21,425
5	TOO	388	350	22,566	21,161	21,8635
6	TOO	353		23,269	22,566	22,9175
7	TOO	311		24,586	24,235	24,4105
8	ZM	282	267	25,464	25,815	25,6395
9	ZM	265		25,991	26,957	26,474
10	ZM	255		25,991	27,922	26,9565

Vzorek 3CI

Zavařený otvor přidavným materiálem CRONITEX 220 má průběh tvrdosti z návaru do základního materiálu lehce odlišný od předchozích dvou případů. Průměrná tvrdost návaru **250 HV0.1** je v tomto případě nižší než tvrdost základního materiálu, která se opět pohybuje okolo hodnoty **260 HV0.1**. Nejvyšší průměrná hodnota byla zaznamenána v tomto případě v TOO vzorku, a to **366 HV0.1**. Všechny naměřené hodnoty jsou zaznamenány v Tab. 28.

Tabulka 28: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti HV 0.1 - vzorek 3CI

Vtisk	Oblast	Tvrdost HV0.1	Průměrná tvrdost HV0.1	Úhlopříčka 1 [μm]	Úhlopříčka 2 [μm]	Průměrná hodnota úhlopříčky [μm]
1	Návar	262	250	26,624	26,625	26,6245
2	Návar	244		27,308	27,835	27,5715
3	Návar	251		26,693	27,659	27,176
4	Návar	243		27,402	27,84	27,621
5	TOO	372	366	22,782	21,883	22,3325
6	TOO	360		22,215	23,181	22,698
7	ZM	260	260	26,342	27,044	26,693
8	ZM	257		26,869	26,869	26,869
9	ZM	257		27,308	26,444	26,876
10	ZM	266		25,958	26,898	26,428

Vzorek 3CII

U druhého návaru z přidavného materiálu CRONITEX 220 je opět průměrná tvrdost nižší, než u přidavného materiálu WELCO 2742, a to **301 HV0.1**. Tvrdost základního materiálu opět potvrzuje svoji hodnotou **266 HV0.1**, správnost tvrdosti základního materiálu, jelikož se tato hodnota blíží všem ostatním naměřením hodnotám základního materiálu u této sady vzorků. Tvrdost TOO je, stejně jako u přechozího vzorku, nejvyšší – **372 HV 0.1**. Výsledné hodnoty jsou zaznamenány viz Tab. 29.

Tabulka 29: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti HV 0.1 - vzorek 3CII

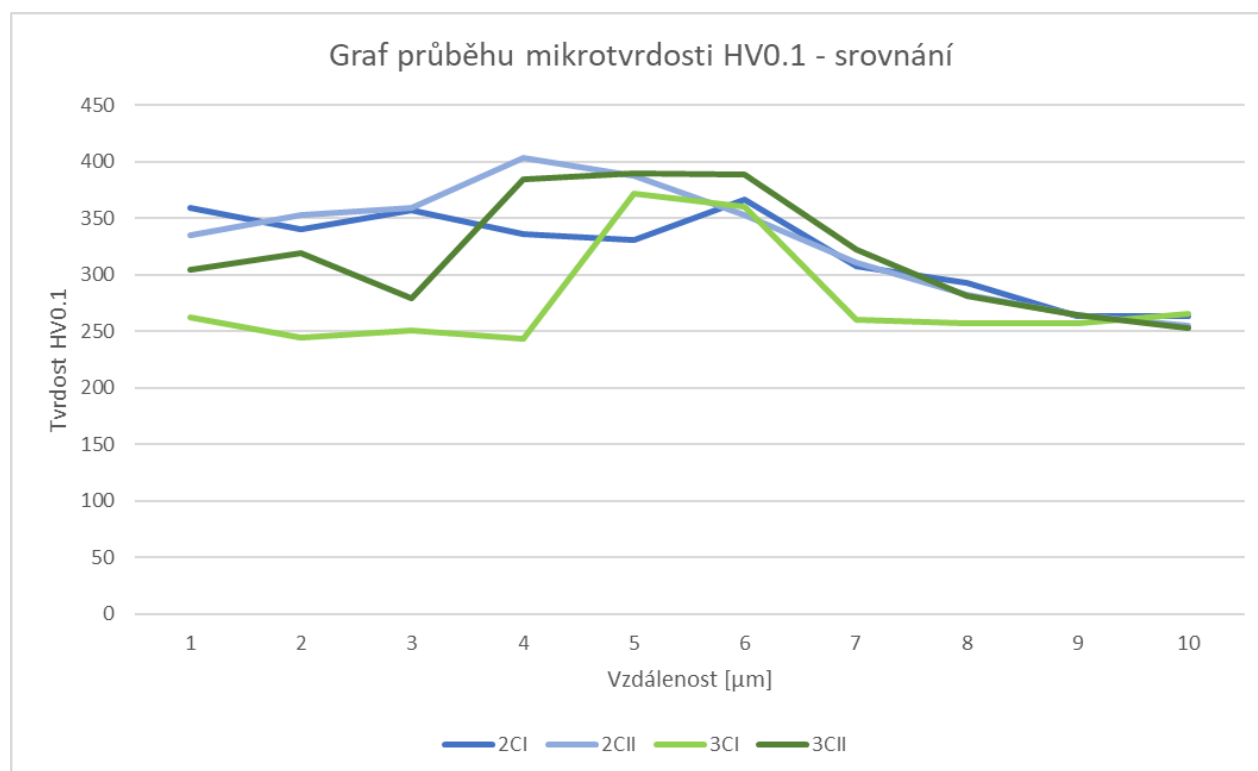
Vtisk	Oblast	Tvrdost HV0.1	Průměrná tvrdost HV0.1	Úhlopříčka 1 [μm]	Úhlopříčka 2 [μm]	Průměrná hodnota úhlopříčky [μm]
1	Návar	305	301	25,166	24,109	24,6375
2	Návar	319		23,826	24,383	24,1045
3	Návar	279		25,578	25,969	25,7735

4	TOO	385	372	22,057	21,809	21,933
5	TOO	390		21,959	21,632	21,7955
6	TOO	389		21,513	22,127	21,820
7	TOO	322		23,708	24,322	24,015
8	ZM	281	266	26,029	25,339	25,684
9	ZM	265		26,166	26,693	26,4295
10	ZM	253		26,430	27,747	27,0885

Shrnutí výsledků mikrotvrdomosti u sady S1

U všech vzorků byla potvrzena průměrná hodnota tvrdosti základního materiálu, a to v rozmezí **260 – 273 HV0.1**. U vzorků s přídavným materiálem WELCO 2742 (2CI, 2CII) byla pak naměřena průměrná tvrdost okolo **348 – 362 HV0.1**. U vzorků s přídavným materiálem Cronitex 220 byla naopak průměrná hodnota tvrdosti v rozmezí **250 – 301 HV0.1**. Na základě těchto výsledků lze konstatovat, že svarový spoj s přídavným materiálem **WELCO 2742** má řádově vyšší hodnotu tvrdosti než svarový spoj s přídavným materiálem **Cronitex 220**.

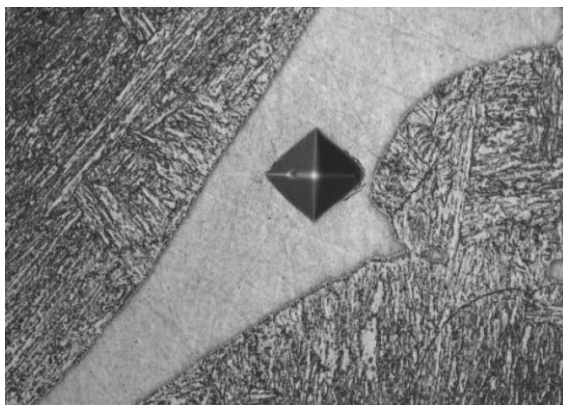
V TOO byl zaznamenán vždy mírný nárůst tvrdosti, a to přibližně na hodnoty **335 – 350 HV0.1** u vzorků 2CI a 2CII. U vzorků 3CI a 3CII to byla tvrdost opět vyšší, a to v rozmezí **366 – 372 HV0.1**. Průběh tvrdosti napříč všemi vzorky je zaznamenána v Obr. 50.



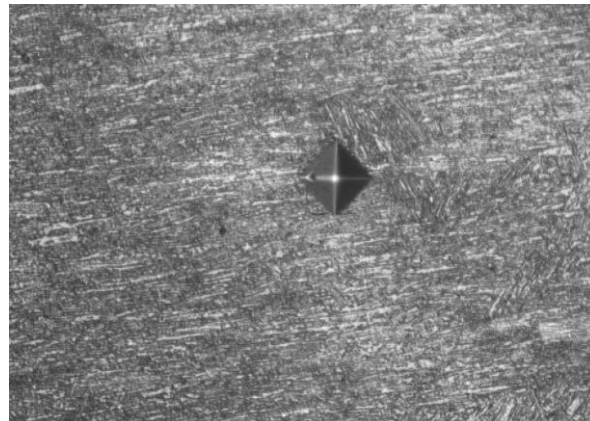
Obrázek 50: Srovnání průběhu tvrdosti HV0.1 první sady vzorků S1

Určení tvrdosti a přítomnosti delta feritu ve struktuře materiálu

Při měření byly provedeny 3 vtisky do náhodně vybraných bílých oblastí (předpokládáný δ – ferit) a 3 vtisky do základní matrice (martenzit).



Obrázek 51: Vtisk v bílé oblasti (předpokládáný δ - ferit)



Obrázek 52: Vtisk v matrici (předpokládáný martenzit)

Tabulka 30: Naměřené hodnoty mikrotvrdości v bílé oblasti

Vtisk	Tvrđost HV0.1	Úhlopříčka 1 [μm]	Úhlopříčka 2 [μm]	Průměrná hodnota úhlopříčky [μm]
1	212	29,677	29,499	29,588
2	222	28,966	28,788	28,877
3	379	21,68	22,568	22,124

Uvažujeme průměrnou hodnotu tvrdosti bílé oblasti 217 HV0.1. Poslední výsledná hodnota 379 HV0.1 se výrazně liší od předchozích měření, proto uvažujeme tuto hodnotu za neplatnou – chybné měření (nejspíše vtisk z větší části v matrici).

Tabulka 31: Naměřené hodnoty mikrotvrdości v matrici

Vtisk	Tvrđost HV0.1	Úhlopříčka 1 [μm]	Úhlopříčka 2 [μm]	Průměrná hodnota úhlopříčky [μm]
1	382	22,036	22,047	22,042
2	376	21,680	22,746	22,213
3	379	21,680	22,568	22,124

Uvažujeme průměrnou hodnotu tvrdosti matrice 379 HV0.1.

Z výsledků naměřených tvrdostí, viz Tab. 30 a Tab. 31, lze upozorovat, že průměrná tvrdost matrice **379 HV0.1** je podstatně větší než tvrdost v bílé oblasti **217 HV0.1**.

Na základě tohoto výsledku lze konstatovat, že se jedná o měkkčí fázi. Na základě výsledků mikrotvrdosti a chemické analýzy se tedy potvrzuje, že se jedná o δ – **ferit**.

b) Druhá sada vzorků S2

U sady S2 bylo již provedeno měření mikrotvrdosti v horní linii (koruna) a dolní linii (pata) svaru. Naměřené hodnoty a jejich vyhodnocení je uvedeno níže.

Vzorek 1A_2A

Z naměřených hodnot, viz Tab. 32, je zřejmé, že tvrdost základního materiálu COR13-4 je menší než tvrdost přídavného materiálu. Také je zřejmé, že tvrdost v TOO je nejvyšší. Výsledné hodnoty průběhu tvrdosti jsou o poznání vyšší u kořene svaru, nežli u koruny svaru. Průměrná tvrdost základního materiálu je u koruny svaru **307 HV0.1**, přičemž u kořene svaru je to **330 HV0.1**. U TOO byly naměřeny nejvyšší hodnoty tvrdosti, a to **385 HV0.1** u koruny svaru a **397 HV0.1** u paty svaru. Ve svarovém kovu byla zaznamenána nejvyšší tvrdost u kořene svaru, a to **373 HV0.1**

Tabulka 32: Naměřené hodnoty tvrdosti HV0.1 - 1A_2A

Vtisk	Místo měření	Mikrotvrdost HV0.1			
		Horní linie – u povrchu svaru	Průměr	Dolní linie – u kořene svaru	Průměr
1	ZM	322	307	308	330
2	ZM	283		322	
3	ZM	315		356	
4	TOO	401	385	433	397
5	TOO	370		401	
6	TOO	385		359	
7	S	337	342	382	373
8	S	335		372	
9	S	353		366	

Vzorek 3A_4A

U vzorku 3A_4A nebyla zaznamenána výrazně vyšší či nižší tvrdost u koruny či paty svaru. Tvrdost ZM se u vzorku 3A_4A pohybuje okolo hodnoty **300 HV0.1**. Hodnota tvrdosti svarového kovu (Böhler CN 13/4 – IG) je také v obou případech, jak u koruny svaru, tak u paty svaru, vyšší než tvrdost základního materiálu, a to přibližně **405 HV0.1**. TOO byla znatelně vyšší u koruny svaru, a to **417 HV0.1**. Hodnoty jsou zaznamenány v Tab. 33.

Tabulka 33: Naměřené hodnoty tvrdosti HV0.1 - 3A_4A

Vtisk	Místo měření	Mikrotvrdość HV0.1			
		Horní linie – u povrchu svaru	Průměr	Dolní linie – u kořene svaru	Průměr
1	ZM	277	304	244	297
2	ZM	295		311	
3	ZM	340		337	
4	TOO	422	417	367	373
5	TOO	421		361	
6	TOO	408		391	
7	S	398	401	411	409
8	S	404		414	
9	S	401		404	

Vzorek 5A_6A

V tomto případě byla naměřena hodnota tvrdosti základního materiálu mezi **280 – 290 HV0.1**. Tvrdość v oblast TOO byla opět nejvyšší, a to u koruny svaru **401 HV0.1** a u kořene svaru **350 HV0.1**. Tvrdość přídavného materiálu (svarového kovu) byla v tomto případě přibližně **336 HV0.1**. Výsledné hodnoty jsou zaznamenány v Tab. 34.

Tabulka 34: Naměřené hodnoty tvrdosti HV0.1 - 5A_6A

Vtisk	Místo měření	Mikrotvrdość HV0.1			
		Horní linie – u povrchu svaru	Průměr	Dolní linie – u kořene svaru	Průměr
1	ZM	233	280	275	290
2	ZM	295		313	
3	ZM	313		281	
4	TOO	408	401	383	350
5	TOO	418		322	
6	TOO	376		345	
7	S	342	339	337	333
8	S	345		324	
9	S	331		339	

Vzorek 8A_9A

U vzorku 8A_9A byla zaznamenána odchylka tvrdosti u koruny svaru ZM – **374 HV0.1**. U paty svaru byla již tvrdost ZM v normě, jako u ostatních vzorků z této sady – **280 HV0.1**. Hodnota tvrdosti svarového kovu byla opět v tomto případě **328 – 346 HV0.1**. Hodnoty jsou zaznamenány v Tab. 35.

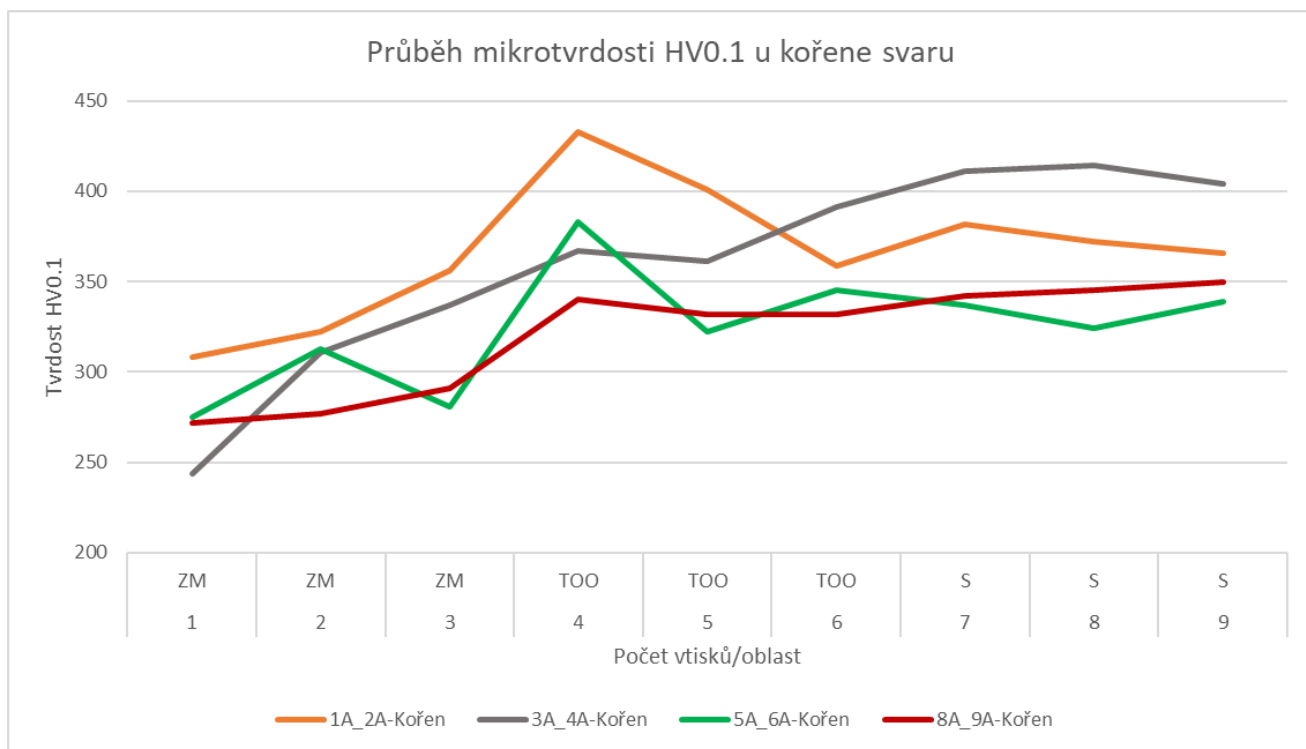
Tabulka 35: Naměřené hodnoty tvrdosti HV0.1 - 8A_9A

Vtisk	Místo měření	Mikrotvrdost HV0.1			
		Horní linie – u povrchu svaru	Průměr	Dolní linie – u kořene svaru	Průměr
1	ZM	342	374	272	280
2	ZM	382		277	
3	ZM	398		291	
4	TOO	422	408	340	335
5	TOO	403		332	
6	TOO	398		332	
7	S	327	328	342	346
8	S	329		345	
9	S	329		350	

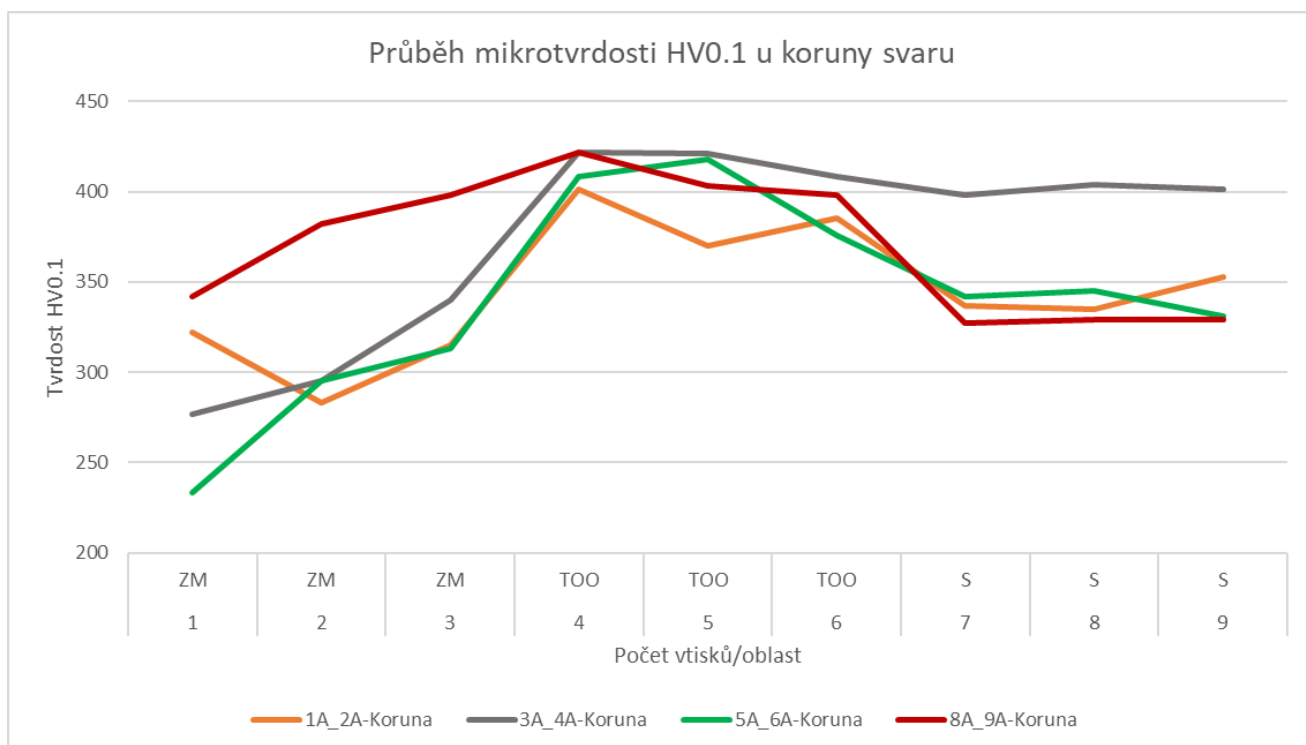
Shrnutí výsledků mikrotvrdosti u sady S2

Hodnota tvrdosti základního materiálu u vzorků druhé sady byla v průměrném rozmezí **280 – 307 HV0.1**. Tvrdost svarového kovu (přídavný materiál Böhler CN 13/4 – IG) byla vyšší u vzorků s nižším počtem svarových housenek (**1A_2A, 3A_4A**). Hodnota se v tomto případě pohybovala mezi **358 – 405 HV0.1**. U vzorků s vyšším počtem housenek (**5A_6A, 8A_9A**) byla tato hodnota v rozmezí **336-337 HV0.1**.

Vývoj tvrdosti napříč svarem u kořene a u koruny svaru je vyobrazen na Obr. 53 a Obr. 54. Vývoj naznačuje, že největší odchýlení od hodnot je vždy v TOO – nejvyšší hodnota tvrdosti téměř u každého vzorku. U koruny svaru se tato hodnota pohybuje okolo **400 HV0.1**, u paty svaru pak okolo **350 HV0.1**.



Obrázek 53: Vývoj mikrotvrlosti HV0.1 u kořene svaru - srovnání druhé sady vzorků



Obrázek 54: Vývoj mikrotvrlosti HV0.1 u koruny svaru - srovnání druhé sady vzorků

c) Třetí sada vzorků S3

U třetí sady vzorků S3 bylo měření tvrdosti provedeno ve dvou liniích – u koruny a kořene svaru. Hodnoty z měření mikrotvrdosti jednotlivých vzorků jsou zaznamenány v Tab. 36 – Tab. 38. Vyhodnocení tohoto měření je uvedeno v podkapitolách níže.

Vzorek COR1

Z naměřených hodnot viz Tab. 36 je zřejmé, že tvrdost základního materiálu COR13-4 je lehce vyšší (přibližně stejná) než tvrdost přídavného materiálu. Také je zřejmé, že tvrdost v TOO a oblasti fúzní hranice je nejvyšší.

Průměrná tvrdost základního materiálu je **282 HV0.1**, TOO je **375 HV01** a svarového kovu **270 HV01**.

Tabulka 36: Naměřené hodnoty mikrotvrdost HV01 - COR1

Vtisk	Místo měření	Mikrotvrdost HV0.1			
		Horní linie – u povrchu svaru	Průměr	Dolní linie – u kořene svaru	Průměr
1	ZM	274	280	281	283
2	ZM	288		282	
3	ZM	279		285	
4	TOO	335	371	339	379
5	TOO	375		393	
6	TOO	404		406	
7	S	270	272	263	267
8	S	282		268	
9	S	264		269	

Vzorek COR2

V tomto případě naměřené hodnoty potvrzují výsledky, které byly naměřeny u vzorku COR1. Přídavný materiál OK TIGROD 312 je u vzorku COR1 a COR2 stejný. Z naměřených hodnot, viz Tab. 37, je opět zřejmé, že tvrdost základního materiálu COR13-4 je lehce vyšší než tvrdost přídavného materiálu. Také je zřejmé, že tvrdost v TOO a oblast fúzní hranice je nejvyšší.

Průměrná tvrdost základního materiálu je v tomto případě **281 HV0.1**, TOO je **374 HV0.1** a tvrdost svarového kovu je přibližně **279 HV01**.

Tabulka 37: Naměřené hodnoty mikrotvrdomosti HV01 – COR2

Vtisk	Místo měření	Mikrotvrdomost HV0.1			
		Horní linie – u povrchu svaru	Průměr	Dolní linie – u kořene svaru	Průměr
1	ZM	278	280	274	282
2	ZM	287		282	
3	ZM	274		291	
4	TOO	318	375	335	373
5	TOO	378		401	
6	TOO	428		382	
7	S	286	284	264	274
8	S	279		292	
9	S	286		267	

Vzorek COR3

Vzorek COR3 se odlišuje od předchozích vzorků této sady přidáním materiálem - OK TIGROD 2509. V tomto případě je tvrdost základního materiálu menší než tvrdost svarového kovu. Tvrdost TOO a oblast fúzní hranice naopak potvrzují tvrzení jako u předchozích vzorků. Tvrdost je v těchto oblastech vyšší než u základního materiálu a svarového kovu. Hodnoty jsou zaznamenány v Tab. 38.

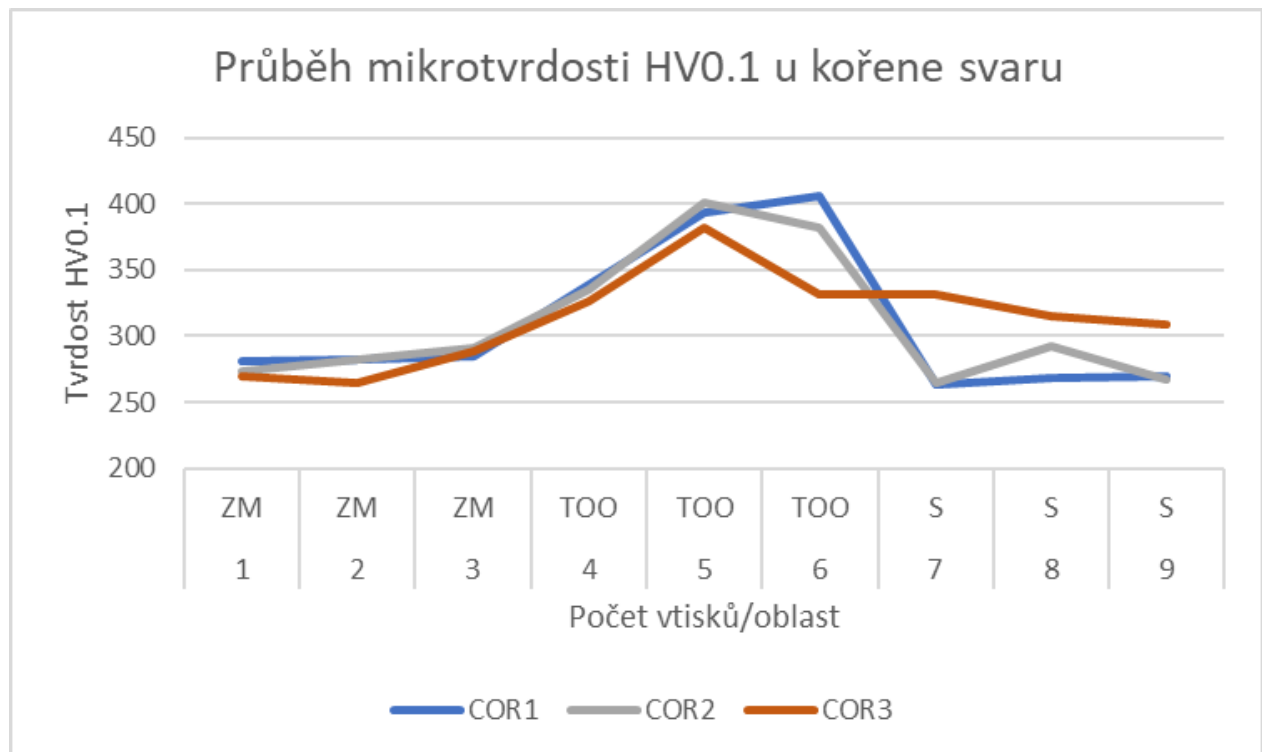
Průměrná tvrdost základního materiálu je **276 HV0.1**, TOO je **365 HV0.1** a svarového kovu je **323 HV0.1**.

Tabulka 38: Naměřené hodnoty mikrotvrdomosti HV01 – COR3

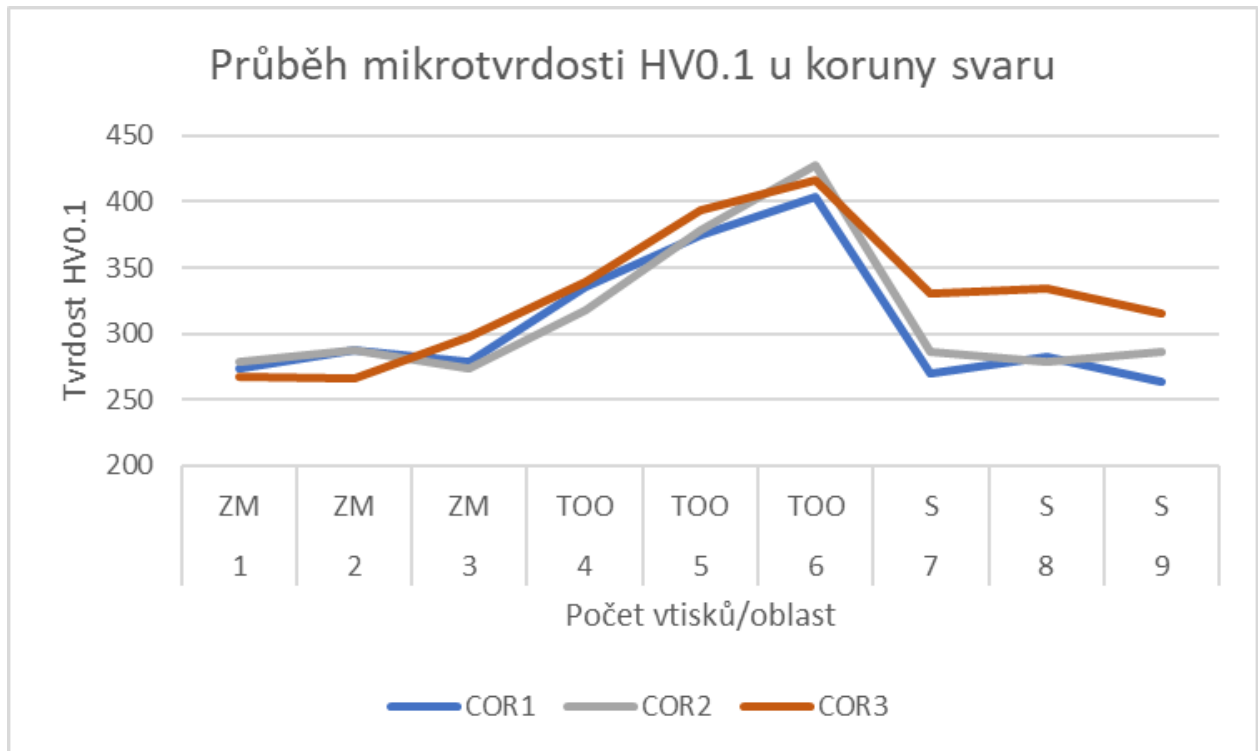
Vtisk	Místo měření	Mikrotvrdomost HV0.1			
		Horní linie – u povrchu svaru	Průměr	Dolní linie – u kořene svaru	Průměr
1	ZM	267	277	269	274
2	ZM	266		265	
3	ZM	298		289	
4	TOO	339	383	326	346
5	TOO	393		382	
6	TOO	416		331	
7	S	331	327	332	319
8	S	334		315	
9	S	315		309	

Shrnutí výsledků mikrotvrlosti u sady S2

Hlavním výsledkem, který vzešel z měření mikrotvrlosti HV0.1 této sady, je odlišná tvrdost svarového kovu u přídavného materiálu OK TIGROD 312 a OK TIGROD 2509. U vzorků COR1 a COR2, které mají jako přídavný materiál **OK TIGROD 312**, byla zaznamenána poměrně nižší tvrdost svarového kovu, a to přibližně **270 HV0.1 - 279 HV0.1**. U vzorku COR3, kde byl použit přídavný materiál **OK TIGROD 2509** byla tvrdost podstatně vyšší, a to přibližně **323 HV0.1**. Tvrlosti zaznamenané v ZM a TOO dosahovaly přibližně stejných hodnot u všech vzorků. Tvrдость ZM se pohybovala v rozmezí **276 – 282 HV0.1** a u TOO v rozmezí **365-375 HV0.1**. Průběh tvrdosti napříč oblastmi každého vzorku u kořene a koruny svaru jsou vyobrazeny na Obr. 55 – Obr. 56.



Obrázek 55: Vývoj mikrotvrlosti HV0.1 u kořene svaru - srovnání třetí sady vzorků



Obrázek 56: Vývoj mikrotvrdosti HV0.1 u koruny svaru - srovnání třetí sady vzorků

7.5 Tribologická analýza

V poslední řadě byla provedena tribologická analýza na experimentálních vzorcích pro určení koeficientu opotřebení převážně v oblasti svarového kovu a TOO. Analýza proběhla metodou Ball on Disk s přihlédnutím k normě ASTM G-99. Výsledný koeficient opotřebení, který byl způsoben pohybem a zatlačováním zkušební kuličky do povrchu rotujícího vzorku, byl spočten dle uvedené normy (viz rovnice 5). Parametry měření jsou zaznamenány v Tab. 39.

Tabulka 39: Vstupní parametry tribologické analýzy

Zkušební těleso	Safírová kulička (r = 3mm)
Rychlost otáčení vzorku	154 ot/min
Počet zátěžných cyklů	5 000
Zatěžující síla	30 N

Během samotné analýzy vznikla na povrchu pohybujícího se vzorku tribologická stopa, která byla vytvořena zkušebním tělesem (safírová kulička). Tribologická stopa ve tvaru kruhu měla vždy poloměr 3 mm. Následným detailnějším proměřením této stopy bylo pak možné stanovit odebraný objem materiálu ze vzorku a dopočítat koeficient opotřebení.

Rovnice pro výpočet koeficientu opotřebení:

$$W = \frac{V}{L \cdot s} \left[\frac{\text{mm}^3}{\text{N} \cdot \text{m}} \right] \quad (5)$$

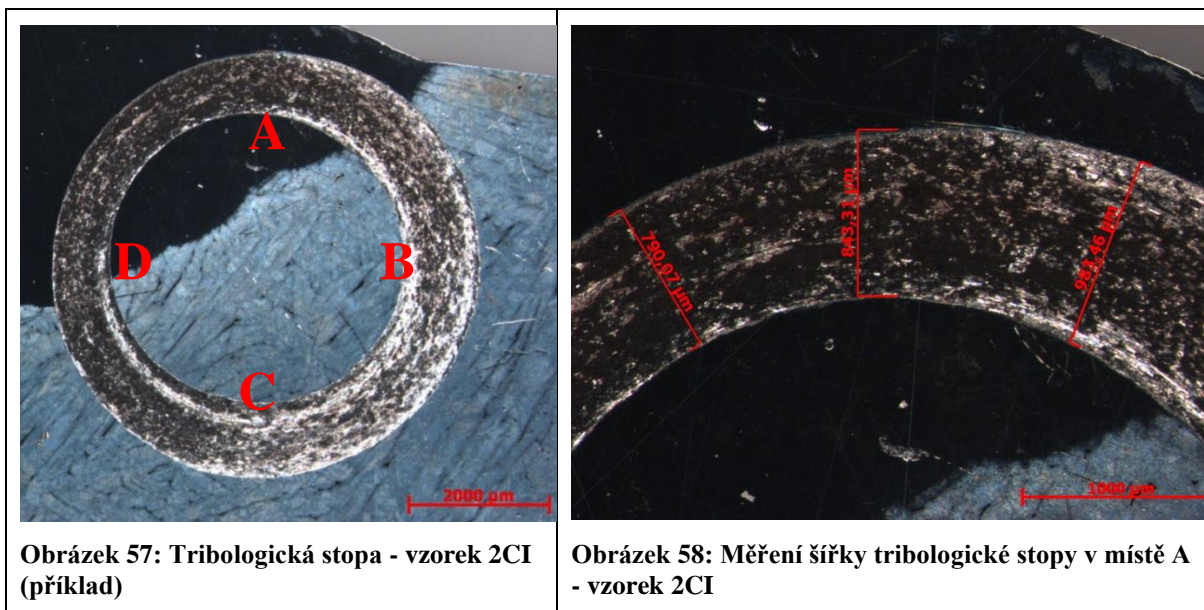
V - odebraný objem materiálu (mm³),

L - zatížení (N),

s - celková dráha, kterou zkušební těleso urazí (m)

Vyhodnocení této analýzy bylo provedeno dvěma způsoby. První způsob byl proveden proměřením šířky tribologické stopy u každého vzorku v oblasti SV a TOO. Šířka stopy byla průměrně měřena 3 krát ve čtyřech místech stopy. Z těchto hodnot byl proveden následně výpočet koeficientu opotřebení. Demonstrace tohoto měření lze vidět na Obr. 57 a Obr. 58, kde jsou určena místa měření a jejich názorná ukázka.

Druhý způsob vyhodnocení byl proveden prostřednictvím měření úbytku hmotnosti před měřením a následně po každé provedené stopě na zkušebním vzorku. Z těchto hodnot byly sestaveny grafy celkového objemu úbytku hmotnosti vzorků.



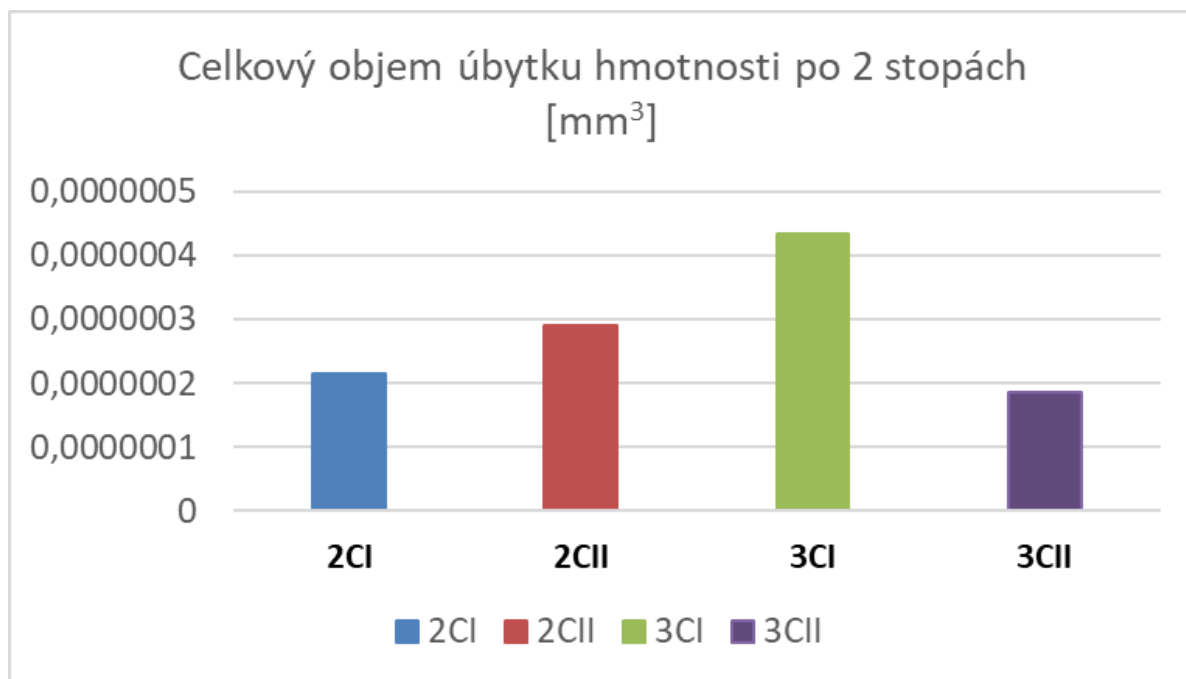
7.5.1 Výsledky tribologické analýzy

a) První sada vzorků S1

V případě tribologické analýzy bylo u první sady vzorků S1 zaznamenáno nejnižší opotřebení u vzorků s přídavným materiálem WELCO 2742 (2CI, 2CII). Zejména v oblasti svartového kovu byl koeficient opotřebení nejnižší, hodnoty jsou zaznamenány v Tab. 40. Objem hmotnostního úbytku se vychyluje pouze u vzorku 3CII, přesto je vypočtený koeficient dle normy ASTM G-99 výrazně vyšší než u vzorků 2CI a 2CII.

Tabulka 40: Hodnoty koeficientu opotřebení první sady vzorků S1

Vzorek	Koeficient opotřebení W [mm ³ /N*m]*10 ⁻²	
	Svarový kov	Zákl. materiál
2CI	792,0	1068,1
2CII	741,0	471,2
3CI	2062,9	1515,4
3CII	1416,2	1305,4



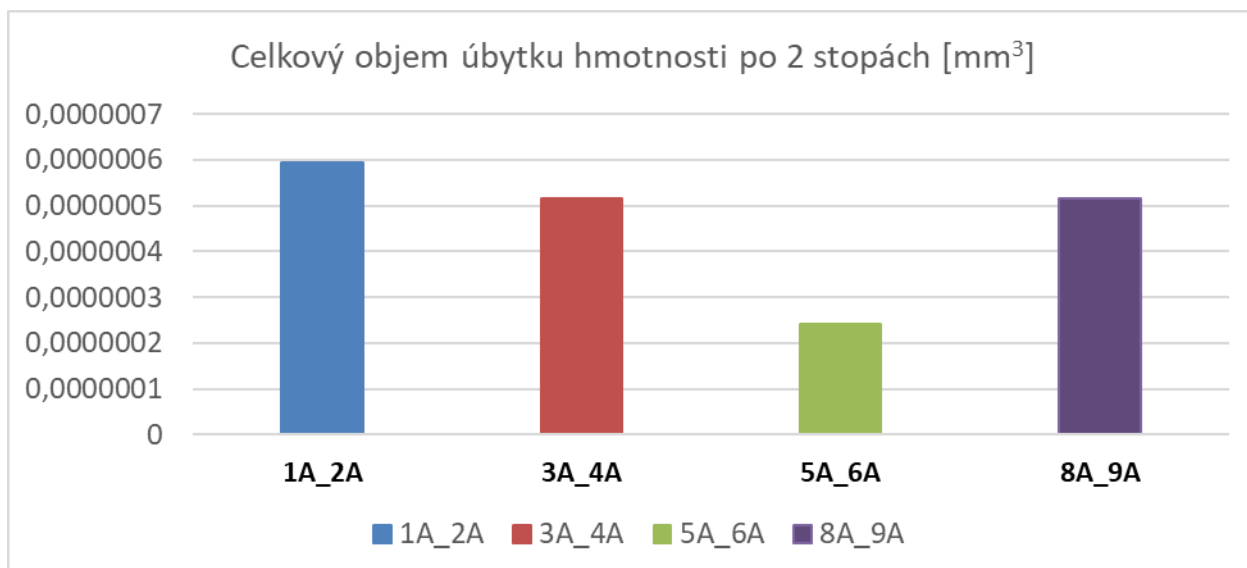
Obrázek 59: Celkový objem úbytku hmotnosti vzorků z první sady S1

b) Druhá sada vzorků S2

U vzorků s přídavným materiálem BÖHLER CN 13/4-IG bylo zaznamenáno nejnižší opotřebení povrchu u vzorku 5A_6A, kde proběhlo svařování bez předehřevu a bylo položeno 15 vrstev svaru. Vzorek 8A_9A, u kterého byly voleny podobné podmínky svařování, potvrdil vyšší odolnost proti povrchovému opotřebení svarů bez předehřevu a s použitím více svarových vrstev – koeficient opotřebení v oblasti svarového kovu byl nejnižší u těchto vzorků, viz Tab. 41. Hodnoty celkového objemu úbytku hmotnosti jsou vyobrazeny na grafu viz Obr. 60.

Tabulka 41: Hodnoty koeficientu opotřebení druhé sady vzorků S2

Vzorek	Koeficient opotřebení W [mm ³ /N*m]*10 ⁻²	
	Svarový kov	Zákl. materiál
1A_2A	1404,4	1217,4
3A_4A	1141,7	1221,9
5A_6A	438,5	916,8
8A_9A	812,7	1271,0



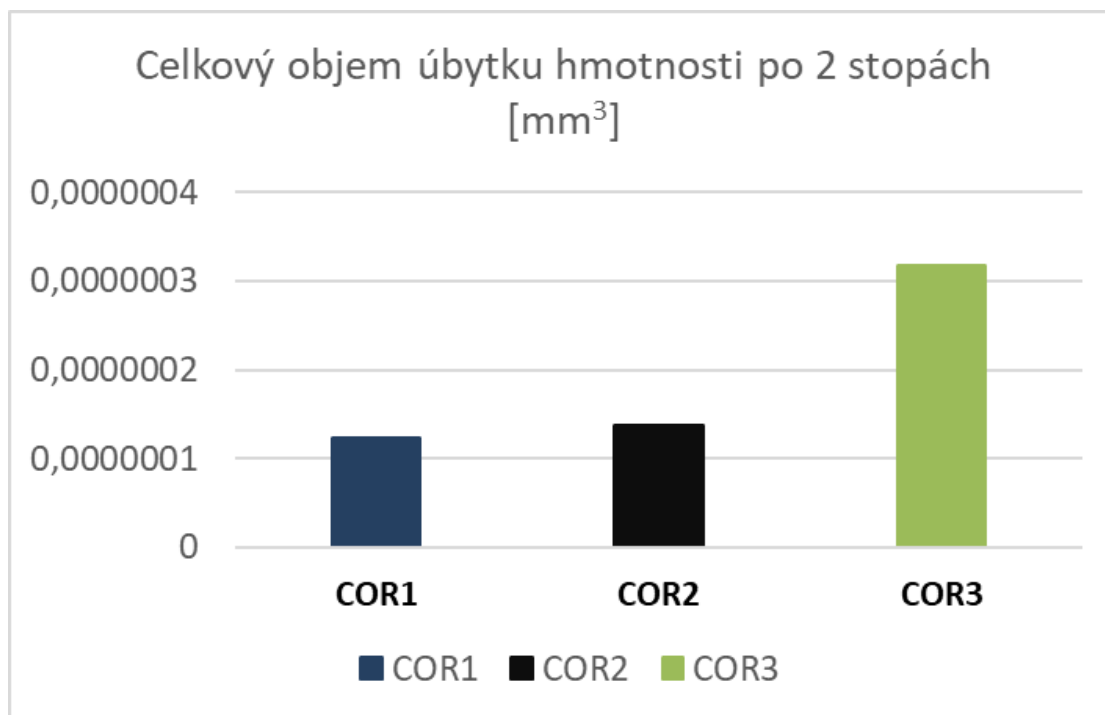
Obrázek 60: Celkový objem úbytku hmotnosti vzorků z druhé sady S2

c) Třetí sada vzorků S3

Při zkoušce tribologickým otěrem u třetí sady vzorků S3 byl koeficient opotřebení nejnižší u vzorků svařených s přídavným materiálem OKTIGROD 312 (vzorky COR1 a COR2), viz Tab. 42, tyto vzorky tedy vykazují vyšší odolnost vůči tribologickému otěru. Hodnoty celkového objemu úbytku hmotnosti jsou vyobrazeny na grafu viz Obr. 61.

Tabulka 42: Hodnoty koeficientu opotřebení třetí sady vzorků S3

Vzorek	Koeficient opotřebení W [mm ³ /N*m]*10 ⁻²	
	Svarový kov	Zákl. materiál
COR1	236,2	306,3
COR2	211,1	494,5
COR3	432,6	755,0



Obrázek 61: Celkový objem úbytku hmotnosti vzorků z třetí sady S3

7.5.2 Shrnutí výsledků tribologické analýzy

Při tribologické analýze tří sad vzorků bylo vyhodnoceno následující:

Nejnižší hodnoty koeficientu opotřebení byly dosaženy u vzorků ze třetí sady S3, které byly svařeny s přídatným materiálem **OKTIGROD 312 (vzorky COR1 a COR2)**, hodnota koeficientu ve svarovém kovu byla v rozmezí 211,1–236,2 $[\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}]\cdot 10^{-2}$. Tento výsledek naznačuje, že tento materiál je nejodolnější vůči povrchovému otěru. Nejhorší výsledky byly zaznamenány u vzorků z první sady (**vzorky 3CI, 3CII**), které byly zavařeny přídatným **materiálem Cronitex 220**. Hodnoty koeficientu opotřebení W byly v tomto případě pro vzorek 3CI se $W = 2062,9 [\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}]\cdot 10^{-2}$ a pro vzorek 3CII $W = 1416,2 [\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}]\cdot 10^{-2}$. Tento výsledek naznačuje, že materiál použitý v tomto vzorku je nejméně odolný vůči tribologickému otěru.

8 Výsledky a jejich diskuse

Na základě provedených analýz dále došlo k vyhodnocení a porovnání všech tří sad vzorků, které byly svařeny odlišnými přídatnými materiály. Zhodnocení a porovnání proběhlo s přihlížením na všechny vzešlé výsledky, jak z metalografického hlediska, tak z hlediska mechanických vlastností daných vzorků.

Výsledky metalografického hodnocení a srovnání u všech tří sad vzorků, na kterých bylo provedeno vyhodnocení makrostruktury a mikrostruktury, ukazují, že sada vzorků S1 obsahuje velké množství pórů v svarovém kovu, které vznikly při procesu navařování/zavařování. Základní materiál vzorků měl převážně martenzitickou strukturu s určitým podílem δ -feritu, který se vyskytoval jak v základním materiálu, tak i částečně v návaru. To, zda se opravdu jedná o delta ferit, bylo potvrzeno při měření mikrotvrdomosti, kdy tyto částice vykazovaly odlišnou tvrdost než základní matrice. Procentuální podíl δ -feritu u sady vzorků S1 se pohyboval v rozmezí 0,23-0,28 % u vzorků s přídatným materiálem WELCO 2742 a v rozmezí 0,27 – 0,36 % s přídatným materiálem Cronitex 220, zde se projevovala i vyšší pórovitost ve svarovém kovu. U sady vzorků S2 a S3 byla ve svarovém kovu zaznamenána téměř nulová pórovitost. Z mikrostruktury obou sad vzorků (S2 i S3) je zřejmé, že základní materiál má převážně martenzitickou strukturu, s občasným výskytem popuštěného martenzitu, bainitu a zbytkového austenitu. Plošný podíl δ -feritu byl u těchto sad zanedbatelný. Toto lze odvodit chemickým složením přídatných materiálů u těchto sad, způsobem svaření a použitím odlišných svařovacích parametrů, jelikož u první sady došlo převážně k navaření/zavaření umělých vad. U třetí sady S3 byl však zaznamenán určitý výskyt δ -feritu v oblasti hranice přechodu. To mohlo pravděpodobně způsobit použití přídatných materiálů s vyšším podílem Cr, Ni a Mo, které jsou u této sady vzorků také použity. V poslední řadě v důsledku svařovacího procesu došlo v okolí lamel martenzitu k určité segregaci Cr a Fe na rozhraní fází, a tak ke vzniku určitého množství karbidů. Přítomnost sigma fáze nebyla zaznamenána u žádného ze vzorků.

Množství vneseného tepla (nebylo vyhodnoceno u první sady vzorků S1) a velikost teplem ovlivněné oblasti byla vyhodnocena u všech sad vzorků. U vzorků s přídatným materiálem WELCO 2742 se tato velikost pohybovala mezi 1,5 – 2,25 mm, u přídatného materiálu Cronitex 220 to pak bylo v nižším rozmezí, a to 1,25 – 2 mm. U druhé sady vzorků, kde byl použit přídatný materiál BÖHLER CN 13/4-IG, byla velikost TOO o něco vyšší. Velikost TOO u vzorků svařených s nižším počtem svarových housenek byla poměrně vyšší 2,9 – 3,4 mm, než u vzorků s vyšším počtem housenek, kde byla velikost TOO v rozsahu 2,3-2,7 mm. Tyto hodnoty jsou propojené do jisté míry i s množstvím vneseného tepla, které bylo u vzorků s větší velikostí TOO menší – 5,58 KJ*mm⁻¹, než u vzorků s menší velikostí TOO, kde bylo vnesené teplo vyšší – 8,07 KJ*mm⁻¹. V tomto případě vzorky s menším počtem svarových housenek (5) disponují průměrně vyšším vneseným teplem na jednu housenku – 1,12 KJ*mm⁻¹, přičemž u vzorků s vyšším počtem svarových housenek (15) je tento průměr nižší – 0,54 KJ*mm⁻¹. Z tohoto důvodu je TOO u těchto vzorků menší i přes to, že celkové vnesené teplo do svaru je vyšší. U třetí sady vzorků, kde byl použit materiál OK TIGROD 312, byla velikost TOO v rozmezí 1,9 – 2,3 mm, u těchto vzorků bylo poměrně i vyšší množství vneseného tepla, a to v rozsahu 9,66 - 13,03 KJ*mm⁻¹. U přídatného materiálu OK TIGROD 2509 bylo pak množství vneseného tepla nižší, a to 8,23 KJ*mm⁻¹. Velikost TOO byla naopak vyšší než u předchozího přídatného materiálu, a to 2,7 mm.

Mechanické hodnocení svarových spojů bylo provedeno prostřednictvím několika analýz: zkouška tahem, zkouška rázem v ohybu, analýza mikrotvrdomosti a tribologická analýza. Shrnutí výsledných hodnot pro jednotlivé sady hodnoty lze vidět v Tab. 43.

Tabulka 43: Shrnutí výsledků (odlišnost přídavných materiálů je barevně vyznačena)

Sada	Vzorky	Rm [MPa]	KV ₂ [J]	HV0.1			W [mm ³ /N*m]*10 ⁻²		Množství vneseného tepla [KJ*mm ⁻¹]	Velikost TOO [mm]
				ZM	TOO	SV	ZM (TOO)	SV		
S1	2CI	-	-	273	335	348	792,0	1068,1	-	1,5
	2CII	-	-	267	350	362	741,0	471,2	-	2,25
	3CI	-	-	260	366	250	2062,9	1515,4	-	1,25
	3CII	-	-	266	372	301	1416,2	1305,4	-	2
S2	1A_2A	826 ± 0,7	85	319	391	358	1404,4	1217,4	5,58	3,4±0,19
	3A_4A	802 ± 2,1	58	301	395	405	1141,7	1221,9	5,58	2,9±0,25
	5A_6A	805 ± 0	161	285	376	336	438,5	916,8	8,07	2,7±0,21
	8A_9A	807 ± 0,7	204	327	372	337	812,7	1271,0	8,07	2,3±0,32
S3	COR1	817 ± 0,7	56	282	375	270	236,2	306,3	13,03	2,4±0,03
	COR2	809 ± 5,7	48	281	374	279	211,1	494,5	9,66	1,9±0,01
	COR3	816 ± 4,2	195	276	365	323	432,6	755,0	8,23	2,7±0,04

První sada vzorků reprezentovala demonstrátory kvality provedení svaru při zavaření uměle připravené vady a návaru na povrchu upravovaného materiálu. U těchto vzorků proto nedošlo k provedení zkoušky tahem a rázem v ohybu. Šlo zde převážně o zjištění vlastností návarů a zavařených vad při použití dvou odlišných typů přídavného materiálu. Vzorky s přídavným materiálem WELCO 2742 dosáhly prokázatelně lepších výsledků ve všech provedených analýzách. Jak bylo zmíněno již v předchozích odstavcích, tento přídavný materiál prokázal značně nižší pórovitost v oblasti svarového kovu. V rámci vyhodnocení mechanických vlastností, a to tvrdosti a odolnosti vůči tribologickému otěru, byly opět hodnoty vzorků s přídavným materiálem WELCO 2742 výrazně lepší. Hodnota tvrdosti v oblasti SV se u těchto vzorků pohybovala v rozmezí 348 – 362 HV0.1, zatímco u vzorků s přídavným materiálem Cronitex 220 byla tato hodnota v rozmezí 250 – 301 HV0.1. U vyhodnocení tribologické analýzy byly zaznamenány rozdíly převážně v TOO. Hodnoty koeficientu opotřebení v TOO se u přídavného materiálu WELCO 2742 pohybovaly v rozmezí $W = 741 - 792$ [mm³/N*m]*10⁻², u vzorků s přídavným materiálem Cronitex 220 pak okolo $W = 1416,2 - 2062,9$ [mm³/N*m]*10⁻². Přestože se oba přídavné materiály této sady řadí mezi duplexní feriticko – austenitické oceli, tak je zde značný rozdíl ve výsledných mechanických vlastnostech. Předpokládaný důvod těchto rozdílů je rozdílné složení přídavných materiálů, kde přídavný materiál WELCO 2742 obsahuje více legujících prvků. Z důvodu neuvedení přesného chemického složení přídavného materiálu Cronitex 220 můžeme říct jen s nízkou pravděpodobností, že je tento rozdíl způsoben vyšší koncentrací Ni a Cr. Značný vliv na vlastnosti svarového spoje má ve všech případech také vnesené teplo při svařování a samotné provedení svařování svářečem.

U druhé a třetí sady vzorků byly všechny experimentální vzorky analyzovány stejnou metodikou, tudíž mohly být porovnávány společně. Druhá sada vzorků S2 měla prokazatelně nejlepší výsledky u vzorků 5A_6A a 8A_9A. Tyto vzorky byly svařeny bez přehřevu s dosahem maximálních teplot 1200 – 1250°C a s vyšším počtem vrstev kladených při svařování – 15 vrstev. V tomto případě byl jako přídatný materiál použit BÖHLER CN 13/4-IG. Tento přídatný materiál patří do martenziticko-feritických ocelí a svým chemickým složením se nejvíce podobal chemickému složení základního materiálu COR13-4. Výsledné hodnoty dosahovaly velice dobrých výsledků pevnosti v tahu, kde $R_m = 805 - 807 \pm 0,7$ MPa. Dále při zkoušce rázem v ohybu hodnoty dosahovaly $KV_2 = 161 - 204$ J a hodnota tvrdosti se pohybovala okolo 337 HV0.1. Tribologická analýza a její výsledné hodnoty u těchto vzorků dopadla lépe než u materiálu Cronitex 220 z první sady. Hodnota koeficientu opotřebení v TOO byla u vzorku 5A_6A $W = 438,5$ [mm³/N*m]*10⁻², v oblasti SV byl však koeficient opotřebení značně vyšší, a to přibližně o 90 %, kde $W = 916,8$ [mm³/N*m]*10⁻².

Třetí sada vzorků, kde byly použity přídatné materiály dva, **OK TIGROD 312** a **OK TIGROD 2509**, patří stejně jako přídatné materiály použité pro první sadu vzorků mezi skupinu duplexních feriticko-austenitických materiálů. Jejich chemické složení se vyznačuje vyšším podílem Cr, Ni a Mo než v předchozích případech. Vzorky svařeny přídatným materiálem OK TIGROD 312 se vyznačovaly jednoznačně nejlepšími hodnotami koeficientu opotřebení v porovnání se všemi experimentálními vzorky, a to jak v oblasti TOO, tak v oblasti svarového kovu. Hodnoty meze pevnosti v tahu se pohybovaly podobně jako u druhé série vzorků v rozmezí 809 ± 5,7 MPa až 817 ± 0,7 MPa. Propad tu byl však u výsledných hodnot ze zkoušky rázem v ohybu, kde bylo dokonce dosaženo nejnižších hodnot v porovnání se všemi experimentálními vzorky, a to $KV_2 = 48 - 56$ J. Hodnoty tvrdosti v TOO a ZM dosahovaly průměrných hodnot, jako u všech vzorků. Odchylka hodnot tvrdosti od průměru však byla zaznamenána v oblasti SV, kde byly hodnoty podprůměrné, a to v rozmezí 270 – 279 HV0.1. Zvýšená odolnost proti tribologickému otěru je pravděpodobně způsobena vyšší koncentrací Mn, Cr.

Vzorek svařený přídatným materiálem **OK TIGROD 2509**, jež obsahuje vyšší množství Ni, Mo a N, než předchozí přídatný materiál, má velice podobné hodnoty meze pevnosti, jako ostatní experimentální vzorky, a to $R_m = 816 \pm 4,2$ MPa. Výsledné hodnoty zkoušky rázem v ohybu jsou v tomto případě nejvyšší ze všech provedených zkoušek rázem v ohybu, a to $KV_2 = 196$ J. Tvrdost v oblasti SV je 323 HV0.1 a hodnoty koeficientu opotřebení v TOO a SV jsou $W = 232,6$ [mm³/N*m]*10⁻² pro TOO a $W = 755$ [mm³/N*m]*10⁻² pro oblast SV.

Výsledné hodnoty při zkoušce rázem v ohybu byly u přídatného materiálu OK TIGROD 312 markantně nižší než u přídatného materiálu OK TIGROD 2509. Nižší odolnost vůči rázovému namáhání by mohla být pravděpodobně způsobena vyšším množstvím vyloučených karbidů v TOO a na hranici přechodu z důvodu vyššího podílu uhlíku a chromu ve struktuře přídatného materiálu OK TIGROD 312. Tyto karbidy pak působily jako lokální iniciační místa porušení materiálu. U vzorku s přídatným materiálem OK TIGROD 2509 naopak k vyšší odolnosti vůči rázovému namáhání dopomohlo vyšší zastoupení stabilnějšího reformovaného austenitu ve struktuře a stupeň substitučního zpevnění matrice materiálu. Nižší odolnost proti tribologickému otěru u materiálu OK TIGROD 2509, než je tomu u přídatného materiálu OK TIGROD 312 je pravděpodobně kvůli nižší koncentraci Mn a vyšší koncentraci Ni. V porovnání s předchozími sadami vzorků je však odolnost této sady vůči tribologickému otěru markantně vyšší. Hlavním důvodem těchto výsledků může být vyšší houževnatost těchto materiálů (vyšší stupeň vyloučení strukturních fází reformovaného austenitu a delta feritu).

Ze vzešlých výsledků lze pozorovat, že množství vneseného tepla je do určité míry provázáno s výslednými hodnotami některých mechanických zkoušek. U vzorků s vyšším množstvím

vneseného tepla do svaru lze pozorovat výrazně lepší hodnoty koeficientu opotřebení, tedy lepší odolnost vůči otěru. Výsledné hodnoty zkoušky rázem v ohybu jsou pak znatelně nejvyšší u vzorků, kde se množství vneseného tepla pohybovalo okolo střední hodnoty, a to v rozmezí 8,03 - 8,23 KJ*mm⁻¹ (vzorky 5A_6A, 8A_9A a COR3). Celkově lze shrnout, že množství vneseného tepla do svaru bylo u vzorků s nižším počtem svarových housenek a s větší TOO menší, než u svarů s vyšším počtem housenek, kde při nejvyšším možném množství vneseného tepla (13,03 KJ*mm⁻¹) dosahovala velikost TOO nižších hodnot (2,4±0,03). Rozhodující roli hrála v tomto případě pravděpodobně tepelná vodivost přídavného materiálu, která je dle chemického složení materiálu OK TIGROD 312 vyšší, a to díky přidavku Cu.

Závěrem lze shrnout, že všechny experimentální vzorky vykazují určitou úroveň kvality. Nicméně při porovnání výsledků lze konstatovat, že vzorek COR3 (přídavný materiál **OK TIGROD 2509**) vykazuje výsledky, které jsou nejvíce přiblíženy požadavkům na funkčnost, bezpečnost a životnost provozu těles vodních turbín, což z něj dělá nejvhodnější volbu pro naši aplikaci použití. Vzorky svařené s přídavným materiálem **Cronitex 220** naopak vykazují nejhorší hodnoty tvrdosti a odolnosti proti tribologickému otěru. Lze tedy předpokládat, že by mohl mít omezenou funkčnost v našem konkrétním použití. Vzorky svařené přídavným materiálem **BÖHLER CN 13/4-IG** s vyšším počtem svarových housenek (15 vrstev) vykazují také dobré mechanické vlastnosti, které se blíží vlastnostem vzorku COR3, je zde však riziko vyšší náchylnosti na opotřebení otěrem.

Nutno zmínit, že výsledné hodnoty a závěrečné vyhodnocení je závislé na způsobu provedení svařování, velikosti vneseného tepla při svařování a mnoha dalších faktorech. Všechny tyto faktory mohly do značné míry ovlivnit výsledné hodnoty u jednotlivých experimentálních vzorků.

Tabulka 44: Legenda přídavných materiálů (návaznost na Tab. 30)

WELCO 2742	Cronitex 220	BÖHLER CN 13/4-IG	OKTIGROD 312	OKTIGROD 2509
------------	--------------	-------------------	-----------------	------------------

9 Závěr

Hlavním cílem této diplomové práce bylo zhodnotit kvalitu svarových spojů z ocele COR13-4, u kterých bylo využito různých přídavných materiálů, a zjistit tak, jaká varianta interakce chemického složení přídavného a základního materiálu bude z pohledu struktury a mechanických vlastností nejvhodnější pro aplikaci oprav defektů, na povrchu těles vodních turbín vzniklých v důsledku kavitace, svařováním. V experimentální části byl stanoven vývoj mikrostruktury, po kterém následovalo provedení vybraných mechanických zkoušek na třech sadách experimentálních vzorků s různými přídavnými materiály: S1 – skupina austenitických korozivzdorných ocelí, S2 skupina martenziticko-feritických ocelí, S3 – skupina duplexních feriticko-austenitických ocelí. Na základě výsledků experimentu byl poté vybrán jeden nejvhodnější přídavný materiál, který tvořil společně se základním materiálem COR13-4 nejjakostnější svar.

V rámci této diplomové práce byl proveden experiment, který se zaměřil na hodnocení kvality svarových spojů z ocele COR13-4 s různými přídavnými materiály. Z výsledků experimentu vyplývá, že správný výběr parametrů svařování a přídavného materiálu je klíčový pro dosažení dostatečné tvrdosti a odolnosti proti kavitacnímu poškození svarů. Kromě toho je důležité zohlednit specifické vlastnosti použité oceli COR 13/4, která je náchylná k vzniku zákalených struktur, delta feritu a sigma fáze, což může vést k zkrěhnutí a zvýšení nebezpečí únavového poškození. Přídavný materiál, který byl vyhodnocen na základě provedených mechanických testů a metalografického hodnocení, jako nejvhodnější pro zmíněnou aplikaci, patří do skupiny duplexních feriticko-austenitických ocelí. Tento přídavný materiál se vyznačuje vyšším množstvím legujících prvků, a to převážně Cr, Ni, Mo, Mn a N. Nejlepších výsledků pak dosahoval přídavný materiál OK TIGROD 2509, kde byl převážně vyšší obsah Ni, Mo a N. Svarové spoje svařené s tímto přídavným materiálem měly ve struktuře zanedbatelný podíl delta feritu, v TOO na hranici přechodu byla však zaznamenána vyšší koncentrace delta feritu, než ve zbytku struktury. Velikost teplem ovlivněné oblasti dosahovala u tohoto vzorku, v porovnání s ostatními vzorky, střední hodnoty, a to $2,7 \pm 0,04$ mm. Tento parametr je ovlivněn množstvím vneseného tepla, které v tomto případě dosahovalo také středních hodnot, v porovnání s ostatními vzorky, a to $8,23 \text{ KJ} \cdot \text{mm}^{-1}$. U tohoto vzorku byla také zaznamenána nejvyšší hodnota odolnosti vůči rázovému namáhání, vysoká tvrdost a vyšší odolnost vůči tribologickému otěru, než u ostatních experimentálních vzorků. Tyto vlastnosti jsou pravděpodobně způsobeny vyšším zastoupením stabilnějšího zbytkového austenitu ve struktuře, vyšším stupněm substitučního zpevnění matrice materiálu a obsahem delta feritu v TOO.

10 Seznam použitých zdrojů

- [1] ASME Hydro Power Technical Committee. The guide to Hydropower Mechanical Design. HCI Publications. USA, 1996
- [2] UNIDO / INSHP, Technical Guidelines for the Development of Small Hydropower Plants, UNITS, Part 1: Hydraulic Turbines [online], UNIDO, 2019, [cit. 1.03.2023], Dostupné z: [P1_UNITS 003-1.pdf \(unido.org\)](#)
- [3] YADAV, Y.K., KUMAR, M., SINGHT, A.K., et al.: A treatise on retrofitting of hydro-turbine materials. Materials Today: Proceedings. Elsevier. 2022, [cit. 1.03.2023] Dostupné z: [A treatise on retrofitting of hydro-turbine materials - ScienceDirect](#)
- [4] ISSF, Stainless Steel in Micro Hydro Turbines [online], 2020, [cit. 1.03.2023], Dostupné z: [ISSF Stainless Steels in Micro Hydro Turbines · 2020-01-14 · ISSF STAINLESS STEEL IN MICRO HYDRO TURBINES- 6 Figure 3: Efficiency of the operation compared to the flow Figure 4: - \[PDF Document\] \(documents.pub\)](#)
- [5] SPICHER, T. Choosing the Right Material for Turbine Runners, Hydro Review [online], 2013, [cit. 1.03.2023], Dostupné z: [Choosing the Right Material for Turbine Runners \(hydroreview.com\)](#)
- [6] OUTOKUMPU, Handbook of Stainless Steel [online], Outokumpu Oyi, 2013, Sweden, [cit. 3.03.2023], Dostupné z: <http://www.steel-stainless.org/media/1546/outokumpu-stainless-steel-handbook.pdf>
- [7] Vlastnosti korozivzdorných ocelí a jejich využití v interiérových doplňcích – oblasti kontaktu s lidským potem, VUT v Brně, Centrum materiálového výzkumu, 2017, Brno
- [8] DOLANSKÝ, M.: Diagnostika vad materiálu vodních turbín a jejich oprava, ČVUT, Praha. 2021, Bakalářská práce, Dostupné z: [Diagnostika vad materiálů vodních turbín a jejich oprava \(cvut.cz\)](#)
- [9] STREJCIUS, J., ŠPIRIT, Z., FULÍN, Z. a CHOCHOLOUŠEK, M.: Korozně unavové vlastnosti oceli COR13-4 pro komponenty vodních turbín, Centrum výzkumu Řež s.r.o.
- [10] DOKUMENT 5.2.11.11, Korozivzdorné oceli feritické báze.
- [11] CUNAT P.J., SVAŘOVÁNÍ KOROZIVZDORNÝCH OCELÍ, Materiály a jejich použití, ISBN 978-2-87997-177-3, 2007
- [12] MAZANCOVÁ, E.: Technické materiály I. - Kovové materiály, Ostrava, 2012
- [13] KOLLÁR, P.: Moderní materiály a technologie pro výrobu zařízení určených k práci v korozivních prostředích, Bakalářská práce, BRNO, 2009
- [14] MATĚJČEK, J.: Obloukové svařování korozivzdorných ocelí pro náročné pracovní podmínky, Bakalářská práce, VUT Brno, 2015
- [15] STEJSKAL, M.: Vliv chemického složení a tepelného zpracování na vlastnosti a strukturu dvoufázových austeniticko-feritických korozivzdorných ocelí, Diplomová práce, VUT Brno, 2018

- [16] LIPPOLD, J. C., KOTECKI, D.J.: Welding metalurgy and weldability of stainless steel, John Wiley and Sons, Inc, Hoboken, New Jersey, 2005
- [17] ČÍHAL, V.: Korozivzdorné oceli a slitiny, Academica, Praha, 1999
- [18] ARIVAZHAGAN, B., SRINIVASAN, G., ALBERT, S.K., BHADURI, A.K.: A study on influence of heat input variation on microstructure of reduced activation ferritic martensitic steel weld metal produced by GTAW process. Fusion Engineering and Design [online]. 2011, 86(2-3), 192-197 [cit. 2021-4-26]. ISSN 09203796. Dostupné z: doi:10.1016/j.fusengdes.2010.12.035
- [19] HSIEH, Chih-Chun, Xiaofei GUO, Chia-Ming CHANG a Weite WU. Dendrite evolution of delta (δ) ferrite and precipitation behavior of sigma (σ) phase during multipass dissimilar stainless steels welding. Metals and Materials International [online]. 2010, 16(3), 349-356 [cit.2021-4-27]. ISSN 1598-9623. Dostupné z: doi:10.1007/s12540-010-0602-x
- [20] WELCO, Svařvací materiály, [online] [cit. 19.5.2021] Dostupné z: <https://www.welco.cz/cs/produkty/svarovaci-materialy>
- [21] BŘEZINA, M.: Vlastnosti korozivzdorných ocelí a jejich využití v interiérových doplňcích – oblasti kontaktu s lidským potem, Výzkumná zpráva, VUT v Brně, Brno, 2017
- [22] GUNN, R. N.: Duplex stainless steels: Microstructure, properties and applications, Cambridge: Abington Publishing, 1997, 204 s. ISBN 1-85573-318-8.
- [23] MARTÍNKOVÁ, J.: Vliv delta feritu na mechanické vlastnosti ocelí a metody stanovení jeho obsahu, SVOČ-FST, ZČU, Plzeň, 2010, Dostupné z: [VLIV DELTA FERITU NA MECHANICKÉ VLASTNOSTI OCELÍ A METODY STANOVENÍ JEHO OBSAHU SVOČ FST 2010 - PDF Free Download \(adoc.pub\)](#)
- [24] ALVAREZ, A. I., DEGALLAIX-MOREUIL, S.: Duplex stainless steels, Hoboken, NJ: J. Wiley, 2009, 437 s. ISBN 978-1-84821-137-7.
- [25] LORCA-ISERN, N. et al. Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels, Materials Characterization [online]. February 2016, volume 112, p. 20-29 [cit. 22.7.2021]. ISSN 1044-5803. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580315300747>
- [26] BROTÁNEK, J.: Výroba a dosažené hodnoty duplexních ocelí, Bakalářská práce, ZČU v Plzni, Plzeň, 2016
- [27] VEVERKA, J. Svařování korozivzdorných a žárupevných ocelí, OMNITECH spol. s.r.o.
- [28] THIBAUT, D., GAGNON, M., GODIN, S.: The effect of materials properties on the reliability of hydraulic turbine runners, International Journal of Fluid Machinery and Systems Volume 8, 2015, 253-262 ISSN 1882-9554
- [29] BODEN, Sortiment, X3CrNiMo13-4, 1.4313 – Nerezová ocel [online], [cit. 4.03.2023], Dostupné z: <https://www.boden.cz/cs/sortiment/dodavany-sortiment/x3crnimo13-4-1-4313/>
- [30] PADHY, M.K., SAINI, R.P.: A review on silt erosion in hydro turbines, ScienceDirect, Renewable and Sustainable Energy Reviews [online], 12, 2008 [cit. 10.03.2023], Dostupné

[z:https://reader.elsevier.com/reader/sd/pii/S1364032107000470?token=0D7424E970843117876ED406BF1DAEF625ECBAD6B1904F21AC9E4747230858C4AB729A2B32B40A3A1411F882D5E1C53B&originRegion=eu-west-1&originCreation=20230306144244](https://reader.elsevier.com/reader/sd/pii/S1364032107000470?token=0D7424E970843117876ED406BF1DAEF625ECBAD6B1904F21AC9E4747230858C4AB729A2B32B40A3A1411F882D5E1C53B&originRegion=eu-west-1&originCreation=20230306144244)

[31] DORJI, U., GHOMASHCHI, R.: Hydro turbine failure mechanisms: An overview, Elsevier [online], 2014, [cit. 10.03.2023], Dostupné z: [Hydro turbine failure mechanisms: An overview | Elsevier Enhanced Reader](#)

[32] ZENGROVKA, [online], [citace 10.03.2023], Dostupné z: https://www.spszengrova.cz/texty/texty/ZAV/ZAV1-Povrchove_upravy.pdf

[33] NOVÁK, Pavel. Druhy koroze kovů. Koroze a ochrana materiálu [online]. 2005, 49(4), 75-82 [cit. 10.03.2023]. Dostupné z: http://www.kmt.tul.cz/edu/podklady_kmt_magistri/KPU/koroze%20druhy%20vscht.PDF

[34] VOJTĚCH D., Materiály a jejich mezní stavy, VŠCHT v Praze, Praha 2010. ISBN 978-80-7080-741-5

[35] CHESTERTON, Combating Corrosion in Hydropower Facilities with Protective Coatings [online], [cit. 12.3.2023], Dostupné z: [Combating Corrosion in Hydropower Facilities with Protective Coatings - Reliability Matters \(chesterton.com\)](#)

[36] RAGHUVIR. S., TIWARI, S.K., MISHRA, S.K.: Cavitation erosion in hydraulic turbine components and mitigation by coating: current status and future needs, Journal of Material Engineering and Performance [online], 2012;21(7):1531–51, [cit. 20.3.2023], Dostupné z: [Cavitation Erosion in Hydraulic Turbine Components and Mitigation by Coatings: Current Status and Future Needs | SpringerLink](#)

[37] STEJSKAL, P., spolek autorů VSE, a.s., Vodní elektrárny: Určeno zaměstnancům základních kurzů vodních elektráren, Chomutov, 2012

[38] DUNCAN, W., Turbine Repair-Bureau of Reclamation, Facilities Instructions, Standards, & Techniques [online], 2-5, 1989, [cit. 15.3.2023], Dostupné z: [TURBINE REPAIR BUREAU OF RECLAMATION April 1989 By William Duncan Jr : Free Download, Borrow, and Streaming : Internet Archive](#)

[39] ELUC, Svařování elektrickým obloukem v ochranných atmosférách [online], [cit. 15.3.2023], Dostupné z: <https://eluc.ikap.cz/verejne/lekce/1807>

[40] AUTOMIG, MMA (Manual Metal Arc Welding) [online], [cit. 20.3.2023], Dostupné z: [Obalená elektroda \(MMA\) | Metody | O svařování | Automig - internetový magazín, nejen pro odborníky ve svařování, s nabídkou zajímavostí a potřebných informací o opravách automobilových karosérií, zámečnické a průmyslové výrobě a automatizaci a robotizaci Migatronic.](#)

[41] HRÁČEK, J., Porovnání produktivity prefabrikace a montáže potrubních dílů spojovaných obloukovým svařováním, VUTB, Brno, 2013, Diplomová práce, Dostupné z: <https://core.ac.uk/download/pdf/30308765.pdf>

[42] HORVÁTH, C.M., KORONDI, P.: Robotized Multi-Pass Tungsten Inner Gas Welding of Francis Hydro Power Turbines, IEE Explore, Budapest University of Technology and Economics Budapest, Hungary, 2017

- [43] MUKHERJEE, M. a T.K. PAL. Influence of Heat Input on Martensite Formation and Impact Property of Ferritic-Austenitic Dissimilar Weld Metals. Journal of Materials Science & Technology [online], 2012, 28(4), 343-352 [cit. 15.03.2023], ISSN 10050302. Dostupné z: doi:10.1016/S1005-0302(12)60066-8
- [44] Improbond GmbH, Svařovací materiály, [online] [cit. 15.03.2023] Dostupné z: <http://www.improbond.de/produkte.html>
- [45] KEJHA, R.: Segregace při tuhnutí v austeniticko-feritických korozivzdorných ocelích. Diplomová práce [online]. VUT Brno, 2019 [cit. 15.03.2023]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/117134>.
- [46] WELCO. Přídavné svařovací materiály, Cronitex 220, [online] [cit. 15.03.2023], Dostupné z: [CRONITEX 220 - Přídavné svařovací materiály - welco.cz](http://www.welco.cz/CRONITEX-220-Pridavne-svarovaci-materialy)
- [47] WELCO, LASER a TIG dráty pro opravy nástrojů a forem. Welco 2743, [online] [cit. 15.03.2023], Dostupné z: [WELCO 2743 - LASER a TIG dráty pro opravy nástrojů a forem - welco.cz](http://www.welco.cz/WELCO-2743-LASER-a-TIG-draty-pro-opravy-nastroju-a-forem)
- [48] BEŇASOVÁ, H.: Zvýšení korozní odolnosti svarů ocelí s obsahem boru, Bakalářská práce, ZČU v Plzni, Plzeň, 2020
- [49] Our World Data, Electricity production by source, [online] [cit.15.03.2023], Dostupné z: [Electricity production by source \(ourworldindata.org\)](http://ourworldindata.org/electricity-production-by-source)
- [50] ČSN EN 10088-3 (420929): Korozivzdorné oceli - Část 3: Technické dodací podmínky pro polotovary, tyče, dráty, tvarovou ocel a lesklé výrobky z ocelí odolných korozi pro všeobecné použití. 2006

Příloha