

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI  
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: P0715D270026 – Strojírenské technologie a materiály

**DISERTAČNÍ PRÁCE**

Řešení problematiky navařování návarovým kovem  
typu 25Cr13Ni pro aplikace v jaderné energetice

Autor:

**Ing. Marek Palán, IWE**

Školitel:

**prof. Dr. Ing. Antonín Kříž, IWE**

Akademický rok 2022/2023

## PROHLÁŠENÍ O AUTORSTVÍ

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě disertační práci, zpracovanou na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem předloženou práci na téma: ***Řešení problematiky navařování návarovým kovem typu 25Cr13Ni pro aplikace v jaderné energetice*** vypracoval samostatně, dle Studijního a zkušebního řádu Západočeské univerzity v Plzni, pod odborným dohledem školitele a s použitím odborné literatury a pramenů uvedených v seznamu, který je součástí této práce.

V Plzni dne: 18. 4. 2023

---

Ing. Marek Palán, IWE

## **PODĚKOVÁNÍ**

Na tomto místě bych rád poděkoval svému školiteli prof. Dr. Ing. Antonínu Křížovi, IWE za všestrannou pomoc, množství cenných a inspirativních rad, podnětů, doporučení, připomínek a zároveň za trpělivost a ochotu při konzultacích poskytnutých ke zpracování této práce. Dále bych chtěl poděkovat všem, kteří se podíleli na vzniku této práce. Zvláště bych chtěl poděkovat panu Tomáši Soukupovi a Ing. Milanu Vnoučkovi, Ph.D. ze společnosti ŠKODA JS a.s. za pomoc při realizaci experimentálního programu.

# ANOTACE DISERTAČNÍ PRÁCE

Fakulta strojní Západočeské univerzity v Plzni

Akademický rok odevzdání: 2023

<b>Autor</b>	Ing. Palán, IWE	Marek
<b>Studijní program</b>	P0715D270026 - Strojírenské technologie a materiály	
<b>Vedoucí práce</b>	prof. Dr. Ing. Kříž, IWE	Antonín
<b>Pracoviště vedoucího</b>	Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie	
<b>Název práce</b>	Řešení problematiky navařování návarovým kovem typu 25Cr13Ni pro aplikace v jaderné energetice	

## Počet stránek (A4 a ekvivalentů A4)

<b>Celkem</b>	136	<b>Textová část</b>	136	<b>Grafická část (přílohy)</b>	0
---------------	-----	---------------------	-----	--------------------------------	---

<b>Stručný popis zaměření, téma, cíl, poznatky a přínosy</b>	<p>Disertační práce se zabývá problematikou navařování návarovým kovem typu 25Cr13Ni (použité značky přídavných materiálů Böhler AWS ER 309 LSi, ESAB OK Autrod 309LSi, Oerlikon INERTFIL 309LSi a Sv-07Ch25N13) pro aplikace v jaderné energetice. V práci je pozornost zaměřena na řešení problematiky tvorby horkých trhlin při navařování na nízkolegované a jakostní uhlíkové oceli. Zároveň je řešen vliv parametrů navařování na vlastnosti tepelně ovlivněné oblasti, zejména na přítomnost martenzitu v tepelně ovlivněné oblasti. K hodnocení vlastností tepelně ovlivněných oblastí je využíváno měření tvrdosti podle Vickerse formou zkoušek tvrdosti (HV10) a mikrotvrdosti (HV0,1). Cílem je, na základě literární rešerše, v rámci experimentálního programu posoudit vliv podmínek a parametrů navařování za účelem eliminace přítomnosti horkých trhlin v návarech a minimalizace podílu martenzitu v tepelně ovlivněných oblastech návarů. Získané poznatky následně prakticky aplikovat při řešení výměny nátrubku odběru měření tlaku na hlavním cirkulačním potrubí jaderné elektrárny Temelín.</p>
<b>Klíčová slova</b>	delta ferit, horké trhliny, metoda popouštěcí housenky, mikrotvrdost, navařování



# SUMMARY OF DISSERTATION WORK

Faculty of Mechanical Engineering University of West Bohemia

Submitted: 2023

<b>Author</b>	Ing. Palán, IWE	Marek
<b>Study Programmes</b>	P0715D270027 - Manufacturing and Materials	
<b>Supervisor</b>	prof. Dr. Ing. Kříž, IWE	Antonín
<b>Instution/ Department</b>	Department of Material Science and Technology	
<b>Title of the Work</b>	Solving the Problem of Welding with Weld Metal Type 25Cr13Ni for Applications in Nuclear Energy	

<b>Number of pages</b>							
<b>Total</b>	136		<b>Part of Text</b>	136		<b>Attachment</b>	0

<b>Brief Description of the Theme, Findings and Benefits</b>	<p>The dissertation deals with the issue of welding with weld metal type 25Cr13Ni (used brands of additive materials Böhler AWS ER 309 LSi, ESAB OK Autrod 309LSi, Oerlikon INERTFIL 309LSi a Sv-07Ch25N13) for applications in nuclear energy. The work focuses on solving the problem of hot crack formation during welding on low-alloy and high-quality carbon steel. At the same time, the effect of welding parameters on the properties of the heat-affected area, especially on the presence of martensite in the heat-affected area, is addressed. Vickers hardness measurement is used to evaluate the properties of heat-affected areas in the form of hardness (HV10) and microhardness (HV0.1) tests. The aim is to assess the effect of welding conditions and parameters on the basis of literature research in the framework of the experimental program in order to eliminate the presence of hot cracks in the welds and to minimize the proportion of martensite in the heat-affected areas of the welds. The acquired knowledge will then be practically applied when solving the replacement of the nozzle of the pressure measurement on the main circulation pipe of the Temelín NPP.</p>
<b>Key Words</b>	delta ferrite, cladding, hot cracks, microhardness, temperbead welding

## Obsah

Seznam obrázků .....	8
Seznam tabulek .....	12
Seznam zkratk a symbolů .....	13
Úvod .....	16
1 Cíle disertační práce .....	18
2 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje.....	19
2.1 Skladba tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje .....	19
2.2 Fázové transformace v tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje oceli.....	21
2.2.1 Fázové transformace – faktor chemického složení .....	21
2.2.2 Fázové transformace – faktor rychlosti ochlazování .....	22
2.3 Martenzitická transformace .....	24
3 Popouštění tepelně ovlivněných oblastí svarových spojů.....	27
3.1 Metoda popouštěcí housenky.....	28
3.2 Normativní přístup k metodě popouštěcí housenky .....	30
3.2.1 Přístup ASME Boiler and Pressure Vessel Code .....	30
3.2.2 Přístup EN a ISO norem.....	33
3.2.3 Přístup dalších systémů norem a standardů.....	33
3.3 Přístup k hodnocení vlastností metody popouštěcí housenky .....	34
4 Horké trhliny ve svarových spojích.....	39
4.1 Krystalizační trhliny .....	41
4.2 Likvační trhliny.....	43
4.3 Delta ferit ve svarových kovech .....	44
5 Metalurgicko-technologické hledisko svařování.....	48
5.1.1 Tepelný příkon do svarového spoje .....	48
5.1.2 Vliv tepelného příkonu na rozměry a geometrii svarové housenky .....	50
5.1.3 Zředění svarového kovu .....	51
5.1.4 Překrytí svarových housenek .....	53
5.1.5 Teplotní cykly při svařování .....	54
5.1.6 Technologické hledisko svařování .....	56
6 Experimentální program.....	57
6.1 Návrh experimentálního programu – experimentální část I.....	57
6.2 Návrh experimentálního programu – experimentální část II.....	58
6.3 Experimentální materiál.....	59

---

7	Příprava, provedení a vyhodnocení experimentální části I .....	63
8	Příprava, provedení a vyhodnocení experimentální části II .....	71
8.1	Technologická příprava před navařením zkušebního svarového spoje .....	71
8.2	Řešení problematiky trhlin v návarovém kovu návaru č. 60.....	74
8.2.1	Výsledky navařování těles H0 až H14 .....	77
	Charakteristika trhlin v tělesech H0 až H14 .....	86
8.2.2	Vyhodnocení těles H9 a H10 pomocí elektronové mikroskopie.....	86
8.2.3	Chemické složení návarových kovů těles H0 až H14 .....	86
8.2.4	Zředění návarového kovu měřené na tělesech H0 až H14 .....	91
8.2.5	Delta ferit v návarových kovech těles H0 až H14.....	91
8.3	Ověření nepřítomnosti trhlin a funkce metody popouštěcí housenky.....	92
8.3.1	Ověření odolnosti proti vzniku trhlin na tělese H15 .....	93
8.3.2	Ověření funkce metody popouštěcí housenky na tělese H15 .....	93
8.4	Návrh, příprava a provedení zkušebního svarového spoje .....	97
8.4.1	Návrh, příprava, provedení a vyhodnocení destruktivních zkoušek .....	98
8.4.2	Numerická simulace metodou konečných prvků .....	103
8.5	Porovnání s výsledky původního návaru na hlavní cirkulační potrubí.....	106
8.6	Porovnání s výsledky technologického postupu Weld Overlay .....	109
9	Reálná aplikace navařování návarovým kovem typu 25Cr13Ni v JE .....	115
10	Diskuze výsledků .....	118
	Závěr .....	124
	Seznam publikační činnosti k 18. 4. 2023 .....	134

## Seznam obrázků

Obrázek 2-1 Skladba jednotlivých pásem tepelně ovlivněné oblasti .....	19
Obrázek 2-2 Faktory ovlivňující mikrostrukturu a mechanické vlastnosti .....	21
Obrázek 2-3 Schéma termodynamických podmínek transformací austenitu .....	22
Obrázek 2-4 ARA diagram pro ocel 10GN2MFA .....	23
Obrázek 2-5 ARA diagram "in situ" pro ocel 10GN2MFA .....	23
Obrázek 2-6 Vliv obsahu uhlíku na teplotu $M_s$ a $M_f$ .....	24
Obrázek 2-7 Kinetika martenzitické transformace .....	24
Obrázek 2-8 Podíl morfologií martenzitu v závislosti na obsahu uhlíku .....	25
Obrázek 2-9 Vliv obsahu uhlíku na tvrdost .....	25
Obrázek 2-10 Dilatometrická křivka fázových transformací .....	26
Obrázek 3-1 Vliv chromu na tvrdost v závislosti na době popouštění .....	28
Obrázek 3-2 Zóny tepelně ovlivněné oblasti u vícevrstvého svařování .....	29
Obrázek 3-3 Způsoby měření tvrdosti v souladu s QW-462.12 .....	32
Obrázek 3-4 Stanovení velikosti překrytí svar. housenek v souladu s QW-462.13.....	32
Obrázek 3-5 Maximální přípustné hodnoty tvrdosti (HV10) v EN ISO 15614-1 .....	33
Obrázek 3-6 Převod více anizotermických cyklů na jeden izotermický cyklus .....	35
Obrázek 3-7 Mapa tvrdosti měřená v tepelně ovlivněné oblasti .....	38
Obrázek 4-1 Krystalizace svarového kovu při svařování heterogenních svarových spojů	39
Obrázek 4-2 Závislost typu krystalizace na poměru $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ .....	40
Obrázek 4-3 Morfologie delta feritu v závislosti na poměru $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ .....	40
Obrázek 4-4 Mechanismus vzniku krystalizačních trhlin .....	42
Obrázek 4-5 Odolnost proti vzniku trhlin v závislosti na poměru $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ .....	43
Obrázek 4-6 Mechanismus vzniku likvačních trhlin .....	44
Obrázek 4-7 Typy morfologií delta feritu .....	45
Obrázek 4-8 Princip měření feritometrem FERITSCOPE® MP30E .....	46
Obrázek 4-9 Schaeffler diagram.....	46
Obrázek 4-10 DeLong diagram.....	47
Obrázek 4-11 WRC-1992 diagram.....	47
Obrázek 5-1 Výpočet průměrné hodnoty proudu u pulzního svařování .....	49
Obrázek 5-2 Vliv tepelného příkonu na průběhy rychlosti ohřevu a ochlazování.....	50
Obrázek 5-3 Výpočet zředění svarového kovu.....	51
Obrázek 5-4 Vliv metodiky kladení svarových housenek na hloubku závaru .....	52
Obrázek 5-5 Vliv úhlu podávání přídavného materiálu na míru zředění svar. kovu .....	52
Obrázek 5-6 Vliv obsahu síry v materiálu na rozměry a geometrii závar .....	53
Obrázek 5-7 Simulace vlivu míry překrytí svarových housenek .....	53
Obrázek 5-8 Vznik Weld Toe s nepopuštěnou martenzitickou mikrostrukturou .....	54
Obrázek 5-9 Grafické vyjádření teplotního cyklu a možnosti jeho ovlivnění .....	54
Obrázek 5-10 Vliv metod svařování na průběh teplotního cyklu .....	55
Obrázek 5-11 Vliv teplotních cyklů na tepelně ovlivněnou oblast.....	55
Obrázek 7-1 Umístění termočlánků na deskách .....	63
Obrázek 7-2 Průběh navařování experimentálních návarů na deskách .....	64
Obrázek 7-3 Dokončené navařování experimentálních návarů na deskách B a C.....	65
Obrázek 7-4 Umístění jednotlivých housenek návaru na desku B (vlevo) a C (vpravo) ...	65
Obrázek 7-5 Pozice umístění termočlánků ve vztahu k návarovým housenkám .....	66

---

Obrázek 7-6 Tepelný zdroj typu Goldak.....	66
Obrázek 7-7 Návarová housenka B4 .....	67
Obrázek 7-8 Průběh teplotního cyklu v oblasti termočláčku u housenky B2 (vlevo) a B4 (vpravo).....	68
Obrázek 7-9 Detail podhousenkové oblasti po diskretizaci sítí konečných prvků na desce B.....	68
Obrázek 7-10 Numerická simulace vs fotografie makrostruktury návarové housenky B5 .....	69
Obrázek 7-11 Porovnání první iterace výpočtu s měřením teplotních cyklů pro desku B [63] .....	69
Obrázek 8-1 Sestava zkušebního svarového spoje .....	71
Obrázek 8-2 Vada typu studený spoj ve svarovém spoji č. 27 .....	72
Obrázek 8-3 Pórovitost v návaru přídavným materiálem Sv-08G2S.....	72
Obrázek 8-4 Trhliny v první vrstvě návaru č. 60 přídavným materiálem Sv-07Ch25N13 .	73
Obrázek 8-5 Trhliny v první vrstvě návaru č. 60 přídavným materiálem Sv-07Ch25N13 .	73
Obrázek 8-6 Trhliny na rozhraní první a druhé vrstvy návaru č. 60 přídavným materiálem Sv-07Ch25N13 .....	73
Obrázek 8-7 Morfologie delta feritu ve druhé (vlevo) a čtvrté (vpravo) vrstvě návaru č. 60 .....	74
Obrázek 8-8 Oblast heterogenního svarového spoje oceli 08Ch18N10T (vlevo) a 22K (vpravo) s návarem č. 60 ve spodní části .....	74
Obrázek 8-9 Návar přídavným materiálem ESAB OK Autrod 309LSi (dole) na tělese H0.	77
Obrázek 8-10 1. vrstva návaru přídavným materiálem ESAB OK Autrod 309LSi (vlevo) a 2. vrstva (vpravo) .....	77
Obrázek 8-11 Morfologie delta feritu ve 2. vrstvě návaru (vlevo) a ve 3. vrstvě (vpravo)	77
Obrázek 8-12 Horké trhliny na povrchu 1. vrstvy návaru na tělese H1 .....	78
Obrázek 8-13 První tři vrstvy návaru na tělese H7 .....	79
Obrázek 8-14 1. vrstva návaru (vlevo) a 2. vrstva (vpravo) na tělese H7 .....	79
Obrázek 8-15 Morfologie delta feritu 2. vrstvy návaru (vlevo) a 3. vrstvy (vpravo) na tělese H7 .....	79
Obrázek 8-16 1. a 2. vrstva návaru (vlevo) a 1. vrstva (vpravo) na tělese H8.....	80
Obrázek 8-17 2. vrstva návaru (vlevo) a morfologie delta feritu na přechodu 1. a 2. vrstvy (vpravo) na tělese H8 .....	80
Obrázek 8-18 Morfologie delta feritu na rozhraní 2. a 3. vrstvy návaru (vlevo) a 3. vrstvy (vpravo) na tělese H8 .....	80
Obrázek 8-19 První tři vrstvy návaru na tělese H9 (vlevo) s detailem trhliny na rozhraní 2. a 3. vrstvy (vpravo).....	81
Obrázek 8-20 Trhliny ve 2. vrstvě návaru na tělese H9 (vlevo) a morfologie delta feritu ve 3. vrstvě (vpravo) .....	81
Obrázek 8-21 První tři vrstvy návaru na tělese H10 (vlevo) a přechod 1. a 2. vrstvy s trhlinou v 1. vrstvě (vpravo).....	82
Obrázek 8-22 Trhlina v 1. vrstvě v tepelně ovlivněné oblasti od průchodu housenek 2. vrstvy návaru na tělese H10 .....	82
Obrázek 8-23 Trhliny ve 2. vrstvě v tepelně ovlivněné oblasti od průchodu housenek 3. vrstvy návaru na tělese H10 .....	82

---

Obrázek 8-24 1. vrstva návaru na těleso H11 s trhlinou na rozhraní 1. a 2. vrstvy (vlevo) a detail trhliny (vpravo) .....	82
Obrázek 8-25 První tři vrstvy návaru na těleso H12 (vlevo) s detailnějším pohledem na všechny tři vrstvy návaru (vpravo) .....	83
Obrázek 8-26 Oblast přechodu mezi jednovrstvým a dvouvrstevným návarem na těleso H12 .....	83
Obrázek 8-27 První dvě vrstvy návaru na těleso H13 (vlevo) a tři vrstvy návaru (vpravo) .....	84
Obrázek 8-28 2. vrstva návaru na těleso H13 s plně austenitickou strukturou (vlevo) a trhlina ve 2. vrstvě (vpravo).....	84
Obrázek 8-29 První čtyři vrstvy návaru na těleso H14A (vlevo) a přechod 3. a 4. vrstvy (vpravo) .....	85
Obrázek 8-30 Přechod 3. a 4. vrstvy návaru na těleso H14A (vlevo) a přechod 2. a 3. vrstvy (vpravo) .....	85
Obrázek 8-31 Prvních pět vrstev návaru na těleso H14B (vlevo) a 1. vrstva návaru (vpravo) .....	85
Obrázek 8-32 Morfologie delta feritu rozhraní 1. a 2. vrstvy návaru na těleso H14B (vlevo) a rozhraní 2. a 3. vrstvy (vpravo) .....	85
Obrázek 8-33 Trhliny v návarovém kovu tělesa H9 (vlevo a uprostřed) a H10 (vpravo)..	86
Obrázek 8-34 Suutalův digram (přepřacováno).....	87
Obrázek 8-35 Graf závislosti poměru $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ a poměru $(Nb+Si)/C$ ve vztahu k tvorbě trhlin .....	88
Obrázek 8-36 Graf závislosti $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ a poměru $Si/C$ .....	89
Obrázek 8-37 Graf závislosti poměru $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ a obsahu C .....	90
Obrázek 8-38 Graf závislosti poměru $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ a obsahu Si.....	90
Obrázek 8-39 Graf závislosti obsahu Si a C .....	91
Obrázek 8-40 Stanovení velikosti ploch pro určení zředění návarového kovu.....	91
Obrázek 8-41 První (vlevo) a druhá (vpravo) vrstva návaru na tělese H15 .....	93
Obrázek 8-42 Třetí (vlevo) a čtvrtá (vpravo) vrstva návaru na tělese H15 .....	93
Obrázek 8-43 První a druhá vrstva návaru na tělese H15 bez trhlin .....	93
Obrázek 8-44 Pozice měření tvrdosti a mikrotvrdosti na tělese H15 .....	94
Obrázek 8-45 Způsob měření průběhu tvrdosti (HV10) po druhé vrstvě návaru na tělese H15 .....	94
Obrázek 8-46 Měření průběhu tvrdosti (HV10) po první vrstvě návaru na tělese H15....	95
Obrázek 8-47 Měření průběhu tvrdosti (HV10) po druhé vrstvě návaru na tělese H15 ..	95
Obrázek 8-48 Měření průběhu tvrdosti (HV10) po třetí vrstvě návaru na tělese H15 .....	95
Obrázek 8-49 Měření průběhu tvrdosti (HV10) po čtvrté vrstvě návaru na tělese H15 ..	96
Obrázek 8-50 Měření tvrdosti (HV0,1) po první vrstvě návaru na tělese H15 .....	96
Obrázek 8-51 Měření tvrdosti (HV0,1) po druhé vrstvě návaru na tělese H15 .....	97
Obrázek 8-52 Měření tvrdosti (HV0,1) po třetí vrstvě návaru na tělese H15.....	97
Obrázek 8-53 Makrostruktura zkušebního svarového spoje .....	98
Obrázek 8-54 Návar č. 60 v oblasti základního materiálu 10GN2MFA.....	99
Obrázek 8-55 Způsob měření tvrdosti (HV10) na zkušebním svarovém spoji.....	99
Obrázek 8-56 Měření průběhu tvrdosti (HV10) pod úhlem 15° k povrchu návaru na ocel 10GN2MFA.....	100

---

Obrázek 8-57 Měření průběhu tvrdosti (HV10) kolmo k povrchu návaru na ocel 10GN2MFA.....	100
Obrázek 8-58 Měření průběhu tvrdosti (HV10) kolmo na povrch návaru na ocel 22K ..	101
Obrázek 8-59 Místa pro měření průběhu mikrotvrdosti na zkušebním svarovém spoji	102
Obrázek 8-60 Průběh mikrotvrdosti (HV1 a HV0,5), rastr 0,15x0,15 mm .....	102
Obrázek 8-61 Průběh mikrotvrdosti (HV0,5), rastr 0,15x0,15 mm.....	103
Obrázek 8-62 Výpočtový model nátrubku odběru měření tlaku na hlavním cirkulačním potrubí .....	104
Obrázek 8-63 Kosodélníkový tvar svarových housenek návaru č. 60.....	104
Obrázek 8-64 Osově napětí po navaření první, třetí a páté vrstvy návaru č. 60 .....	105
Obrázek 8-65 Obvodové napětí po navaření první, třetí a páté vrstvy návaru č. 60.....	105
Obrázek 8-66 Fotografie makrostruktury původního návaru na hlavní cirkulační potrubí.....	106
Obrázek 8-67 První a druhá vrstva původního návaru (vlevo) a přechod první a druhé vrstvy (vpravo) .....	107
Obrázek 8-68 Morfologie delta feritu v druhé vrstvě návaru (vlevo) a linie ztavení první vrstvy s 10GN2MFA (vpravo).....	107
Obrázek 8-69 Způsob měření mikrotvrdosti HV1 (nahore), HV 0,5 (uprostřed) a HV0,1 (dole) .....	107
Obrázek 8-70 Průběh mikrotvrdosti (HV1), rastr 0,3x0,3 mm.....	108
Obrázek 8-71 Průběh mikrotvrdosti (HV0,5), rastr 0,5(šířka)x0,2 mm.....	108
Obrázek 8-72 Průběh mikrotvrdosti (HV0,1), rastr 0,1x0,2 mm.....	108
Obrázek 8-73 Měření tvrdosti (HV0,1) původního návaru na oceli 10GN2MFA, rastr 0,5x0,2 mm .....	109
Obrázek 8-74 Průběh mikrotvrdosti (HV0,1), rastr 0,5x0,2 mm.....	109
Obrázek 8-75 Princip technologického postupu Weld Overlay (přepřacováno) .....	110
Obrázek 8-76 Zkušební těleso použité pro kvalifikaci technologického postupu.....	110
Obrázek 8-77 Zkušební těleso v podélném řezu.....	111
Obrázek 8-78 Návar Weld Overlay na základní materiál 22K přídavným materiálem Sv-07Ch25N13 průměr 1,0 mm.....	111
Obrázek 8-79 Přechod první a druhé vrstvy návaru (vlevo) a morfologie delta feritu v druhé vrstvě (vpravo).....	111
Obrázek 8-80 Přechod druhé a třetí vrstvy návaru (vlevo) a morfologie delta feritu ve třetí vrstvě (vpravo) .....	112
Obrázek 8-81 Mapa tvrdosti (HV10) v oblasti návaru přídavným materiálem Sv-07Ch25N13 na ocel 22K.....	112
Obrázek 8-82 Mapa mikrotvrdosti (HV0,1) v oblasti návaru přídavným materiálem Sv-07Ch25N13 na ocel 22K.....	113
Obrázek 8-83 Výpočtový model nátrubku superhavarijního napájení parních generátorů JE typu VVER-440/213 [70].....	114
Obrázek 8-84 Průběh osového (vlevo) a obvodového (vpravo) napětí po navaření návaru Weld Overlay .....	114
Obrázek 9-1 Současné konstrukční řešení nátrubku odběru měření tlaku .....	115
Obrázek 9-2 Realizované konstrukční řešení nátrubku odběru měření tlaku .....	116

## Seznam tabulek

Tabulka 2-1 Šířky jednotlivých pásem tepelně ovlivněných oblastí .....	20
Tabulka 3-1 Charakteristika zón tepelně ovlivněné oblasti .....	29
Tabulka 4-1 Rozpustnost vybraných prvků v železe přepracováno z [28] .....	43
Tabulka 6-1 Chemické složení oceli 10GN2MFA tavby č. E-1500 .....	59
Tabulka 6-2 Chemické složení oceli 22K tavby č. 474100 podle Inspekčního certifikátu 3.2 č. 5720024/01 .....	60
Tabulka 6-3 Směrné chemické složení oceli S355JR podle EN 10025-2 .....	60
Tabulka 6-4 Chem. složení návar. kovu Sv-07Ch25N13 tavby č. 110855 – pr. 0,8 mm....	60
Tabulka 6-5 Chem. složení návar. kovu Sv-07Ch25N13 tavby č. 103056 – pr. 1 mm.....	61
Tabulka 6-6 Chem. složení drátu ESAB OK Autrod 309LSi tavby č. PVV081720890 .....	61
Tabulka 6-7 Chem. složení drátu Böhler AWS ER 309 LSi tavby č. 8602808.....	61
Tabulka 6-8 Chem. složení drátu Oerlikon INERTFIL 309LSi tavby č. 68133 .....	62
Tabulka 6-9 Chem. složení návarového kovu Sv-04Ch20N10G2B tavby č. 29508.....	62
Tabulka 7-1 Deska B – Sv-07Ch25N13.....	65
Tabulka 7-2 Deska B – Sv-07Ch25N13.....	67
Tabulka 7-3 Vzdálenost roviny základního materiálu a hranice TOO v ose housenky .....	69
Tabulka 8-1 Podmínky navařování a výsledky technologických zkoušek .....	75
Tabulka 8-2 Kompletní přehled hlavních parametrů navařování .....	76
Tabulka 8-3 Stanovení hodnot $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ podle Suutaly, a Hammara a Svensona .....	88
Tabulka 8-4 Stanovení hodnot $(Nb+Si)/C$ .....	89
Tabulka 8-5 Stanovení obsahu delta feritu v návarovém kovu .....	92
Tabulka 8-6 Podmínky a parametry navařování tělesa H15 .....	92
Tabulka 8-7 Kompletní přehled hlavních parametrů navařování .....	98
Tabulka 8-8 Rozměry tepelného zdroje typu dvojité elipsoid Goldak .....	103
Tabulka 8-9 Parametry navařování .....	103
Tabulka 8-10 Parametry navařování pro první vrstvu návaru na ocel 22K.....	110
Tabulka 10-1 Směrné chemické složení přídatných materiálů.....	120



## Seznam zkratk a symbolů

Označení    Legenda

Použité zkratky	
A.S.I.	Asociace strojních inženýrů ČR
ARA	Diagram anizotermického rozpadu austenitu
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
BPVC	Boiler and Pressure Vessel Code
BWR	Varný reaktor (Boiling Water Reactor)
CCT	Diagram anizotermického rozpadu austenitu (Continuous Cooling Transformation)
CE	Uhlíkový ekvivalent ve smyslu EN 1011-2
CEN	Evropský normalizační výbor (Comité Européen de Normalisation)
CET	Uhlíkový ekvivalent ve smyslu EN 1011-2
CRD	Systém řízení pohybu regulačních tyčí v reaktoru (Control Rod Drive)
ČSN	Česká technická norma
EDU	Jaderná elektrárna Dukovany
EN	Evropská norma (European Standard)
EPRI	Electric Power Research Institute
FCAW	Obloukové svařování tavící se plněnou elektrodou v ochranném plynu (Flux-Cored Arc Welding)
FCC	Krystalová mřížka kubická plošně středěná (Face Centered Cubic)
GMAW	Obloukové svařování tavící se elektrodou v ochranném plynu (Gas Metal Arc Welding)
GOST	Ruský národní standard (государственный стандарт)
GBP	Grange-Baughmanův Parametr
GTAW	Obloukové svařování wolframovou elektrodou v inertním plynu; WIG, TIG svařování (Gas Tungsten Arc Welding)
HAZ	Tepelně ovlivněná oblast (Heat Affected Zone)
HSS	Heterogenní svarový spoj
HV	Tvrдость podle Vickerse
IAEA	Mezinárodní agentura pro atomovou energii (International Atomic Energy Agency)
ISO	Mezinárodní norma (International Organization for Standardization)
JE	Jaderná elektrárna
NTD	Normativně technická dokumentace Asociace strojních inženýrů ČR
NP	Ruské federální normy a pravidla v oblasti využití jaderné energie (Федеральные нормы и правила в области использования атомной энергии)
OP	Ruská Základní ustanovení (Основных положений)
OST	Ruský Průmyslový standard (Отраслевой стандарт)
PAW	Plazmové svařování (Plasma Arc Welding)
PG	Parní generátor
PK	Ruská Pravidla kontroly (Правила контроля)

PP	Prováděcí projekt 1. a 2. bloku jaderné elektrárny Temelín
PWR	Tlakovodní reaktor (Pressurized Water Reactor)
PNAE	Ruská Pravidla a normy v jaderné energetice (Правила и нормы в атомной энергетике)
RCC-M	Francouzský Design and Construction Rules for Mechanical Components of PWR Nuclear Islands
RSE-M	Francouzský In-Service Inspection Rules for Mechanical Components of PWR Nuclear Islands
RTM	Ruský Řídící technický materiál (Руководящий технический материал)
SAW	Svařování pod tavidlem (Submerged Arc Welding)
SD	Sdílená dokumentace
SHN	Superhavarijní napájení
SMAW	Ruční obloukové svařování obalenou elektrodou (Shielded Metal Arc Welding)
SSMFS	Předpisy Švédského úřadu pro jadernou bezpečnost (Strålsäkerhetsmyndighetens föreskrifter)
TIG	Obloukové svařování wolframovou elektrodou v inertním plynu; WIG, TIG svařování (Tungsten Inert Gas)
TNI	Technické normalizační informace
TOO	Tepelně ovlivněná oblast
TP	Technické podmínky
TR	Technical Report
TS	Technologická směrnice
ÚP	Úvodní projekt 1. a 2. bloku jaderné elektrárny Temelín
VVER	Vodo-vodní energetický reaktor (vodou chlazený, vodou moderovaný)
VŽ	VÍTKOVICE Železářny a strojířny Klementa Gottwalda, k. p.
WANO	Sdružení provozovatelů jaderných elektráren (World Association of Nuclear Operators)
WOL	Weld Overlay

Označení    Jednotka    Legenda

<b>Použité symboly</b>		
$A_1, A_{c1}$	[°C]	Teplota začátku austenitické transformace
$A_3, A_{c3}$	[°C]	Teplota ukončení austenitické transformace u podeutektoidních ocelí
$A_5$	[%]	Tažnost měřená na délce odpovídající 5x průměr zkušební tyče
$A_{cm}$	[°C]	Teplota ukončení austenitické transformace u nadautektoidních ocelí
$Cr_{eq}$	[-]	Chromový ekvivalent zahrnující feritotvorné prvky
$I_a$	[A]	Průměrný svařovací proud
$I_b$	[A]	Základní svařovací proud
$I_h$	[A]	Hlavní svařovací proud
$M_f$	[°C]	Teplota konce martenzitické transformace
$M_s$	[°C]	Teplota začátku martenzitické transformace
$Ni_{eq}$	[-]	Niklový ekvivalent zahrnující austenitotvorné prvky
$Q_{WP}$	[J/mm]	Tepelný příkon od parametrů svařování
$t_{8/5}$	[s]	Parametr, udávající čas poklesu teploty z 800 °C na 500 °C
$t_b$	[ms]	Doba základního pulzu
$t_h$	[ms]	Doba hlavního pulzu
$T$		Tavenina
$U$	[mm]	Rozšířená nejistota měření (absolutní)
$U_a$	[V]	Průměrný svařovací napětí
$U_b$	[V]	Základní svařovací napětí
$U_h$	[V]	Hlavní svařovací napětí
$V$	[mm/min]	Rychlost svařování
$v_w$	[mm/min]	Rychlost podávání drátu
$Z$	[%]	Kontrakce
$\alpha$		Ferit s kubickou prostorově středěnou krystalovou mřížkou
$\alpha'$		Martenzit s tetragonální krystalovou mřížkou
$\gamma$		Austenit s kubickou plošně středěnou krystalovou mřížkou
$\delta$		Delta ferit s kubickou prostorově středěnou krystalovou mřížkou

## Úvod

Svařování, respektive navařování (dále jen svařování) komponent a zařízení, zejména částí tlakových celků, je z technologického hlediska velmi náročným procesem s ohledem na provozní parametry těchto celků a použité základní materiály. Základní materiály musejí dlouhodobě odolávat působení projektem navržených provozních parametrů, především zvýšeným teplotám a tlakům. V jaderné energetice se v oblasti primárního okruhu k výše uvedeným provozním parametrům přidávají další faktory, například radiační zatížení. S rostoucími požadavky projektantů a konstruktérů na provozní parametry, rostou i požadavky na základní materiál. Aby bylo dosaženo materiálových vlastností, které budou vyhovovat uvažované aplikaci, jsou při výrobě základních materiálů, zejména ocelí, uplatňovány technologicky náročné metalurgické procesy. Tyto procesy zajišťují dosažení požadovaných materiálových vlastností. Pro zachování takto nabytých vlastností, musí být pro zpracování materiálu respektovány odpovídající postupy pro další technologické operace. V tomto případě při svařování.

Svařování je technologie, která je využívána nejen ve výrobních procesech, ale úspěšně ji lze využít i při provádění renovací a oprav komponent a zařízení. Mezi oceli, vyžadující specifický přístup z hlediska tepelného zpracování, patří i nízkolegovaná ocel 10GN2MFA (označená podle GOST, dále jen 10GN2MFA). Ocel 10GN2MFA vykazuje při svařování náchylnost k tvorbě martenzitických mikrostruktur v tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje. Z tohoto důvodu musí být při jejím svařování zvolen odpovídající teplotní režim minimalizující tvorbu martenzitických mikrostruktur, které snižují křehkolomové vlastnosti svarového spoje. Standardně je po svařování oceli 10GN2MFA prováděno tepelné zpracování ve formě žíhání. Žíháním dojde k částečnému obnovení původních plastických vlastností oceli a eliminaci martenzitických mikrostruktur. Poněkud jednodušší přístup z pohledu tepelného zpracování je vyžadován u jakostní uhlíkové oceli 22K (označená podle GOST, dále jen 22K), která nevyžaduje tak náročný přístup, ale za určitých podmínek, zejména s rostoucí tloušťkou základního materiálu, dochází i u této oceli k tvorbě martenzitických mikrostruktur.

Obě oceli jsou u jaderných elektráren typu VVER-1000/320 zastoupeny na vybraných stěžejních komponentách a zařízeních primárního a sekundárního okruhu. Tato skutečnost do určité míry komplikuje provádění údržby u těchto komponent a zařízení, neboť lze ve většině případů jen obtížně provést korektní tepelné zpracování svarových spojů. Obtížnost provedení tepelného zpracování souvisí především s rozměrností a tvarovou složitostí komponent a zařízení, kde se jen komplikovaně zajišťuje rovnoměrnost tepelného zpracování v celém objemu základního materiálu a hrozí tak ztráta důležitých vlastností základních materiálů, které často bezprostředně ovlivňují technickou a jadernou bezpečnost. U původních korozivzdorných návarů na oceli 10GN2MFA a 22K pomocí austenitických chromniklových přídavných materiálů hrozí riziko zcitlivění návarů na mezikrystalovou korozi. Dalším negativním faktorem je kombinace různých typů základních materiálů, kdy provedení tepelného zpracování zlepší vlastnosti jednoho základního materiálu, ale naopak dojde ke zhoršení materiálových vlastností u ostatních základních materiálů. V neposlední řadě může dojít vlivem provedení tepelného zpracování ke změnám rozměrů a geometrie u tepelně zpracovávaných komponent a zařízení, což může opět ovlivnit užité vlastnosti.

Pro podmínky údržby jsou proto neustále vyhledávány různé alternativy, které by odstranily nedostatky spojené s prováděním tepelného zpracování. Jednou z těchto alternativ je využití metody popouštěcí housenky při svařování svarových spojů z ocelí 10GN2MFA a 22K. Ačkoliv se v případě svařování metodou popouštěcí housenky jedná o poměrně dlouho používaný termín v oblasti svařování, dosud míra poznání a dostupnost podrobných metodických postupů pro provádění kvalifikace postupu svařování, včetně hodnocení vlastností takto provedených svarových spojů, je jen

---

velmi omezená. K obdobným metalurgickým procesům, jako při svařování metodou popouštěcí housenky, dochází při vícevrstevném svařování.

Ačkoliv je tepelně ovlivněná oblast považována za nejkritičtější místo svarového spoje z hlediska jeho celkových vlastností, neméně důležitá je i volba vhodného přídavného materiálu, který zajistí požadované vlastnosti svarového kovu a splnění kvalitativních kritérií. V případě austenitických chromniklových korozivzdorných přídavných materiálů typu 25Cr13Ni patří mezi největší hrozby přítomnost horkých trhlin ve svarovém kovu. Náchylnost přídavného materiálu na tvorbu horkých trhlin je přisuzována nevhodnému chemickému složení přídavných materiálů a zvýšené koncentraci nečistot tvořících nízkotavitelná eutektika, například fosfor a síra. Obecně je uváděno, že při zaručení určitého podílu delta feritu v mikrostruktuře přídavného materiálu lze náchylnost na tvorbu horkých trhlin eliminovat.

Kvalita svarových spojů je zásadní pro zajištění bezpečného a spolehlivého provozu jaderných elektráren, a proto je jim při řešení konstrukčně-technologických řešení věnována zvýšená pozornost.

## 1 Cíle disertační práce

Hlavním cílem disertační práce je prostřednictvím aplikovaného výzkumu a vývoje v oblasti problematiky navařování austenitickým chromniklovým korozivzdorným návarovým kovem typu 25Cr13Ni definovat podmínky, za kterých bude možné provádět aplikace v jaderné energetice na nízkolegovanou ocel 10GN2MFA a jakostní uhlíkovou ocel 22K za předpokladu dodržení všech kvalitativních požadavků. Naplnění hlavního cíle bude splněno provedením několika logicky navazujících dílčích kroků uvedených níže.

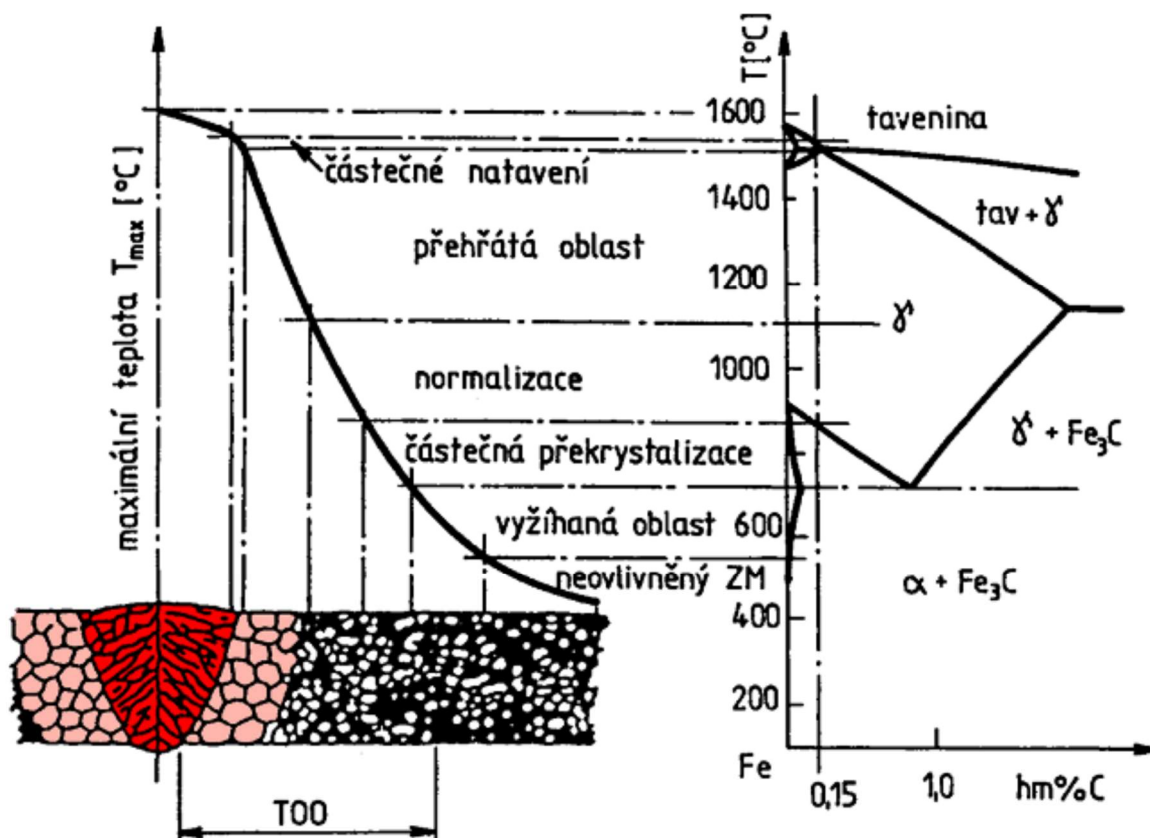
- Teoretický rozbor problematiky navařování austenitickým chromniklovým korozivzdorným návarovým kovem typu 25Cr13Ni na nízkolegovanou a jakostní uhlíkovou ocel se zaměřením na vlastnosti tepelně ovlivněné oblasti a mechanismus vzniku horkých trhlin. V rámci teoretického rozboru identifikovat hlavní proměnné ovlivňující výslednou kvalitu návaru.
- Na základě ověření v rámci experimentálního programu provést posouzení vlivu jednotlivých podmínek a parametrů navařování na změny vlastností tepelně ovlivněných oblastí u nízkolegovaných a jakostních uhlíkových ocelí a na přítomnost horkých trhlin v návarech prováděných různými značkami přídavných materiálů typu 25Cr13Ni.
- Konfrontace výsledků dosažených v rámci experimentálního programu s výsledky literární rešerše za účelem potvrzení/vyvrácení obecně přijímaných teorií.
- Promítnutí dosažených výsledků a zjištěných závěrů experimentálního programu do praktické aplikace včetně formulace obecných doporučení pro praxi.

## 2 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje

Při tavném svařování vznikají spoje, charakterizované třemi základními částmi, tj. neovlivněný základní materiál, tepelně ovlivněná oblast a svarový kov. Kritickým místem každého svarového spoje je právě jeho tepelně ovlivněná oblast. Klíčem k pochopení problematiky je znalost dějů, které v tepelně ovlivněné oblasti probíhají a bezprostředně ovlivňují výslednou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti. Tato kapitola je zaměřena na mikrostrukturu tepelně ovlivněné oblasti nízkolegovaných a jakostních uhlíkových ocelí, jakými jsou oceli 10GN2MFA a 22K.

### 2.1 Skladba tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje

Tepelně ovlivněnou oblast svarových spojů ocelí lze rozdělit na několik dílčích pásem, jak je uvedeno na Obrázek 2-1. Výsledná mikrostruktura dílčích pásem tepelně ovlivněné oblasti úzce souvisí s polymorfními transformacemi, ke kterým u ocelí dochází především v závislosti na teplotě, rychlosti ochlazování a obsahu uhlíku. [1] Šířka jednotlivých pásem a jejich mikrostruktura ovlivňuje výsledné mechanické vlastnosti tepelně ovlivněné oblasti a tím i celého svarového spoje.



Obrázek 2-1 Skladba jednotlivých pásem tepelně ovlivněné oblasti [2]

Jedním z faktorů ovlivňujících šířku tepelně ovlivněné oblasti je použitá metoda svařování. V Tabulka 2-1 jsou uvedeny obvyklé rozsahy šířek jednotlivých dílčích pásem tepelně ovlivněných oblastí pro rozdílné metody svařování. Pro metodu 141 ve smyslu EN ISO 4063 lze obecně uvažovat hodnoty uvedené pro metody 111 a 135.

Tabulka 2-1 Šířky jednotlivých pásem tepelně ovlivněných oblastí [3]

Metoda svařování podle EN ISO 4063	[mm]		
	Pásmo částečné překrystalizace	Pásmo normalizace	Pásmo přehřátí
111	3,0 – 8,0	0,3 – 1,0	0,1 – 0,3
121	3,0 – 15,0	0,3 – 2,0	0,1 – 0,5
135	3,0 – 8,0	0,3 – 1,0	0,1 – 0,3
15	0,3 – 1,0	0,1 – 0,3	0 – 0,1
51	0,3 – 1,0	0,1 – 0,3	0 – 0,1

## Svarový kov

Svarový kov lze rozdělit do dvou skupin. První skupinou je čistý svarový kov, tzn. svarový kov vzniklý roztavením přídavného materiálu, u něž nedošlo ke zředění svarového kovu natavením základního materiálu. Druhou skupinou je svarový kov vzniklý roztavením přídavného materiálu a zředěný natavením základního materiálu. Míra natavení základního materiálu značně ovlivňuje výsledné vlastnosti. S rostoucí chemickou a mikrostrukturní heterogenitou roste i heterogenita materiálových vlastností ve svarovém spoji. V souladu s výše popsány skutečnostmi bude v rámci experimentálního programu minimalizována hloubka závaru tak, aby zředění svarového kovu bylo minimální. Dalším, zejména difúzním, procesům, které rovněž významně ovlivňují mikrostrukturní stabilitu svarového kovu a tepelně ovlivněnou oblast, není v této práci věnována bližší pozornost.

## Pásmo přehřátí

Pásmo přehřátí je vymezeno teplotou přehřátí a teplotou solidu. Dochází zde k fázové transformaci  $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$  a je obecně spojeno s hrubnutím zrna. Eliminace míry zhrubnutí lze provést volbou vhodné metody svařování. Míra zhrubnutí zrna je závislá na chemickém složení a na velikosti tepelného příkonu. Teplota, při které začíná hrubnout zrno, je u uhlíkových ocelí od  $\sim 1050$  °C až po  $\sim 1350$  °C u mikrolegovaných ocelí. Zhrublé zrno zhoršuje plastické vlastnosti pásma přehřátí a zároveň podporuje vznik mikrostruktur s omezenou difúzí, počínaje Widmannstättenovou strukturou, přes bainit až po martenzit. Tento jev je zapříčiněn tím, že hrubé zrno austenitu brzdí kinetiku jeho rozpadu a dochází tak vzniku mikrostruktur s omezenou difúzí. [1]

## Pásmo normalizace

V pásmu normalizace dochází ke zjemnění a zrovnoměrnění mikrostruktury. Normalizace je založena na rychlém ohřevu na teplotu 20 až 30 °C nad  $A_3$ , respektive  $A_{cm}$ , kdy dojde k plné austenitizaci. Následuje pomalejší chladnutí až na teplotu okolí. Aby došlo k zamezení nadměrného hrubnutí zrna a oduhličení, nesmí být teplota normalizace příliš vysoká a zároveň musí být minimalizována doba výdrže na normalizační teplotě. Normalizace je využíváno u ocelí s nižším obsahem uhlíku, tedy podeutektoidních ocelí. U ocelí s vyšším obsahem uhlíku a s vysokým obsahem legur může docházet k tvorbě bainitických až martenzitických mikrostruktur. Normalizace významně přispívá ke zlepšení plastických vlastností. [4]

## Pásmo částečné překrystalizace

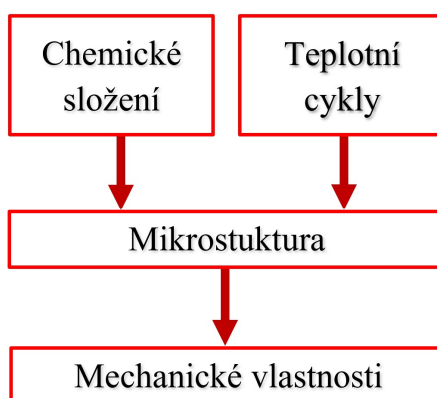
Z pohledu mechanismu vzniku pásma částečné překrystalizace je toto pásmo nejsložitější. V pásmu částečné překrystalizace se výrazným způsobem projevuje teplotní hystereze, tzn. že musí být dosaženo vyšší teploty, než je teplota  $A_1$ , aby došlo k austenitizaci. Tento jev je zapříčiněn rychlým dosažením teploty  $A_1$  a nedostatečnou dobou potřebnou pro realizaci difúze, a tím transformace z feritu na austenit. Při svařování, po rychlém ohřevu v pásmu částečné překrystalizace, následuje i rychlé ochlazení pod teplotu  $A_1$ , které způsobí že již transformovaný austenit se nestihne transformovat zpět na ferit z důvodu nedostatečné doby pro difúzi. Podíl feritu,



který nestihl transformovat na austenit a zpět, závisí na velikosti dosažené teploty nad  $A_1$ . Vzniká tak poměrně heterogenní mikrostruktura. Výše byl popsán vznik pásma částečné překrystalizace u ocelí s feriticko-perlitickou mikrostrukturou. U ocelí v zušlechťeném stavu, s mikrostrukturou vysoce popuštěného martenzitu, je rozdíl v obsahu uhlíku menší, a tudíž i výsledná mikrostruktura má rovnoměrnější charakter ve srovnání s ocelí s feriticko-perlitickou mikrostrukturou. [1]

## 2.2 Fázové transformace v tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje oceli

Fázové transformace v tepelně ovlivněných oblastech svarových spojů ocelí, významně ovlivňující výslednou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti, jsou založeny zejména na dvou faktorech. Prvním faktorem je chemické složení a druhým je průběh teplotních cyklů, viz Obrázek 2-2.



Obrázek 2-2 Faktory ovlivňující mikrostrukturu a mechanické vlastnosti

### 2.2.1 Fázové transformace – faktor chemického složení

Tvorba martenzitických mikrostruktur je kromě obsahu uhlíku dána obsahem dalších prvků, které lze s ohledem na sklon k tvorbě těchto mikrostruktur rozdělit do dvou skupin, a to na austenitotvorné a feritotvorné. Prvky, které zvyšují prokalitelnost, a tím sklon k tvorbě martenzitických mikrostruktur, obecně řadíme mezi prvky feritotvorné, jedná se zejména o prvky jako chrom, mangan, molybden, vanad a bór. Zajímavostí je, že nikl, ačkoliv se jedná o austenitotvorný prvek, tak rovněž intenzivně zvyšuje kalitelnost a prokalitelnost ocelí. [1]

Míra prokalitelnosti u nelegovaných, jemnozrnných a nízkolegovaných ocelí je dána tzv. uhlíkovým ekvivalentem. Existuje řada vztahů pro stanovení uhlíkových ekvivalentů, ale nejběžnější vztahy používané v oblasti svařování pro stanovení uhlíkového ekvivalentu (CE a CET) vychází z Rovnice 2-1 a Rovnice 2-2, uvedených v normě EN 1011-2. Aplikovatelnost těchto vztahů je omezena pro rozsah obsahů jednotlivých prvků vstupujících do výpočtu, tak jak je uvedeno v normě. S rostoucím uhlíkovým ekvivalentem roste i náchylnost k tvorbě martenzitických mikrostruktur.

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni}{15} \quad (\text{Rovnice 2-1})$$

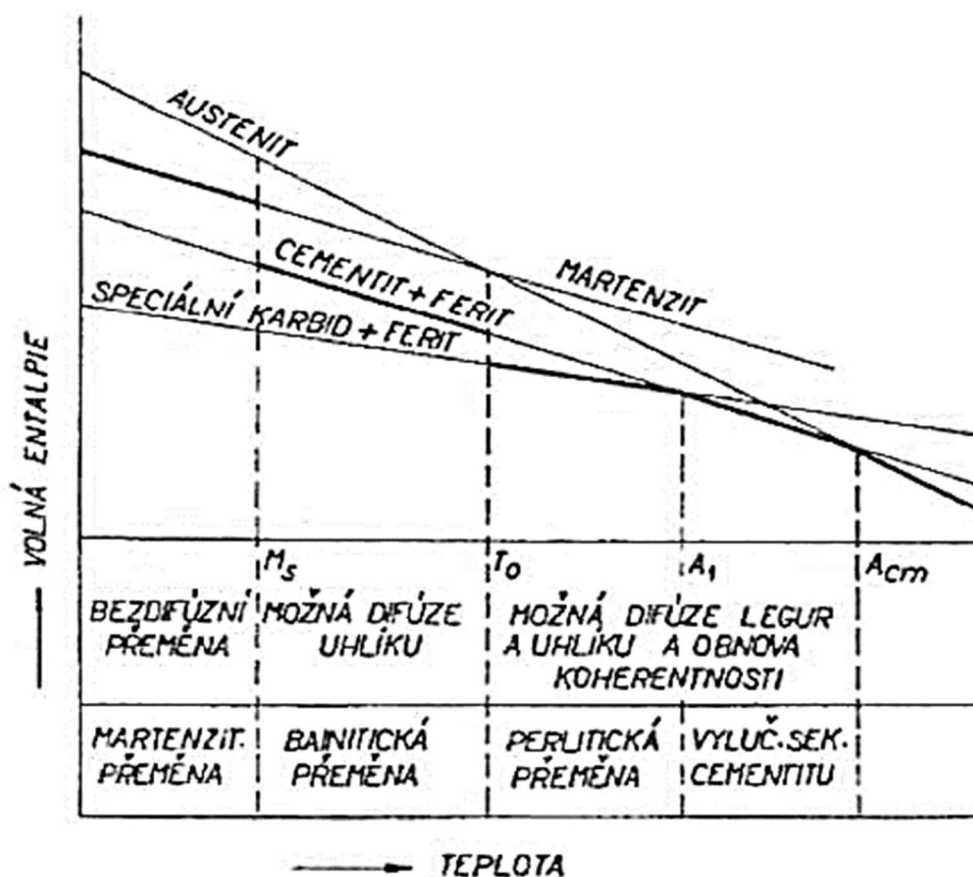
$$CET = C + \frac{Mn+Mo}{10} + \frac{Cr+Cu}{20} + \frac{Ni}{40} \quad (\text{Rovnice 2-2})$$

kde: CE [%] – uhlíkový ekvivalent,

CET [%] – uhlíkový ekvivalent.

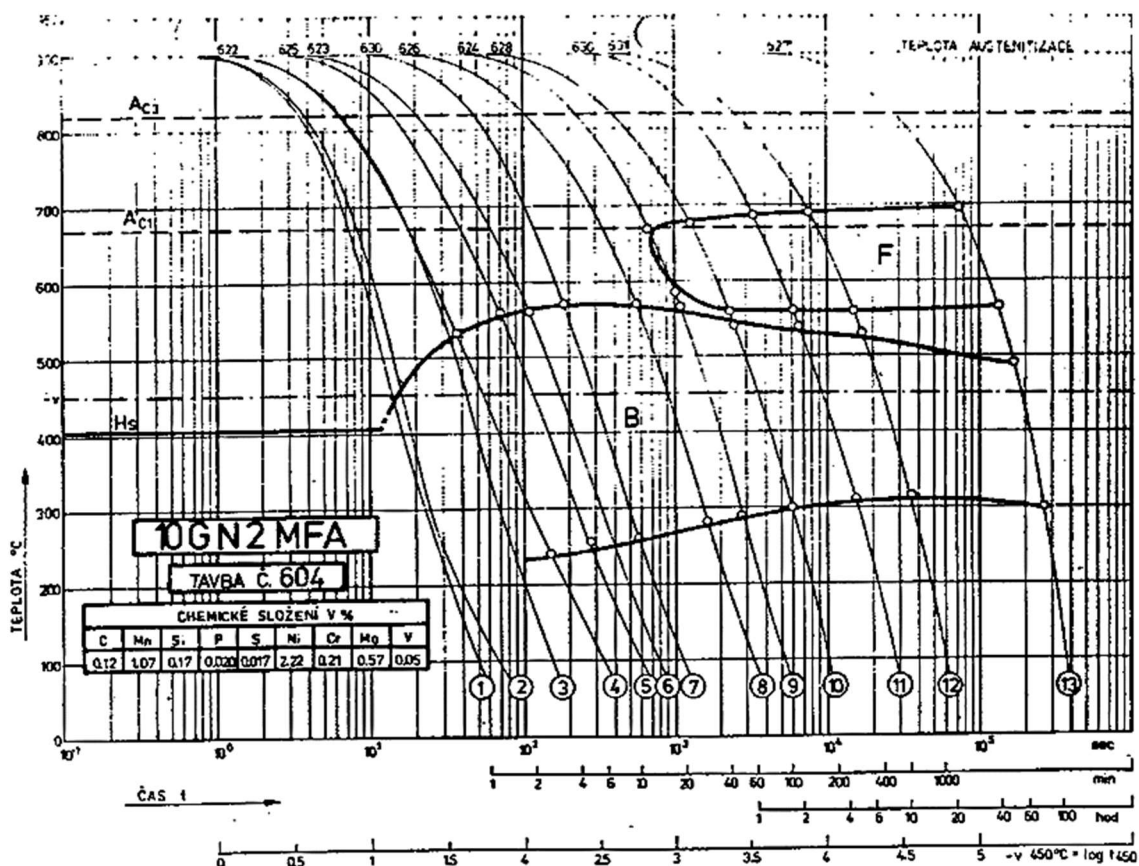
## 2.2.2 Fázové transformace – faktor rychlosti ochlazování

Dalším významným faktorem je rychlost ochlazování z oblasti austenitizace. V závislosti na rychlosti ochlazování lze rozdělit transformace do tří skupin. Pokud je rychlost ochlazování dostatečně nízká, aby umožnila postupnou difúzi prvků v oceli, vzniká perlitická mikrostruktura. Se zvyšující se rychlostí ochlazování se snižuje schopnost difúze prvků v oceli, což má za následek vznik bainitické mikrostruktury. Třetí fázová transformace, ke které dochází při vysoké rychlosti ochlazování, je transformace martenzitická. U martenzitické transformace je zcela zamezeno difúzi. Výše popsané je názorně zobrazeno v termodynamickém schématu podmínek transformací austenitu na Obrázek 2-3. [5]



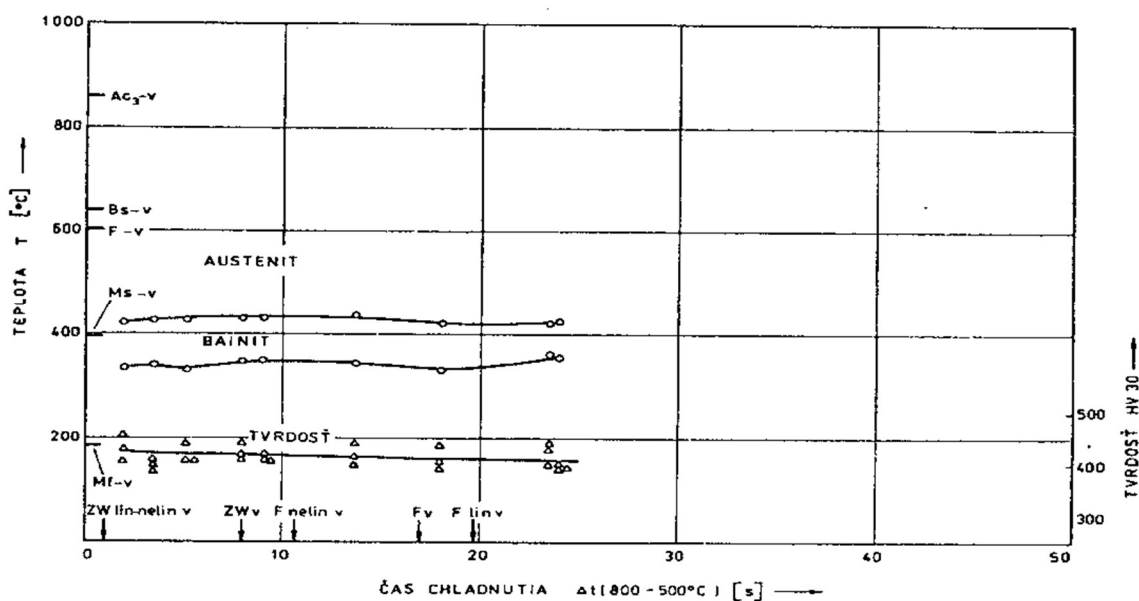
Obrázek 2-3 Schéma termodynamických podmínek transformací austenitu [6]

Vliv rychlosti ochlazování na fázové transformace je vyjádřen tzv. transformačními diagramy austenitu, které jsou konstruovány a využívány k popisu transformací austenitu v závislosti na rychlosti ochlazování a k predikci výsledných mikrostruktur. Pro účely využití u svarových spojů mají praktický význam pouze diagramy anizotermického rozpadu austenitu (ARA/CCT), které jsou základním nástrojem pro predikci mikrostruktur u svarových spojů. ARA diagramy slouží k popisu tvorby mikrostruktur v závislosti na rychlosti ochlazování z teploty austenitizace na teplotu okolí. Standardní ARA diagramy jsou pro predikci mikrostruktur u svarových spojů nevhodné, neboť jejich měření a konstrukce probíhá za jiných podmínek, než probíhá svařování. Na Obrázek 2-4 je jako příklad uveden standardní ARA diagram pro konkrétní tavbu oceli 10GN2MFA.



Obrázek 2-4 ARA diagram pro ocel 10GN2MFA [7]

Pro přesnější predikci mikrostruktury u svarových spojů jsou měřeny a konstruovány ARA diagramy reflektující charakteristické podmínky svařování. Tyto diagramy jsou označovány jako "in situ". Na rozdíl od standardních ARA diagramů nemají na horizontální ose dobu ochlazování, ale tzv. parametr  $t_{3/5}$ , který udává dobu, za kterou dojde k poklesu teploty z 800 °C na 500 °C. Příklad "in situ" diagramu je uveden na Obrázek 2-5 pro konkrétní tavbu oceli 10GN2MFA.

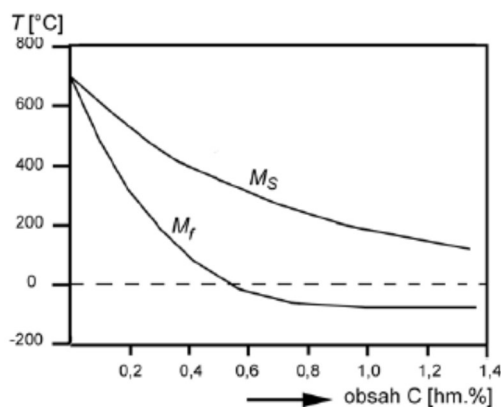


Obrázek 2-5 ARA diagram "in situ" pro ocel 10GN2MFA [7]

S ohledem na fakt, že chemické složení oceli nelze ovlivnit, je jediným způsobem, jak snížit riziko vzniku martenzitických struktur, prodloužení doby ochlazování  $t_{8/5}$ . Za tímto účelem se při svařování silnostěnných a rozměrných výrobků a výrobků z ocelí náchylných na vznik martenzitických struktur provádí přehřev. Provedením přehřevu s dostatečně vysokou teplotou, kterou lze stanovit například v souladu s EN 1011-2, se dosáhne prodloužení doby ochlazování  $t_{8/5}$ .

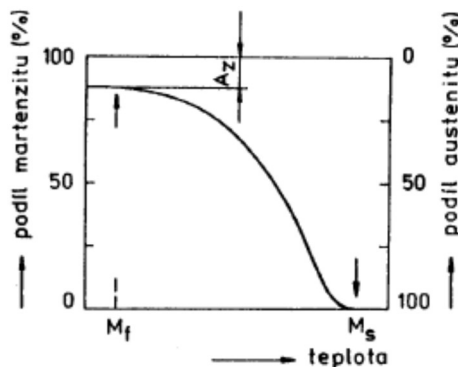
### 2.3 Martenzitická transformace

U nejvyšších ochlazovacích rychlostí je při nízkých teplotách zcela zabráněno difúzi a nedochází již k difúzi nejen substitučních prvků, ale i uhlíku. Martenzitická transformace je fázová transformace, která je charakteristická bezdifúzním mechanismem. Začátek a konec martenzitické transformace je ohraničen intervalem teplot  $M_s$  a  $M_f$ . S rostoucím obsahem uhlíku se  $M_s$  i  $M_f$  snižují. Z grafu na Obrázek 2-6 je patrné, že při obsahu uhlíku přibližně nad 0,5 hm. % uhlíku je umožněna martenzitická transformace při teplotě nižší než 0 °C. Při této transformaci dochází k rychlým a koordinovaným přesunům atomů železa na krátké vzdálenosti rovnající se parametru elementární buňky. V praxi to znamená, že dojde k transformaci austenitu ( $\gamma$ ) na tuhý roztok uhlíku v  $\alpha$ -Fe. Vzhledem k tomu, že nedochází k difúzním procesům, tak obsah uhlíku v tuhém roztoku uhlíku v  $\alpha$ -Fe je stejný jako u austenitu ( $\gamma$ ). Vzniká tak silně přesycený tuhý roztok uhlíku v  $\alpha$ -Fe, který je označován jako martenzit ( $\alpha'$ ). [4] [5]



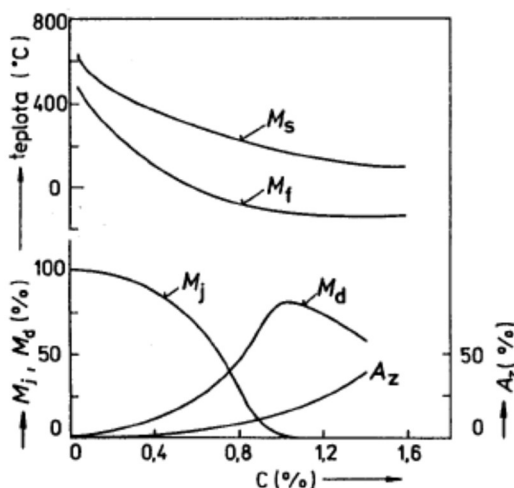
Obrázek 2-6 Vliv obsahu uhlíku na teplotu  $M_s$  a  $M_f$  [5]

Martenzitická mikrostruktura je charakteristická jehlicovitou morfologií. Obdobně jako u bainitické transformace je výsledná mikrostruktura tvořena kromě martenzitu i zbytkovým austenitem. Zbytkový austenit je závislý na obsahu uhlíku v austenitu ( $\gamma$ ) před martenzitickou transformací a s rostoucím obsahem uhlíku roste i podíl zbytkového austenitu ve výsledné mikrostrukturu. Na Obrázek 2-7 je zřejmá kinetika martenzitické transformace a s ní související změna podílu austenitu ( $\gamma$ ) transformovaného na martenzit ( $\alpha'$ ). [5] [4]



Obrázek 2-7 Kinetika martenzitické transformace [4]

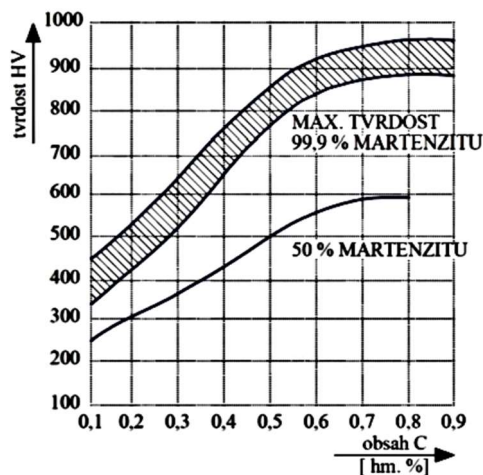
Na Obrázek 2-8 je v horní části grafu uvedena závislost teplot  $M_s$  a  $M_f$  na obsahu uhlíku. Zajímavější pohled nabízí spodní část grafu, kde je naznačen podíl dvou morfologií martenzitu a podíl zbytkového austenitu ve výsledné mikrostruktuře po ochlazení na teplotu okolí v závislosti na obsahu uhlíku. Z grafu je zřejmé, že s rostoucím obsahem uhlíku klesá podíl jehlicového martenzitu ( $M_j$ ) ve výsledné mikrostruktuře, a naopak roste podíl deskového martenzitu ( $M_d$ ) a zbytkového austenitu ( $A_z$ ). Na základě výše uvedených skutečností lze konstatovat, že jehlicový martenzit se tvoří u nízkouhlíkových ocelí a u ocelí legovaných substitučními prvky. Naopak martenzit s deskovou morfologií vzniká u ocelí s vyšším obsahem uhlíku. [4]



Obrázek 2-8 Podíl morfologií martenzitu v závislosti na obsahu uhlíku [4]

Silné přesycení uhlíkem má za následek vysoké napětí v krystalové mřížce, a proto dochází k transformaci krystalové mřížky z kubické na tetragonální. Rozdíl mezi kubickou a tetragonální mřížkou je v jejím tvaru. Kubická mřížka má tvar krychle a tetragonální mřížka má tvar hranolu. Obě krystalové mřížky jsou charakteristické čtvercovou základnou a jsou definovány mřížkovým parametrem  $a$ , což u kubické krystalové mřížky je délka všech stran a u tetragonální krystalové mřížky délka stran základny. Výška hranolu u tetragonální krystalové mřížky je definována parametrem  $c$ . S rostoucím obsahem uhlíku v martenzitu roste i tzv. míra tetragonality. Tetragonalita je podíl výšky hranolu  $c$  k délce stran základny  $a$ . [5]

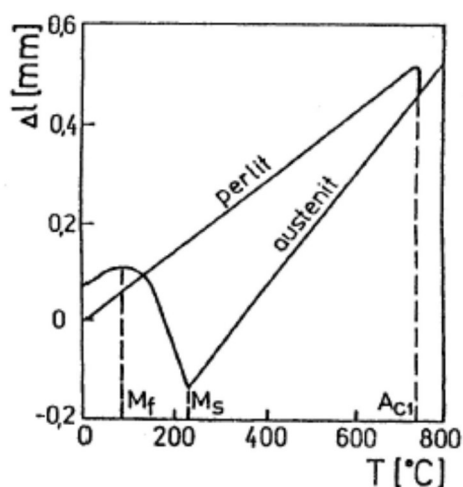
Tvrdość a křehkost martenzitické fáze je způsobena vysokým napětím v krystalové mřížce, což zabraňuje skluzu dislokací. Z výše uvedeného vyplývá, že tvrdość a křehkost se zvyšuje s obsahem uhlíku v martenzitu, viz Obrázek 2-9. [5]



Obrázek 2-9 Vliv obsahu uhlíku na tvrdość [8]

Z uvedené závislosti vychází i maximální přípustná tvrdost ve svarových spojích uhlíkových ocelí a jejich tepelně ovlivněných oblastech, která je pro oceli zařazené do skupin 1 a 2 podle TNI CEN ISO/TR 15608, ve smyslu normy EN ISO 15614-1, 380 HV10 v tepelně nezpracovaném stavu, což přibližně odpovídá 50 % podílu martenzitu u oceli s 0,25 hm. % uhlíku.

Fázové transformace u ocelí způsobují změny krystalových mřížek, při kterých dochází k objemovým změnám. Typickým představitelem těchto objemových změn je transformace austenitu ( $\gamma$ ) na martenzit ( $\alpha'$ ). Dilatometrická křivka pro obsah uhlíku odpovídající eutektoidní oceli je zobrazena na Obrázek 2-10. Z obrázku je patrné, že při transformaci z austenitu ( $\gamma$ ) s krystalovou mřížkou plošně středěnou (FCC) na martenzit ( $\alpha'$ ) s tetragonální krystalovou mřížkou dochází vlivem odlišného uspořádání k objemovým změnám převyšujícím dvě procenta. Objemové změny se projevují zvýšeným napětím v krystalové mřížce martenzitu ( $\alpha'$ ) a následně i v materiálových vlastnostech oceli.



Obrázek 2-10 Dilatometrická křivka fázových transformací [4]

Ke vzniku Widmannstättenovy struktury dochází u ocelí s nízkým obsahem uhlíku a s hrubým austenitickým zrnem při dosažení kritické rychlosti ochlazování, která je vyšší než při perlitické transformaci a nižší než při bainitické transformaci. Typicky se Widmannstättenova struktura objevuje u odlitků a v tepelně ovlivněné oblasti svarových spojů. Tyto příklady jsou charakteristické hrubým zrnem a relativně intenzivním ochlazováním. Widmannstättenův ferit vzniká heterogenní nukleací na hranicích zrn austenitu (primární desky) nebo na alotriomorfních částicích (sekundární desky). Tvar a velikost Widmannstättenova feritu silně závisí na intenzitě ochlazování. Při intenzivním ochlazování jsou části feritu tenčí a četnější. Widmannstättenova struktura je díky svým vlastnostem, tj. ostrý vrubový účinek vyvolá vysokou křehkost, ve svarových spojích nežádoucí. [9] [4]



### 3 Popouštění tepelně ovlivněných oblastí svarových spojů

Na principu popouštění je založeno svařování metodou popouštěcí housenky. Obecně je popouštění technologickou operací sloužící k optimalizaci materiálových vlastností u ocelí vytvářejících mikrostruktury obsahující martenzit ( $\alpha'$ ) a bainit. Jedná se o formu tepelného zpracování skládajícího se z ohřevu na popouštěcí teplotu, výdrži na teplotě popouštění a následného pomalého ochlazení na teplotu okolí. Hlavním účelem popouštění je dosažení co nejvýhodnější mikrostruktury s cílem získání vyšší houževnatosti a plasticity za cenu snížení pevnostních charakteristik. Za popouštění je považován ohřev na teploty pod  $A_1$  (teplota eutektoidní transformace je konstantní pro celý rozsah obsahu uhlíku a má hodnotu 727 °C). Především na základě teploty popouštění lze úspěšně predikovat, k jakým transformacím během této technologické operace dojde a jaká bude výsledná mikrostruktura. Při popouštění vznikají mikrostruktury, které jsou bližší rovnovážnému stavu oceli než před jeho provedením. Fázové transformace se netýkají pouze majoritních fází, jako je například martenzit ( $\alpha'$ ) nebo zbytkový austenit, ale dochází k nim i u minoritních fází, kterými jsou například karbidy nebo karbonitridy. [4] [5]

Popouštění lze obecně rozdělit do čtyř stádií v závislosti na teplotě popouštění. První stádium popouštění probíhá při teplotě přibližně do 200 °C. V tomto stádiu dochází k rozpadu uhlíkem silně přesyceného tuhého roztoku s tetragonální krystalovou mřížkou martenzitu ( $\alpha'$ ). Vzniká tak nerovnovážený karbid  $\epsilon$  ( $Fe_{2,4}C$ ) a snížením tetragonality krystalové mřížky tetragonálního martenzitu i nízkouhlíkový martenzit ( $\alpha'$ ) s kubickou krystalovou mřížkou. Vznik nízkouhlíkového martenzitu ( $\alpha'$ ) je doprovázen mírným snížením napětí v krystalové mřížce a s ním související tvrdosti a křehkosti. Mikrostruktura s nízkouhlíkovým martenzitem ( $\alpha'$ ) je označována jako popouštěný martenzit ( $\alpha'$ ). [4] [5]

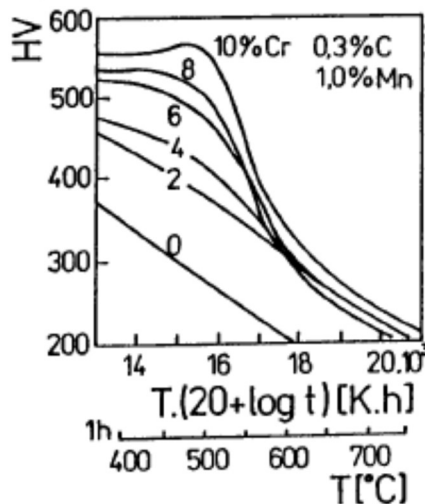
Druhé stádium popouštění probíhá při teplotách v intervalu 200 až 300 °C. Při těchto teplotách dochází k rozpadu zbytkového austenitu, který se nachází v mikrostrukturu. Transformací zbytkového austenitu vzniká mikrostruktura odpovídající bainitu. Mechanismus transformace odpovídá bainitické transformaci. Rozpad zbytkového austenitu se ve výsledných materiálových vlastnostech projevuje především zvětšením měrného objemu tepelně zpracovávané oceli. [5]

Jako třetí stádium je označován rozpad nízkouhlíkového martenzitu ( $\alpha'$ ) na ferit ( $\alpha$ ) a cementit ( $Fe_3C$ ), který u ocelí probíhá při teplotách nad přibližně 250 až 300 °C. Rozpadem nízkouhlíkového martenzitu ( $\alpha'$ ) vzniká velmi jemná feriticko-cementitická struktura, označovaná jako sorbit. Transformace nízkouhlíkového martenzitu ( $\alpha'$ ) na ferit ( $\alpha$ ) je postupný proces snižování obsahu uhlíku v tuhém roztoku. Při nižších teplotách vznikají cementitické ( $Fe_3C$ ) částice s tyčinkovou morfologií. Při vyšších teplotách, řádově od 400 °C, dochází k rozpadu cementitických ( $Fe_3C$ ) částic s tyčinkovou morfologií a vznikají zrnka cementitu ( $Fe_3C$ ) projevující se kulovitou morfologií. Třetí stádium se projevuje zásadním způsobem na výsledných materiálových vlastnostech. Transformací nízkouhlíkového martenzitu ( $\alpha'$ ) na ferit ( $\alpha$ ) a cementit ( $Fe_3C$ ) se snižuje tvrdost a pevnost, naopak se zvyšuje houževnatost a plastické vlastnosti oceli. Současně dochází ke snížení napětí v kubické krystalové mřížce a snížení měrného objemu. [4] [5]

Čtvrté stádium popouštění probíhá při teplotách nad přibližně 500 až 600 °C. Dochází k hrubnutí cementitu ( $Fe_3C$ ) a hrubnutí feritu ( $\alpha$ ). Při teplotách na dolní hranici, tedy za nižších popouštěcích teplot, dochází ke vzniku feriticko-cementitické mikrostruktury ve formě sorbitu. U teplot na horní hranici, tedy těsně pod  $A_1$ , dochází vlivem aktivní rekystalizace ke vzniku zrnitého perlitu. Ve čtvrtém stádiu jsou rovněž snižovány pevnost s tvrdostí, a naopak roste houževnatost a plastické vlastnosti oceli.

Obecně je popouštění uhlíkových a nízkolegovaných ocelí spojeno s poklesem tvrdosti. U legovaných ocelí může ve čtvrtém stádiu docházet k obohacování cementitu ( $Fe_3C$ ) jinými

karbidotvornými prvky nebo ke vzniku tzv. speciálních karbidů, které se odlišují od cementitu ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) typem krystalové mřížky. Příklady speciálních karbidů jsou  $\text{M}_3\text{C}$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Mo}_2\text{C}$  nebo VC. Jemné částice speciálních karbidů způsobují tzv. sekundární tvrdost. Precipitace výše uvedených speciálních karbidů je podmíněna difúzí legujícího prvku, z kterého je příslušný speciální karbid tvořen. Mezi silně karbidotvorné prvky patří chrom. Na Obrázek 3-1 je naznačen vliv obsahu chromu v oceli v závislosti teplotě a době popouštění. Je zřejmé, že s rostoucím obsahem chromu se zhruba od 4 hm. % chromu projevuje vznik sekundární tvrdosti. [4] [5]



Obrázek 3-1 Vliv chromu na tvrdost v závislosti na době popouštění [4]

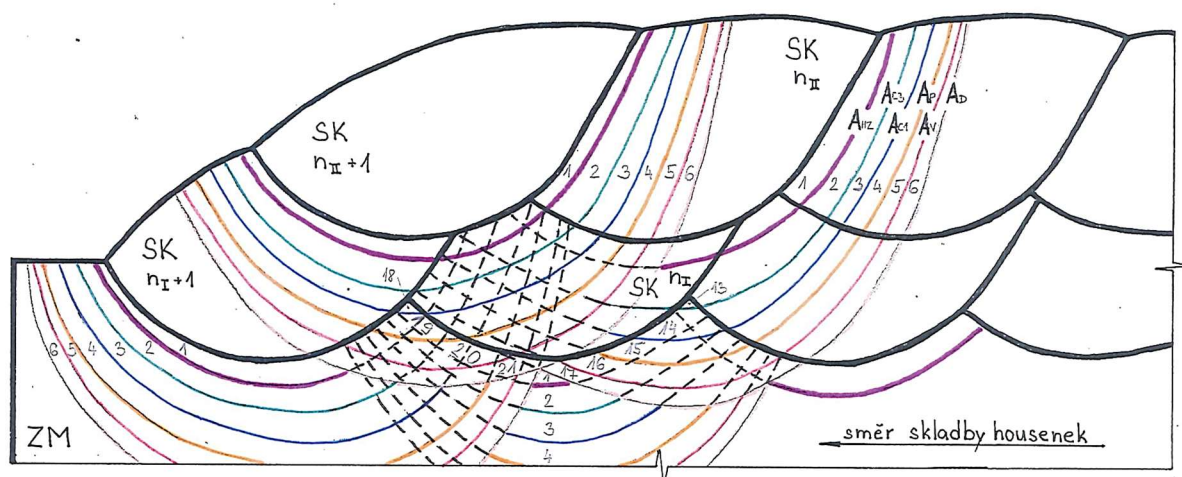
### 3.1 Metoda popouštěcí housenky

Při průzkumu současné praxe v oblasti svařování ocelí náchylných k tvorbě martenzitických mikrostruktur se ukázalo, že zatímco konvenční postupy svařování včetně následného tepelného zpracování jsou zavedeny na vysoké úrovni, tak u nestandardních postupů, jako je svařování bez následného tepelného zpracování, chybí osvědčené postupy a chybí literatura pojednávající o těchto postupech a publikující výsledky provedených zkoušek a analýz.

V minulosti autoři myšlenky aplikace svařování metodou popouštěcí housenky pracovali s obecně známými tezími fázových transformací, které jsou uplatňovány při tepelném zpracování. Pro zajištění správné aplikace metody popouštěcí housenky je nezbytné porozumění dějům v tepelně ovlivněné oblasti při provádění následného tepelného zpracování. Jako analogii svařování metodou popouštěcí housenky lze uvažovat vícevrstvé svařování.

Při aplikaci metody popouštěcí housenky musí být pečlivě sledován celý teplotní režim, neboť se jedná o proměnnou, která zásadním způsobem ovlivňuje výslednou mikrostrukturu. Principiálně je metoda popouštěcí housenky založena na minimalizaci tepelného příkonu při provádění první vrstvy svarového spoje na základní materiál citlivý na vznik martenzitických struktur a simulaci popouštěcího účinku při svařování dalších vrstev, jak je vidět na Obrázek 3-2. Charakteristika jednotlivých zón tepelně ovlivněné oblasti z Obrázek 3-2 a podmínky jejich vzniku jsou uvedeny v Tabulka 3-1





Obrázek 3-2 Zóny tepelně ovlivněné oblasti u vícevrstvého svařování [10]

Tabulka 3-1 Charakteristika zón tepelně ovlivněné oblasti [10]

Označení	Charakteristika zón tepelně ovlivněné oblasti	Rozsah teplot [°C]
1	Hrubozrnná zóna	1200 – 1420
2	Jemnozrnná zóna	867 – 1200
3	Zóna částečné překrystalizace	824 – 867 ( $A_{c1} - A_{c3}$ )
4	Vysocepopuštěná zóna	700 – 824
5	Zóna možného sekundárního vytvrzení	450 – 700
6	Nízkopopuštěná zóna TOO – zóna dislokačního žhání	250 – 450
7	Zóna dvojnásobného působení teplot	1200 – 1420
8	Zjemněná zóna	867 – 1200
9	Zóna částečné překrystalizace hrubozrnné zóny	824 – 867 ( $A_{c1} - A_{c3}$ )
10	Vysocepopuštěná hrubozrnná	700 – 824
11	Zóna možného sekundárního vytvrzení v hrubozrnné zóně	450 – 700
12	Nízkopopuštěná hrubozrnná zóna	250 – 450
13	Zjemněná zóna 7	867 – 1200
14	Částečně překrystalizované zóny 1 a 7	824 – 867 ( $A_{c1} - A_{c3}$ )
15	Vysocepopuštěná zóna 1	700 – 824
16	Možné vytvrzení zóny 1	450 – 700
17	Nízkopopuštěná zóna 1	250 – 450
18	Částečná překrystalizace zóny 7	824 – 867 ( $A_{c1} - A_{c3}$ )
19	Vysocepopuštěné zóny 7, 8 a 9	700 – 824
20	Možné vytvrzení zón 8 a 11	450 – 700
21	Nízkopopuštěné zóny 10, 11 a 12	250 – 450

Efekt popuštění u metody popouštěcí housenky lze rozdělit na dvě fáze. K první fázi popuštění dochází v poměrně malém objemu tepelně ovlivněné oblasti již ve fázi svařování první vrstvy, kdy následující svarová housenka částečně popuští housenku předchozí. Druhá fáze popuštění probíhá při svařování druhé vrstvy, kde optimálně navržené parametry svařování zajistí, že dojde k popuštění, zejména v pásmu přehřátí, tepelně ovlivněných oblastí svarových housenek první vrstvy.

Při návrhu a aplikaci postupu zahrnujícího metodu popouštěcí housenky musí být posouzena řada vlivů, které rozhodují o úspěšném a neúspěšném provedení svařování bez následného tepelného zpracování u ocelí náchylných na vznik martenzitických mikrostruktur.

## 3.2 Normativní přístup k metodě popouštěcí housenky

V současnosti existuje jen velmi málo norem a předpisů, které by se specificky zaměřovaly na aplikaci metody popouštěcí housenky a definovaly pravidla pro její použití. Nejdále je v tomto směru americký předpis ASME Boiler and Pressure Vessel Code. V případě dalších norem a předpisů se ve většině případů jedná o deriváty uvedeného předpisu. V případě EN a ISO norem jsou aplikována stejná pravidla jako pro standardní typy svarových spojů.

### 3.2.1 Přístup ASME Boiler and Pressure Vessel Code

Metodu popouštěcí housenky jako tzv. Temper Bead, respektive Temper Bead Welding, uvádí ASME (pozn. American Society of Mechanical Engineers) Boiler and Pressure Vessel Code, Section IX, Welding, Brazing, and Fusing Qualifications [11]. Pravidla týkající se použití metody popouštěcí housenky byla do tohoto předpisu prvně implementována v roce 2004. [11]

Metoda popouštěcí housenky je v rámci výše uvedeného předpisu [11] definována jako: „Metoda popouštěcí housenky: Svarová housenka umístěná na specifickém místě ve svaru nebo na jeho povrchu za účelem ovlivnění metalurgických vlastností tepelně ovlivněné oblasti nebo dříve navařeného svarového kovu. Housenka musí být umístěna nad úrovní, v rovině, nebo pod úrovní okolního povrchu základního materiálu. Pokud jsou housenky nad úrovní základního materiálu, musí housenky překrýt celý svar nebo jeho část, a musí nebo nemusí být po svaření odstraněny“.

Podmínky aplikace metody popouštěcí housenky jsou blíže specifikovány v QW-290, QW-462.12, QW-462-13. [11]

Základní podmínkou pro použití metody popouštěcí housenky je omezení rozsahu použitelných metod svařování ve smyslu odstavce QW-290.2. Metodu popouštěcí housenky je možné provádět pouze metodami svařování SMAW, GTAW, SAW, GMAW včetně FCAW a PAW. Dále je zakázáno použití manuálního a poloautomatického GTAW a PAW, s výjimkou kořenových vrstev jednostranně svařovaných tupých spojů, a dále pro provádění oprav ve smyslu QW-290.6. [11]

Další specifické podmínky pro použití metody popouštěcí housenky jsou uvedeny v níže uvedených předpisech.

- N-432-1: Repair Welding Using Automatic or Machine Gas Tungsten-Arc Welding (GTAW) Temper Bead Technique; Section XI, Division 1
- N-606-2: Similar and Dissimilar Metal Welding Using Ambient Temperature Machine GTAW Temper Bead Technique for BWR CRD Housing/Stub Tube Repairs; Section XI, Division 1
- N-638-11: Similar and Dissimilar Metal Welding Using Ambient Temperature Machine GTAW Temper Bead Technique; Section XI, Division 1
- N-651: Ferritic and Dissimilar Metal Welding Using SMAW Temper Bead Technique Without Removing the Weld Bead Crown for the First Layer; Section XI, Division 1
- N-740-2: Full Structural Dissimilar Metal Weld Overlay for Repair or Mitigation of Class 1, 2, and 3 Items; Section XI, Division 1
- N-762-1: Temper Bead Procedure Qualification Requirements for Repair/Replacement Activities Without Postweld Heat Treatment; Section XI, Division 1

- N-829: Austenitic Stainless Steel Cladding and Nickel Base Cladding Using Ambient Temperature Machine GTAW Temper Bead Technique; Section XI, Division 1
- N-839: Similar and Dissimilar Metal Welding Using Ambient Temperature SMAW Temper Bead Technique; Section XI

Za účelem prokázání kvality zhotoveného svarového spoje jsou v tabulce QW-290.4 jako stěžejní zkoušky při kvalifikaci postupu svařování metody popouštěcí housenky definovány zkoušky tvrdosti a zkoušky rázem v ohybu. Tabulka uvádí různé proměnné ovlivňující proces svařování a v návaznosti na očekávaný vliv jednotlivých proměnných na výslednou mikrostrukturu, a tím i na mechanické vlastnosti, stanovuje, u kterých proměnných a za jakých podmínek musí být provedena zkouška tvrdosti, zkouška rázem v ohybu, případně obě. [11]

ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Rules for Inservice Inspection of Nuclear Power Plant Components [12] uvádí v odstavci IWA-4500 zmínku o možnosti použití metody popouštěcí housenky formou tzv. Half Bead Welding Technique. Pravidla, týkající se použití metody popouštěcí housenky, byla do tohoto předpisu prvně implementována v roce 1989. [12]

ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Rules for Construction of Nuclear Facility Components [13] uvádí v odstavci NB-4622 zmínku o možnosti použití metody popouštěcí housenky. Pravidla týkající se použití metody popouštěcí housenky byla do tohoto předpisu prvně implementována v roce 1998. [13]

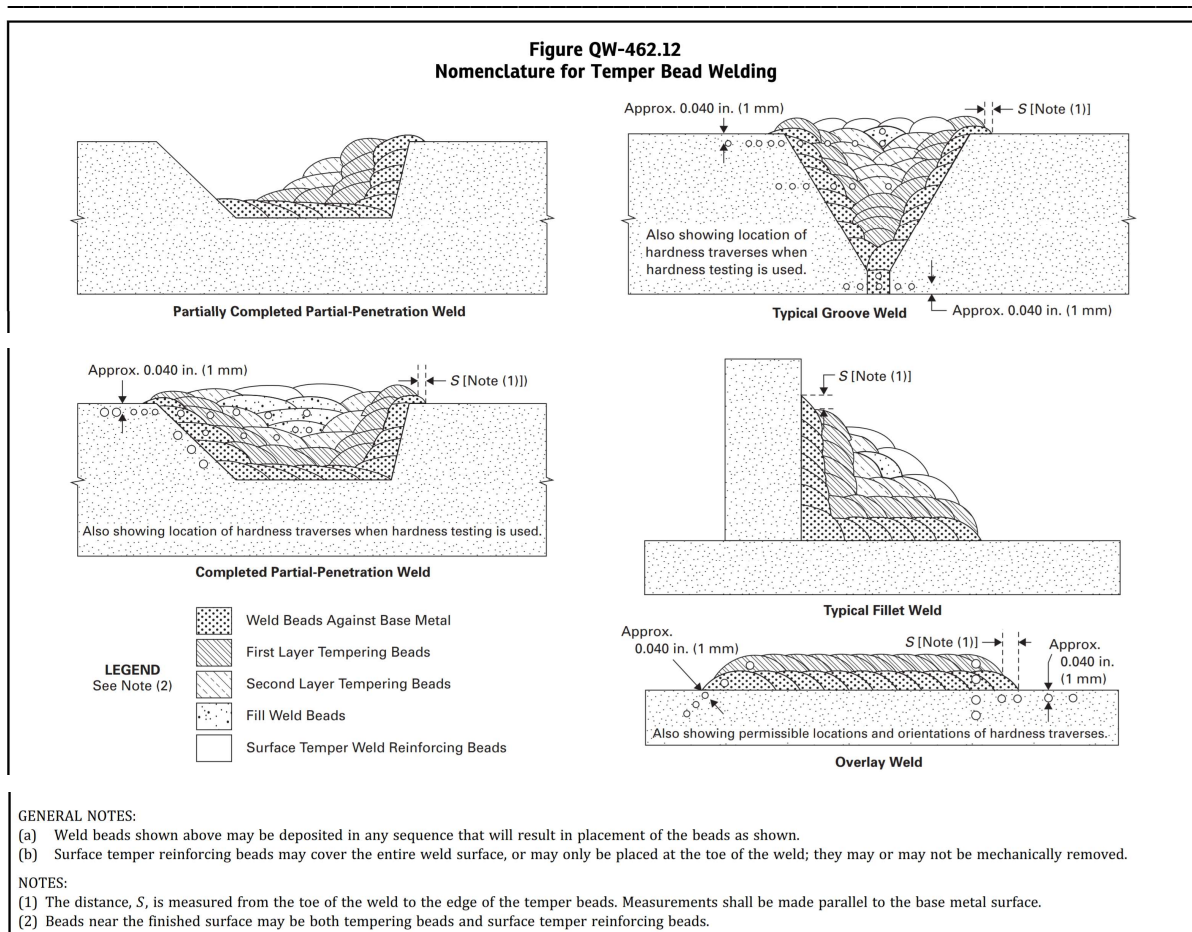
#### **Zkouška tvrdosti ve smyslu ASME BPVC**

V QW-290.5 je uvedeno, že pokud není specifikováno jinak, je zkouška tvrdosti prováděna přes svarový kov, tepelně ovlivněnou oblast a základní materiál zkouškou tvrdosti podle Vickerse se zátěží 10 kg (HV10). Jako alternativa je připuštěno měření tvrdosti v souladu s ASTM E2546 za podmínek stanovených v QW-290.5. [11]

Měření je provedeno v linii, v polovině tloušťky svarového kovu. Minimálně dvě měření jsou provedena ve svarovém kovu výplňových vrstev. Alespoň jedno měření je provedeno na každé z housenek: první housenka na základním materiálu, první popouštěcí housenka a druhá popouštěcí housenka. Minimálně tři měření jsou v tepelně ovlivněné oblasti. Měření musí být provedeno v linii rovnoběžné s tepelně ovlivněnou oblastí, pokud vzdálenost mezi vtisky neumožňuje, aby byla tři měření provedena v jedné linii kolmo k tepelně ovlivněné oblasti. A nejméně dvě měření v neovlivněném základním materiálu. [11]

Dodatečná měření tvrdosti musí být provedena 1 mm pod povrchem základního materiálu. V linii musí být minimálně dvě měření, která jsou provedena ve svarovém kovu výplňových vrstev. Alespoň jedno měření je provedeno na každé z housenek: první housenka na základním materiálu, první popouštěcí housenka a druhá popouštěcí housenka. Jedno měření je umístěno bezprostředně pod špičku poslední svarové housenky a jedno měření je provedeno na každou stranu od tohoto vtisku, viz Obrázek 3-3. [11]

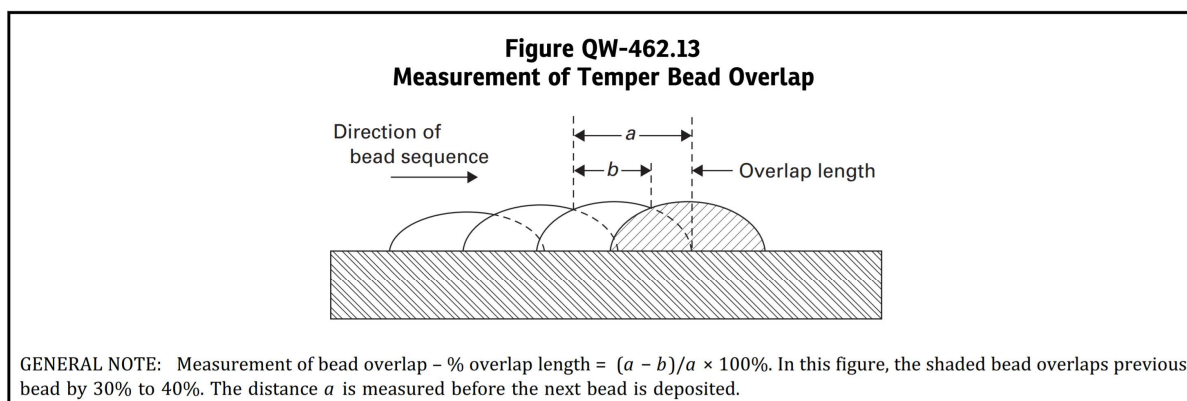
Pokud se jedná o jednostranný tupý spoj s plným průvarem, musí být provedeno měření tvrdosti ze strany kořene 1 mm pod povrchem základního materiálu. V každé oblasti (svarový kov, tepelně ovlivněná oblast a základní materiál) musí být provedena minimálně dvě měření. [11]



Obrázek 3-3 Způsoby měření tvrdosti v souladu s QW-462.12 (originál v anglickém jazyce) [11]

### Měření překrytí svarových housenek ve smyslu ASME BPVC

ASME Boiler and Pressure Vessel Code zohledňuje jako důležitý aspekt ovlivňující výsledek aplikace metody popouštěcí housenky velikost překrytí svarových housenek. Proto je v QW-462.13 uveden postup pro měření velikost překrytí svarových housenek, viz Obrázek 3-4. [11]



Obrázek 3-4 Stanovení velikosti překrytí svar. housenek v souladu s QW-462.13 (originál v anglickém jazyce) [11]

### 3.2.2 Přístup EN a ISO norem

Obecně lze konstatovat, že žádná z norem zařazených do systému EN nebo ISO norem nedefinuje pojem metody popouštěcí housenky. Z toho vyplývá, že rovněž neexistují specifické požadavky pro kvalifikaci postupů svařování, které by jednoznačně definovaly kvalitativní požadavky pro svarové spoje provedené postupem zahrnujícím metodu popouštěcí housenky. Proto je možné se opřít pouze o obecné požadavky uvedené v EN ISO 15614-1 jakožto normy sloužící pro kvalifikaci postupů svařování pro obloukové a plamenové svařování oceli a obloukové svařování niklu a slitin niklu.

Pokud budeme vycházet z předpokladu, že při svařování metodou popouštěcí housenky je nejrizikovějším faktorem vznik martenzitických mikrostruktur, které bezprostředně ovlivňují tvrdost a vrubovou houževnatost, respektive s rostoucím podílem martenzitických struktur roste tvrdost, a naopak klesá houževnatost, lze říci, že jsou nejprokazatelnějšími a nejdůležitějšími zkouškami zkoušky tvrdosti a zkoušky rázem v ohybu. Rozsah zkoušek a podmínky jejich provádění jsou specifikovány v EN ISO 15614-1.

#### Zkouška tvrdosti ve smyslu EN a ISO norem

Pokud je normou EN ISO 15614-1 nebo výrobkovou normou požadováno provedení zkoušky tvrdosti, platí zejména následující pravidla. Zkouška tvrdosti je prováděna v souladu s EN ISO 9015-1 a ISO 6507-1. Zkouška je provedena ve svarovém kovu, tepelně ovlivněné oblasti a základním materiálu. U materiálů s tloušťkou větší než 5 mm je linie vtisků provedena v hloubce do 2 mm pod povrchem z každé strany. V jedné linii musí být minimálně tři vtisky v každé oblasti: svarový kov, tepelně ovlivněná oblast a základní materiál. Z pohledu vyhodnocení zkoušky tvrdosti Tabulka 3 v normě EN ISO 15614-1 uvádí maximální přípustné hodnoty tvrdosti podle Vickerse (HV10), viz Obrázek 3-5. Hodnoty tvrdosti jsou vztaženy k jednotlivým skupinám ocelí definovaným v TNI CEN ISO/TR 15608, což je směrnice pro zařazování kovových materiálů do skupin, a dále s ohledem na provedené nebo neprovedené tepelné zpracování po svařování.

Tabulka 3 – Maximální přípustné hodnoty tvrdosti (HV 10)

Skupiny oceli ISO/TR 15608	Tepelně nezpracované	Tepelně zpracované
1 <sup>a</sup> , 2 <sup>b</sup>	380	320
3 <sup>b</sup>	450	380
4, 5	380 <sup>c</sup>	350 <sup>c</sup>
6	–	350
9.1	350	300
9.2	450	350
9.3	450	350

<sup>a</sup> Pokud jsou požadovány zkoušky tvrdosti.  
<sup>b</sup> Pro ocel s min  $R_{eH} > 890$  MPa musí být specifikovány zvláštní hodnoty.  
<sup>c</sup> Pro určité materiály mohou být přijatelné vyšší hodnoty, pokud jsou specifikovány před zkouškou postupu svařování.

Obrázek 3-5 Maximální přípustné hodnoty tvrdosti (HV10) v EN ISO 15614-1 [14]

### 3.2.3 Přístup dalších systémů norem a standardů

Z provedené rešerše normativních přístupů k problematice svařování s využitím metody popouštěcí housenky vyplývá, že v případě dalších systémů mezinárodních a národních norem a standardů nejsou aplikovány specifické požadavky pro kvalifikaci a provádění svařování touto metodou. Existuje několik případů, například RSE-M [15] a RCC-M [16] ve Francii nebo SSMFS [17] ve Švédsku, kde jsou částečně implementovány požadavky ASME Boiler and Pressure Vessel Code, EN a ISO norem.

### 3.3 Přístup k hodnocení vlastností metody popouštěcí housenky

Z hlediska hodnocení vlastností metody popouštěcí housenky bude v této práci soustředěna pozornost pouze na zkoušky tvrdosti a mikrotvrdosti. Zkouška rázem v ohybu nebude s ohledem na svá omezení při hodnocení vlastností tepelně ovlivněných oblastí návarů řešena.

Zkoušky tvrdosti a mikrotvrdosti mohou svým charakterem velmi přesně a lokalizovaně identifikovat průběhy materiálových vlastností a hodnotit jejich změny v poměrně malých objemech/plochách ve srovnání s jinými destruktivními zkouškami, například se zkouškou rázem v ohybu, kde je do zkoušky zahrnut relativně velký objem/plocha materiálu v oblasti vrubu. Tato vlastnost je zároveň i nevýhodou. Vzhledem k pokročilé terciální metalurgii jsou vyráběny oceli různými metalurgickými postupy za účelem zvýšení jejich užitečných vlastností. Jedná se například o precipitační zpevnění. Z toho důvodu lze jen obtížně stanovovat paušální hodnoty kritérií přípustnosti pro tvrdost a zejména pro mikrotvrdost, neboť matrice těchto ocelí obsahují, například precipitáty, vykazující vyšší tvrdost a docházelo by tak k nežádoucímu ovlivňování výsledků zkoušek tvrdosti. Tento problém se týká zejména zkoušek mikrotvrdosti.

Z důvodů uvedených v textu výše v současnosti neexistuje žádný předpis, který by stanovoval kritéria přípustnosti pro zkoušku mikrotvrdosti u svarových spojů tak, jako tomu je v případě zkoušky tvrdosti (HV10) v normě pro kvalifikace postupu svařování EN ISO 15614-1. Ve vztahu k metodě popouštěcí housenky pouze ASME v roce 2013 publikovala dokument [18], v němž uvádí jako doporučené hodnoty tvrdosti v tepelně ovlivněné oblasti pro oceli skupiny P-No. 4 (1,25 % chromu, 0,5 % molybdenu) maximálně 300 HV5 a pro P-No. 5A (2,25 hm. % chromu, 1 hm. % molybdenu) maximálně 380 HV5.

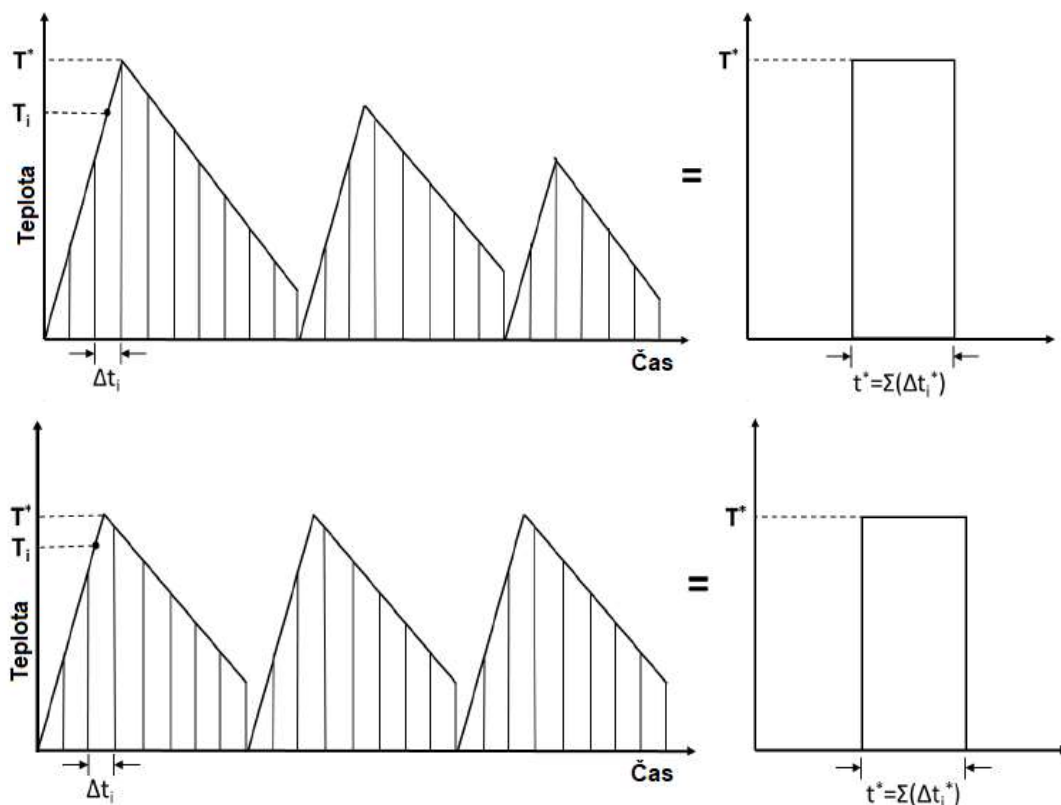
#### Predikce tvrdosti v tepelně ovlivněné oblasti

Na základě popsaných zkušeností a skutečností je snaha alespoň predikovat hodnoty tvrdosti v tepelně ovlivněných oblastech svarových spojů za účelem optimalizace tvrdosti v kritických pásmech, zejména v pásmu přehřátí, a následně tyto hodnoty verifikovat provedením zkoušek tvrdosti a mikrotvrdosti. Problematikou predikce tvrdosti v tepelně ovlivněných oblastech svarových spojů uhlíkových a nízkolegovaných ocelí se více či méně úspěšně zabývá řada autorů. Úspěšná predikce tvrdosti je předpokladem pro rychlé a levné posouzení správnosti navrženého konstrukčního nebo technologického řešení. Přístupy jednotlivých autorů ke způsobu predikce se liší, ale obecně jsou založeny na základních principech vzniku martenzitických mikrostruktur v ocelích, tzn. hodnotí vlivy rychlosti ochlazování a chemického složení – zejména formou uhlíkových ekvivalentů. Zároveň někteří autoři do svých vztahů zahrnují děje související s procesem svařování, takovým příkladem je Grange-Baughmanův Parametr (GBP) zahrnující vliv vícenásobných teplotních cyklů a jejich popouštěcí účinek. Někteří autoři rozlišují přístupy k tvrdosti a mikrotvrdosti, jiní vyjadřují tvrdost jako globální hodnotu.

Grange-Baughmanův Parametr je určen k predikci tvrdosti popuštěného martenzitu u uhlíkových a nízkolegovaných ocelí. Disertační práce [19] uvádí způsob převodu více anizotermických cyklů na jeden izotermický cyklus s možností stanovení hodnot Grange-Baughmanova Parametru a jejich následné korelace s tvrdostí. Tento postup vychází z [20] a umožňuje predikovat hodnoty tvrdosti na základě znalosti teplotních cyklů při vícevrstevném svařování.



Na Obrázek 3-6 je schematicky znázorněn způsob převodu anizotermických cyklů na jeden izotermický cyklus z teplotního cyklu zaznamenaného v průběhu vícevrstvého svařování. Jako ekvivalentní popouštěcí teplota  $T^*$  je používána maximální teplota ze všech anizotermických cyklů. Anizotermické cykly jsou rozděleny na rovnoměrné úseky o velikosti  $\Delta t_i$ .  $T_i$  označuje hodnotu průměrné teploty v daném úseku. Odpovídající velikost  $\Delta t_i^*$  je stanovena s pomocí hodnoty  $T^*$  na základě Rovnice 3-3. Následně může být pomocí hodnot  $\Delta t_i$ ,  $\Delta t_i^*$ ,  $T^*$  a  $T_i$  stanovena hodnota  $GBP_i$  a  $GBP_i^*$  podle Rovnice 3-1 a Rovnice 3-2. Finální hodnota  $GBP^*$  je vypočtena ze vztahu Rovnice 3-4, kde  $t^*$  je  $\sum \Delta t_i^*$ . [19]



Obrázek 3-6 Převod více anizotermických cyklů na jeden izotermický cyklus (přepřacováno) [21]

$$GBP_i = T_i(14,44 + \log(\Delta t_i)) \quad (\text{Rovnice 3-1})$$

$$GBP_i^* = T^*(14,44 + \log(\Delta t_i^*)) \quad (\text{Rovnice 3-2})$$

$$\Delta t_i^* = 10^{\left[\frac{T_i}{T^*}(14,44 + \log(\Delta t_i)) - 14,44\right]} \quad (\text{Rovnice 3-3})$$

$$GBP^* = T^*(14,44 + \log(t^*)) \quad (\text{Rovnice 3-4})$$

- kde:  $GBP_i$  [-] – Grange-Baughmanův Parametr vztažený k teplotě  $T_i$ ,  
 $GBP_i^*$  [-] – Grange-Baughmanův Parametr vztažený k teplotě  $T^*$ ,  
 $GBP^*$  [-] – Grange-Baughmanův Parametr pro vícenásobný anizotermický cyklus,  
 $T_i$  [°C] – průměrná teplota v daném úseku,  
 $T^*$  [°C] – ekvivalentní popouštěcí teplota (maximální teplota ze všech cyklů),  
 $\Delta t_i$  [s] – velikost úseku pro teplotu  $T_i$ ,  
 $\Delta t_i^*$  [s] – velikost úseku pro teplotu  $T^*$ ,  
 $t^*$  [s] – velikost úseku po převodu anizotermických cyklů na izotermický cyklus pro  $T^*$ .

[19] na základě výsledků své práce navrhl Rovnice 3-5 pro predikci tvrdosti v pásmu přehřátí tepelně ovlivněné oblasti nepopuštěné svařováním následujících svarových housenek, který je založen na znalosti maximální teploty teplotního cyklu (PT), rychlosti ochlazování (CR) a rychlosti ohřevu (HR), kde korelace výsledků predikce tvrdosti odpovídá skutečným hodnotám tvrdosti s přesností  $R^2$  přibližně 0,95.

$$CGHAZ \text{ Hardness (HV)} = 376,67 - 36,4.PT - 18,3.PT^2 + 9,7.(CR.PT) + 9,6.HR^2 + 5,25.(HR.CR) + 2,8.HR + 2,5.CR + 1,8.CR^2 - 0,5.(HR.PT) \quad (\text{Rovnice 3-5})$$

kde: CGHAZ Hardness (HV) [-] – výsledná tvrdost podle Vickerse v pásmu přehřátí,

PT [°C] – maximální teplota teplotního cyklu,

CR [°C/s] – rychlost ochlazování,

HR [°C/s] – rychlost ohřevu.

Pro případy, kdy je pásmo přehřátí a pásmo normalizace tepelně ovlivněné oblasti ovlivněno jednonásobným popuštěním, způsobeným svařováním následujících svarových housenek, uvádí [19] vztahy Rovnice 3-6 pro pásmo přehřátí a Rovnice 3-7 pro pásmo normalizace, kde korelace výsledků predikce tvrdosti odpovídá skutečným hodnotám tvrdosti s přesností  $R^2$  přibližně 0,90 pro pásmo přehřátí a 0,88 pro pásmo normalizace. Ve stejném případě jsou závislosti mezi hodnotami GBP a skutečnými hodnotami tvrdosti popsány rovnicemi Rovnice 3-8 a Rovnice 3-9, a [19] uvádí, že odpovídají přesnosti  $R^2$  přibližně 0,90 pro pásmo přehřátí a 0,82 pro pásmo normalizace.

$$CGHAZ \text{ Hardness (HV)} = -0,0007.PT^2 + 0,578.PT + 291,02 \quad (\text{Rovnice 3-6})$$

$$ICHAZ \text{ Hardness (HV)} = 0,0003.PT^2 - 0,609.PT + 518,42 \quad (\text{Rovnice 3-7})$$

$$ICHAZ \text{ Hardness (HV)} = 3.10^{-7}.GBP^2 - 0,0232.GBP + 630,48 \quad (\text{Rovnice 3-8})$$

$$CGHAZ \text{ Hardness (HV)} = -1.10^{-6}.GBP^2 + 0,0374.GBP + 57,135 \quad (\text{Rovnice 3-9})$$

kde: CGHAZ Hardness (HV) [-] – výsledná tvrdost podle Vickerse v pásmu přehřátí,

ICHAZ Hardness (HV) [-] – výsledná tvrdost podle Vickerse v pásmu částečné překrystalizace,

PT [°C] – maximální teplota teplotního cyklu,

GBP [-] – Grange-Baughmanův Parametr.

Jiný přístup k predikci tvrdosti je uveden v článku [22], kde je uveden soubor vztahů podle Creusot-Loire, který slouží pro predikci tvrdosti ocelí a kombinuje příspěvky od jednotlivých fází, chemického složení a rychlosti ochlazování na teplotu 700 °C.  $HV_B$  vyjadřuje příspěvek tvrdosti od bainitické fáze, viz Rovnice 3-11,  $HV_M$  od martenzitické fáze, viz Rovnice 3-10, a  $HV_{F-P}$  od feriticko-perlitické fáze, viz Rovnice 3-12. Celková tvrdost, označená jako HV, je vyjádřena poměrem vlivu jednotlivých příspěvků tvrdosti ve vztahu k jejich výslednému procentuálnímu zastoupení v mikrostruktuře oceli, viz Rovnice 3-13.

$$HV_M = 127 + 949.C + 27.Si + 11.Mn + 16.Cr + 8.Ni + 21.\log v_R \quad (\text{Rovnice 3-10})$$

$$HV_B = -323 + 185.C + 330.Si + 153.Mn + 144.Cr + 191.Mo + 65.Ni + (\log v_R). (89 + 53.C - 55.Si - 22.Mn - 20.Cr - 33.Mo - 10.Ni) \quad (\text{Rovnice 3-11})$$

$$HV_{F-P} = 42 + 223.C + 53.Si + 30.Mn + 7.Cr + 19.Mo + 12,6.Ni + (\log v_R). (10 - 19.Si + 8.Cr + 4.Ni + 130.V) \quad (\text{Rovnice 3-12})$$

$$HV = \frac{\%F-P.HV_{F-P} + \%B.HV_B + \%M.HV_M}{100} \quad (\text{Rovnice 3-13})$$



---

kde:  $HV_M$  [-] – příspěvek tvrdosti podle Vickerse od martenzitické fáze,  
 $HV_B$  [-] – příspěvek tvrdosti podle Vickerse od bainitické fáze,  
 $HV_{F-P}$  [-] – příspěvek tvrdosti podle Vickerse od feriticko-perlitické fáze,  
 $HV$  [-] – výsledná tvrdost podle Vickerse,  
 $v_R$  [°C/s] – rychlost ochlazování,  
 $\%M$  [%] – podíl martenzitické fáze v mikrostruktuře,  
 $\%B$  [%] – podíl bainitické fáze v mikrostruktuře,  
 $\%F-P$  [%] – podíl feriticko-perlitické fáze v mikrostruktuře.

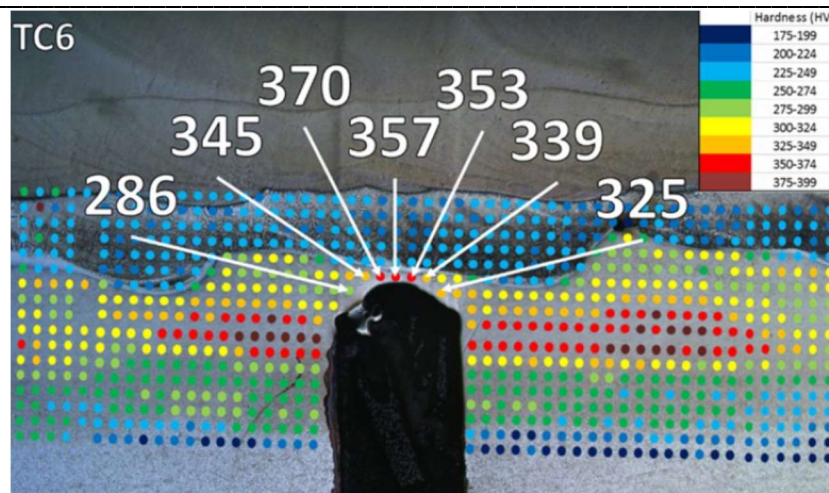
[23] ve své práci uvádí a podrobněji popisuje přístupy k predikci tvrdosti podle Yurioka, Lorenz-Düren, Suzukiho a Terasakiho.

Provedenou rešerší vědeckých článků byla nalezena řada přístupů a vztahů pro řešení predikce tvrdosti u uhlíkových a nízkolegovaných ocelí s různými výsledky přesnosti prokazovanými v rámci rozsáhlých experimentálních programů. Například [24] ve své práci experimentálně ověřovali na ocelích A36 a A514 (označených podle ASTM) platnost Yuriokova vztahu pro predikci tvrdosti v tepelně ovlivněné oblasti založeného na znalosti uhlíkových ekvivalentů a rychlosti ochlazování. Výsledky predikované tvrdosti ve srovnání se skutečnými hodnotami tvrdosti vykazovali značné rozdíly, když predikované hodnoty byly řádově až o 100 HV větší než skutečné hodnoty tvrdosti.

### **Zkouška tvrdosti v tepelně ovlivněné oblasti**

Zkouška tvrdosti na příčných řezech svarových spojů kovových materiálů je obvykle prováděna statickou zkouškou tvrdosti podle Vickerse s nominální hodnotou zkušebního zatížení 98,07 N (HV10). V celosvětovém měřítku existuje řada mezinárodních a národních norem a standardů upravujících provádění zkoušky tvrdosti podle Vickerse. Podstata způsobu zkoušení zůstává stejná, pouze se může lišit mírnými odchylkami. Co se však může lišit, je metodika zkoušení svarových spojů, tzn. zejména velikost zkušebního zatížení, vzdálenost mezi vtisky, případně umístění linií vtisků vzhledem ke zkoušenému svarovému spoji. Za účelem jednotného přístupu ke zkouškám tvrdosti svarových spojů, patří mezi celosvětově nejvíce uznávané zkoušky tvrdosti prováděné v souladu s ISO 9015-1 a ISO 6507-1. Vyhodnocení zkoušek tvrdosti je kvantitativním způsobem ve vztahu k předem definovaným kritériím přípustnosti.

Cílem zkoušek tvrdosti je identifikovat nejtvrdší pásma a místa v tepelně ovlivněné oblasti a zjistit tak skutečné materiálové vlastnosti tepelně ovlivněné oblasti. Z tohoto důvodu musí být vtisky umístovány do kritických míst, kde lze očekávat zvýšenou tvrdost, a musí být minimalizována vzdálenost mezi vtisky s ohledem na to, aby nedocházelo k jejich vzájemnému ovlivňování. Z pohledu metody popouštěcí housenky je kritickým místem tzv. Weld Toe, kde lze očekávat přítomnost martenzitických mikrostruktur. Vhodným nástrojem pro popis tvrdosti v celé tepelně ovlivněné oblasti je získání tzv. mapy tvrdosti, kdy je provedena zkouška tvrdosti v rastru s minimálními vzdálenostmi mezi vtisky, viz Obrázek 3-7. Při vyhodnocení tvrdosti je důležité, aby naměřené hodnoty tvrdosti byly hodnoceny ve vztahu k mikrostruktuře v místě vtisku.



Obrázek 3-7 Mapa tvrdosti měřená v tepelně ovlivněné oblasti [19]

### Zkouška mikrotvrdomosti v tepelně ovlivněné oblasti

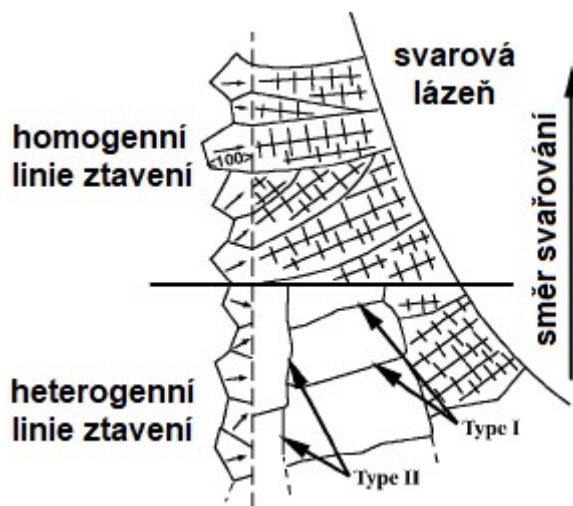
Pro zkoušky mikrotvrdomosti obecně platí zákonitosti uvedené v předchozím odstavci pouze s odlišností, že zkoušky mikrotvrdomosti jsou prováděny v souladu s ISO 9015-2 a ISO 6507-1. Mikrotvrdomost je ve smyslu normy ISO 9015-2 definována zkušebním zatížením 0,98 N, nebo menším než 49 N. Zkouška mikrotvrdomosti je využívána u materiálů s vysokými gradienty tvrdosti pro přesné určení hodnot tvrdosti. ISO 9015-2 obecně rozlišuje dva postupy zkoušení, a to postup R (řada vtisků) a postup E (jednotlivý vtisk). ISO 15614-1 neuvádí odkaz na zkoušení mikrotvrdomosti, ani kritéria přípustnosti pro vyhodnocení zkoušek mikrotvrdomosti. Vyhodnocení zkoušek mikrotvrdomosti je kvantitativním způsobem ve vztahu k předem definovaným kritériím přípustnosti.

Vzhledem ke zvýšené citlivosti na jemné a tvrdé částice mikrostruktury nelze korelovat naměřené hodnoty tvrdosti (HV10) a hodnoty mikrotvrdomosti (HV0,1).

## 4 Horké trhliny ve svarových spojích

Podmínky svařování zásadním způsobem ovlivňují krystalizaci svarových spojů. Jedním z charakteristických typů vad ve svarových spojích jsou trhliny. Z pohledu rozdělení trhlin v návaznosti na mechanismus jejich vzniku existuje řada přístupů. V rámci této práce je pozornost zaměřena pouze na tzv. horké trhliny k jejichž tvorbě dochází při navařování vybranými značkami přídavných materiálů typu 25Cr13Ni.

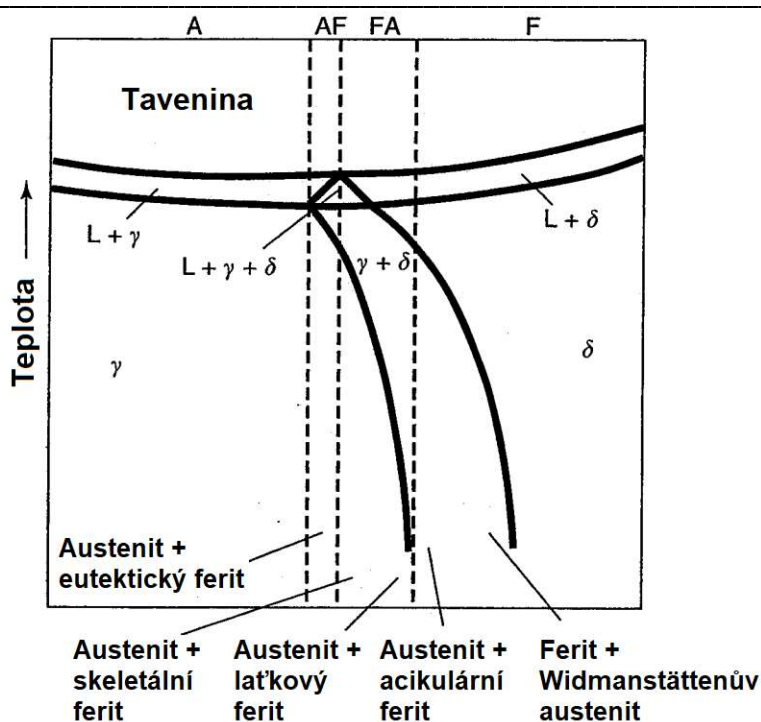
Pro pochopení mechanismu vzniku horkých trhlin je zásadní pochopení principů krystalizace svarového kovu. Krystalizace svarových kovů je podstatně komplikovanější proces než v případě krystalizace ocelí. Epitaxiální charakter počátečního stádia krystalizace má výrazný dopad proto, že primárně krystalizující fáze není určována chemickým složením, ale fázovým složením materiálu, na který je prováděn návar, tj. základní materiál nebo předchozí svarová housenka. [25] Pokud základní materiál nebo předchozí svarová housenka vykazuje při teplotě tavení feritickou mikrostrukturu a svarový kov je při této teplotě austenitický, může být epitaxiální růst potlačen. Typ II, jak je označován v literatuře, lze pozorovat na Obrázek 4-1. U tohoto typu je růst zrn přibližně rovnoběžný s linií ztavení, což je protikladem Typu I. Mikrostruktura Typu I vzniká kolumnárním růstem ze zrn základního materiálu do svarového kovu, který je charakteristický přibližně kolmým směrem k linii ztavení. Při standardní krystalizaci u spojů ocelí se stejnou nebo podobnou mikrostrukturou Typ II nevzniká. [26]



Obrázek 4-1 Krystalizace svarového kovu při svařování heterogenních svarových spojů (přepřacováno) [26]

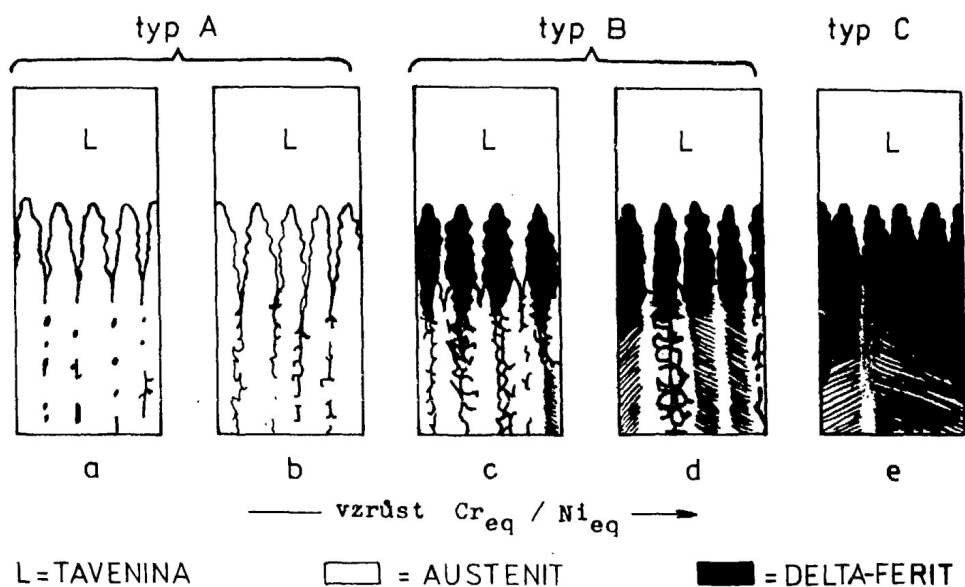
V případě navařování austenitických chromniklových korozivzdorných ocelí na nízkolegované oceli lze využít diagram uvedený na Obrázek 4-2. Z taveniny může svarový kov krystalizovat v návaznosti na rychlosti ochlazování a poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  několika způsoby.

První možností je austenitická krystalizace, ke které dochází při nízkém poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Austenitickou krystalizaci lze vyjádřit následujícím průběhem:  $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$ . Pokud se jedná o plně austenitickou krystalizaci, zůstane austenitická mikrostruktura i po ochlazení na pokojovou teplotu. V mikrostruktuře je zřetelná lící struktura (buňky a dendrity). Jedná se o charakteristický projev primární krystalizace austenitu a segregaci legujících a příměsových prvků, ke kterému dochází při krystalizaci kvůli nízké difuzivitě těchto prvků při zvýšené teplotě. [27]



Obrázek 4-2 Závislost typu krystalizace na poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (přepřacováno) [26]

Další typem krystalizace je austeniticko-feritická krystalizace a je podmíněna středními hodnotami poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Při austeniticko-feritické krystalizaci dochází k primární krystalizaci austenitu a následné krystalizaci delta feritu v mezidendritických prostorech. Delta ferit z taveniny krystalizuje v podobě (a) globulární, nebo (b) vermikulární, viz Obrázek 4-3, typ A. [25] K austeniticko-feritické krystalizaci dochází, když se během krystalizace vyloučí dostatečné množství feritotvorných prvků. Tento stav je reprezentován trojúhelníkovou oblastí fázového diagramu, viz Obrázek 4-2. Ferit se tvoří podél rozhraní, je relativně stabilní a odolává transformaci na austenit během ochlazování svarového kovu, protože je obohacen o feritotvorné prvky. Celý průběh krystalizace lze vyjádřit tímto způsobem:  $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \delta \rightarrow \gamma + \delta$ . [27]



Obrázek 4-3 Morfologie delta feritu v závislosti na poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  [25]

Feriticko-austenitická krystalizace, vyjádřená jako:  $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$ , je založena na primární krystalizaci delta feritu. Na konci primární krystalizace feritu vede peritekticko-eutektická transformace k tvorbě austenitu podél feritických buněk a po hranicích dendritů. K této transformaci dochází v trojfázové oblasti, viz Obrázek 4-2. Po dokončení krystalizace je mikrostruktura složena z primárních feritických dendritů s mezidendritickou vrstvou austenitu. Podíl austenitu je závislý na podmínkách krystalizace a hodnotě poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . S rostoucím poměrem  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  klesá podíl austenitu až do stavu, kdy je krystalizace zcela feritická. Ochlazováním svarového kovu přes dvoufázové pásmo delta feritu a austenitu roste nestabilita austenitu a dochází řízenou difúzí k transformaci feritu na austenit. Pokud je rychlost ochlazování nízká a/nebo je nízký  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (v oblasti feriticko-austenitické krystalizace) je výsledkem krystalizace (c) vermikulární, nebo skeletální morfologie feritu, viz Obrázek 4-3. Jedná se o důsledek transformace austenitu z feritu pomocí difúze a skutečnost, že pokud není ferit dostatečně nasycen feritotvornými prvky a ochuzen o prvky austenitotvorné, tak je ferit stabilní i při nižších teplotách, kde je omezena difúze těchto prvků. Při vysokých rychlostech ochlazování a/nebo se zvyšujícím se poměrem  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (v oblasti feriticko-austenitické krystalizace) dochází ke vzniku feritu s (d) lačkovou morfologií, viz Obrázek 4-3. Ferit s lačkovou morfologií se formuje na místech skeletálního feritu kvůli omezené difúzi při transformaci feritu na austenit. Pokud je zmenšena vzdálenost, na kterou difúze probíhá, je pro transformaci efektivnější, aby probíhala v podobě těsně rozmístěných laček. Při extrémních rychlostech ochlazování, jako například při svařování laserovým nebo elektronovým paprskem, může dojít k bezdifúzní transformaci z feritu na austenit. [27]

Feritickou krystalizaci vyjadřuje vztah:  $L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta$ . K feritické krystalizaci dochází v okamžiku, kdy je poměr  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  dostatečně vysoký. Jakmile dojde k ochlazení svarového kovu z taveniny pod křivku změny rozpustnosti feritu, vznikne v mikrostruktuře austenit, obvykle nejprve na hranici zrn feritu. Stupeň transformace na austenit je závislý na poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  a rychlosti ochlazování. S klesajícím  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  v rámci feritické krystalizace začíná transformace na austenit při vyšších teplotách a při nízkých až středních rychlostech ochlazování a spotřebovává se velká část feritu. Při vyšších rychlostech ochlazování je difúze potlačena a austenit nespotebovává tolik feritu. Podobně pokud se  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  v rámci feritické krystalizace zvýší, dochází k transformaci na austenit při nižších teplotách. Mikrostruktura vzniklá při feritické krystalizaci při nízkých hodnotách  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  je uvnitř feritických zrn tvořena acikulárním feritem. Austenitické síťové je na hranicích feritických zrn a acikulární ferit již není obsažen na hranicích původních feritických dendritů, jako při tuhnutí ve feriticko-austenitickém módu s tvorbou lačkové morfologie feritu. K tomuto jevu dochází v důsledku nepřítomnosti austenitu ve feritických zrnech během krystalizace ve feritickém módu. Před zahájením transformace na austenit je struktura v tuhém stavu feritická. V okamžiku ochlazení pod teplotu změny rozpustnosti dojde k tvorbě austenitu nejprve na hranici feritického zrna, ale čelo transformace se rozpadne a vytvoří se paralelní jehličky austenitu s feritem. Při vysokých  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  vzniká mikrostruktura s feritickou maticí a s austenitem na hranicích zrn a Widmannstättenovými austenitickými destičkami, které nukleují na hranici zrn austenitu, nebo uvnitř feritických zrn. V praxi je tento typ krystalizace velmi neobvyklý u svarových kovů austenitických korozivzdorných ocelí. Většina přídavných materiálů pro svařování krystalizuje ve feriticko-austenitickém módu s feritovým číslem 5 až 20 FN. [27]

Horké trhliny jsou s ohledem na mechanismus vzniku děleny do několika kategorií. Z pohledu této práce jsou významné dva typy trhlin, a to krystalizační a likvační trhliny.

#### 4.1 Krystalizační trhliny

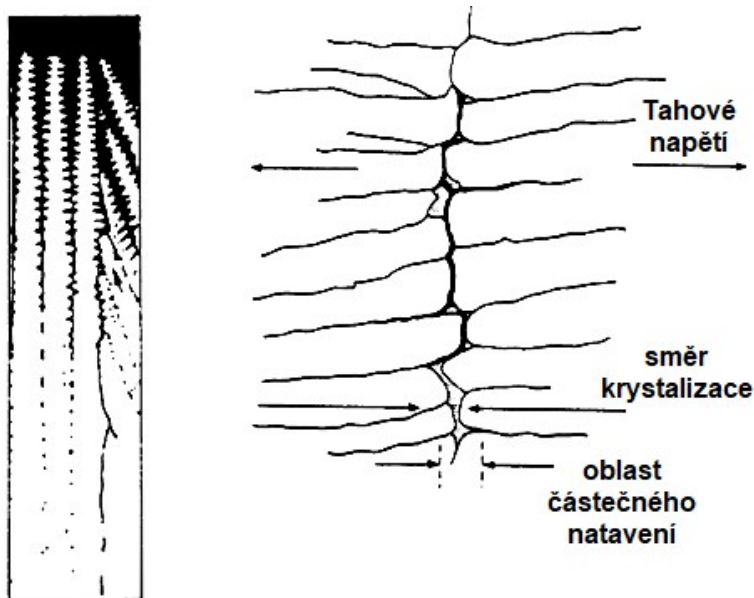
Krystalizační trhliny vznikají ve svarovém kovu při teplotách nad teplotou solidu. Aby mohlo dojít ke vzniku trhlin, musí být naplněny dvě základní podmínky. Musí se jednat o mikrostrukturu, která je citlivá na vznik krystalizačních trhlin, a zároveň musí ve svarovém kovu docházet ke vzniku dostatečně velkého tahového napětí. Krystalizační trhliny vznikají důsledkem objemových změn

ve stádiu krystalizace, které eskalují v tahová napětí. Ke vzniku krystalizačních trhlin mohou rovněž přispívat napětí způsobená vnějšími vlivy. Krystalizaci svarového kovu lze rozdělit do čtyř stádií:

- I. V tavenině dochází k nukleaci primárních dendritů. Roste podíl tuhé fáze, která je obklopena taveninou (kapalná fáze). Je umožněn dostatečný pohyb obou fází.
- II. Dochází k omezování podílu taveniny, která je obklopována spojujícími se dendrity.
- III. Vytvářejí se hranice zrn a dochází k masivnímu spojování dendritů. Spojující se dendrity ve volných prostorech uzavírají zbývající taveninu.
- IV. Dosažení teploty solidu v celém objemu původní taveniny.

Tvorba krystalizačních trhlin, viz Obrázek 4-4, je zapříčiněna segregací prvků jako fosfor a síra. Segregace je založena na rozdílné rozpustnosti segregčních prvků v austenitu a feritu, viz Tabulka 4-1. Austenit má ve srovnání s feritem výrazně omezenou rozpustnost segregčních prvků. Tím dochází k segregaci uvedených prvků na hranicích zrn. Limitováním obsahů fosforu a síry ve svarových kovech lze výrazně eliminovat segregční procesy. Segregaci lze omezit rovněž legováním dostatečným obsahem manganu, který má výraznou afinitu k síře a tvoří s ní sulfid manganatý (MnS). Na základě uvedených skutečností souvisejících s vyšší rozpustností segregčních prvků ve feritu, než v austenitu, lze usuzovat, že svarový kov obsahující určitý podíl delta feritu omezuje segregaci. Příčinou krystalizačních trhlin mohou být rovněž oxidy a plošné karbidy (NbC,  $M_{23}C_6$ ). [28]

S rozšiřujícím se intervalem teplot mezi teplotou likvidu a teplotou solidu roste pravděpodobnost vzniku krystalizačních trhlin. [29] Mají mezidendritický charakter, a proto vznikají na hranicích zrn, nebo na hranicích dendritů. [29] Kritickým místem pro vznik a růst krystalizačních trhlin je místo, které tuhne jako poslední, tzn. osa svarového spoje. [1], [29] Specifickým typem krystalizačních trhlin jsou trhliny, které vznikají při ukončování svarových housenek a v literatuře jsou označovány jako kráterové trhliny. [1] Na tvorbu krystalizačních trhlin jsou náchylné především svarové kovy s mřížkou kubickou plošně středěnou (FCC). [1]

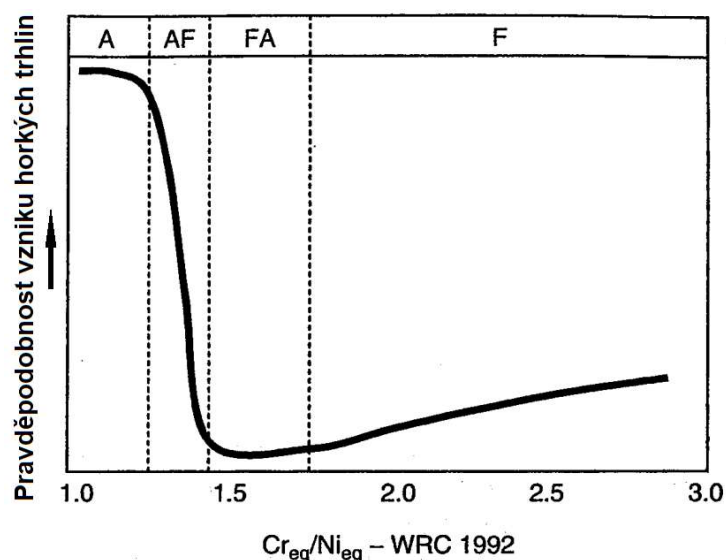


Obrázek 4-4 Mechanismus vzniku krystalizačních trhlin (přepřacováno) [28]

Tabulka 4-1 Rozpustnost vybraných prvků v železe přepracováno z [28]

Prvek	Rozpustnost			Eutektikum	Teplota tavení [°C]
	Teplota [°C]	Austenit [%]	Ferit [%]		
S	1365	0,05	0,14	Fe-FeS	988
				Ni-NiS	630
P	1250	0,20	1,6	Fe-Fe <sub>3</sub> P	1048
				Ni-Ni <sub>3</sub> P	875
B	1381	0,005	0,5	Fe-Fe <sub>2</sub> B	1177
				Ni-Ni <sub>2</sub> B	1140
				(Fe, Cr) <sub>2</sub> B-austenit	1180
Nb	1300	1,0	4,1	Fe-Fe <sub>2</sub> Nb	1370
				NbC-austenit	1315
Ti	1300	0,36	8,1	Fe-Fe <sub>2</sub> Ti	1290
				TiC-austenit	1320
Si	1300	1,15	10,5	Fe-Fe <sub>2</sub> Si	1212
				NiSi-Ni <sub>3</sub> Si <sub>2</sub>	964
				NiSi	996

Odolnost proti vzniku trhlin je silně závislá na chemickém složení. Na Obrázek 4-5 je tato závislost vyjádřena prostřednictvím poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Je zřejmé, že změnou způsobu krystalizace z austenitické, respektive austenitcko-feritické na feritickou-austenitickou, respektive feritickou, dochází ke skokovému snížení citlivosti na vznik trhlin.



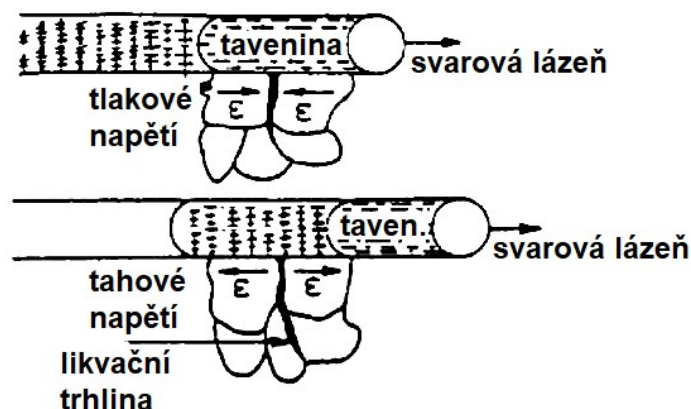
Obrázek 4-5 Odolnost proti vzniku trhlin v závislosti na poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (přepracováno) [26]

## 4.2 Likvační trhliny

Ke vzniku likvačních trhlin dochází v intervalu teplot od 950 °C až do teploty solidu. Tento typ trhlin se vyskytuje v tepelně ovlivněných oblastech, případně ve svarových kovech v tepelně ovlivněné oblasti od předchozí svarové housenky. Trhliny se vyskytují v těsné blízkosti linie ztavení, obvykle mají velmi malé délky odpovídající velikosti 2 – 3 zrn a charakteristicky se objevují na hranicích zrn. [27]



Typicky se likvační trhliny tvoří u vícevrstvých svarových spojů, nebo návarů. Vznik likvačních trhlin u svarových spojů je založen na principu napětového namáhání hranic zrn v tepelně ovlivněné oblasti, které jsou pokryty tenkými vrstvami segregátů v podobě nízkotavitelných eutektik segregujících prvků, jako zejména je fosfor a síra. Tzn. že v případě svařování dochází k natavování nízkotavitelných eutektik na hranicích zrn v tepelně ovlivněné oblasti v důsledku vysokých teplot dosahovaných v jednotlivých pásmech tepelně ovlivněné oblasti, které nezpůsobí tavení kovu, ale dojde k natavení nízkotavitelných eutektik, viz Obrázek 4-6. To má za následek, vlivem změn teplotních roztažností způsobených změnami teplot, namáhání hranic zrn pokrytých nízkotavitelnými eutektiky na tah. Růst tahového napětí až na hranici jejich kohezní pevnosti způsobuje tvorbu trhlin v těchto místech. K segregaci může docházet i vlivem difúze, především u chromu. [29]



Obrázek 4-6 Mechanismus vzniku likvačních trhlin (přepřacováno) [28]

[29] uvádí, že u vysokých tepelných příkonů se zvyšuje pravděpodobnost vzniku krystalizačních a likvačních trhlin z důvodu vyšší segregace po hranicích zrn. Zvyšuje se teplota v kritických pásmech tepelně ovlivněné oblasti a roste šířka jednotlivých kritických pásem tepelně ovlivněné oblasti. Zároveň dochází k segregaci většího objemu nízkotavitelných eutektik po hranicích zrn.

#### 4.3 Delta ferit ve svarových kovech

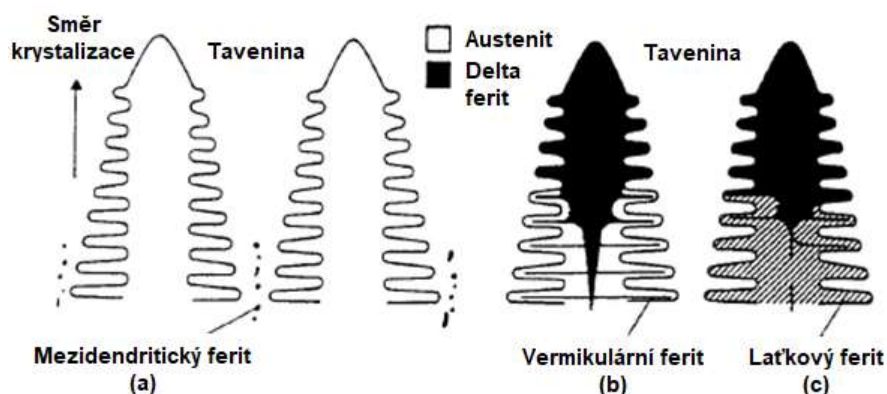
Dosud byla odolnost proti horkým trhlinám u austenitických chromniklových korozivzdorných ocelí obecně přisuzována podílu delta feritu v mikrostruktuře. Za dostatečný obsah delta feritu [29] uvádí obsah v rozsahu 2 – 8 %. [30] ve své práci udává obsah delta feritu v rozsahu 5 – 10 % pro zaručení odolnosti proti horkým trhlinám. [31] jako minimální obsah delta feritu zmiňuje 4 %. [32] stanovil rozsah odolnosti proti vzniku horkých trhlin na interval 5 – 20 %. [33] uvádí rozsah 2 – 10 % delta feritu. [34] specifikuje minimální obsah delta feritu 4 – 5 % pro oceli se 17 až 25 % chromu a 8 až 20 % niklu. Je zřejmé, že autoři uvedených teorií uvádí rozdílné meze obsahu delta feritu pro zajištění odolnosti proti tvorbě horkých trhlin. Z uváděných hodnot lze usuzovat, že obsah delta feritu okolo 5 % by měl poskytnout dostatečný předpoklad pro zajištění odolnosti proti horkým trhlinám.

Delta ferit se ve svarových kovech tvoří za podmínek dostatečného obsahu feritotvorných prvků. Při vysokých poměrech  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (větších jak 2,3) dochází k čistě feritické krystalizaci, kde při klesající teplotě vzniká směs taveniny s delta feritem, který po ztuhnutí zůstává stabilní až do pokojové teploty. Pokud se mírně sníží poměr  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (menší jak 2,3), dochází v tuhém stavu k transformaci části delta feritu na austenit. Austenit vzniká přednostně po hranicích zrn delta feritu, který je charakteristický svou lačkovou morfologií. Se snižujícím se poměrem  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (v intervalu 1,5 až 2,0) roste obsah austenitu v tuhém stavu a zároveň se začíná část austenitu tvořit již ve fázi krystalizace z taveniny. V uvedeném intervalu poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  dochází primárně k feritické krystalizaci a austenit se tvoří v prostorech mezi buňkami nebo dendrity feritu. Delta ferit je především v osách buněk a morfologie takto vzniklého feritu je vermikulární nebo lačková. Tento



trend postupuje až do poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (menší jak 1,5), který zaručuje primárně austenitickou krystalizaci svarového kovu. V tomto pásmu dochází k tvorbě delta feritu mezi buňkami nebo dendrity austenitu. Takto vzniklý delta ferit je charakteristický vermikulární morfologií. [29]

V závislosti na poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  se v oceli formují různé morfologie delta feritu. Mezidendritickou (a) morfologií vykazují oceli s vysokým obsahem niklu, respektive vysokým  $Ni_{eq}$ . S klesajícím  $Ni_{eq}$  dochází k transformaci delta feritu přes vermikulární (b) morfologii na morfologii laťkovou (c), viz Obrázek 4-7.



Obrázek 4-7 Typy morfologií delta feritu (přepřacováno) [35]

[29] popisuje, že z pohledu náchylnosti ke vzniku horkých trhlin není podstatný obsah delta feritu ve svarovém kovu, který je měřen při pokojové teplotě, ale zásadní je množství delta feritu, které vznikne tuhnutím z taveniny. Rozdíl těchto obsahů se může zásadně lišit, neboť při ochlazování ztuhlého svarového kovu dochází k významné transformaci delta feritu na austenit. Množství transformovaného delta feritu na austenit s rostoucím poměrem  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  výrazně stoupá. Tudiž roste i rozdíl v obsahu austenitu primárně vzniklého z taveniny a austenitu měřeného za pokojové teploty, který zahrnuje i austenit transformovaný z delta feritu. [29] uvádí, že maximální teplota cyklu a rychlost ochlazování ovlivňuje u svarového kovu stejného chemického složení podíl delta feritu v mikrostruktuře svarového kovu. S rostoucí teplotou cyklu roste podíl delta feritu. Snížení rychlosti ochlazování má za následek snížení obsahu delta feritu ve svarovém kovu.

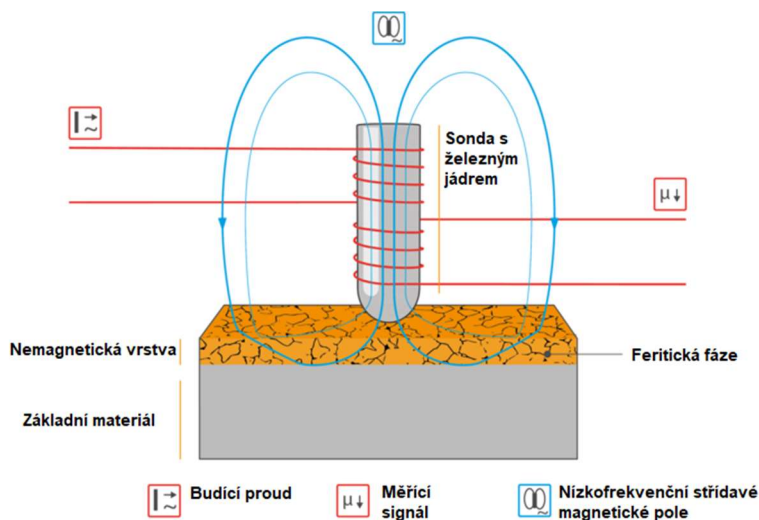
#### Stanovení obsahu delta feritu ve svarových kovech

Existuje řada možností pro stanovení obsahu delta feritu ve svarových kovech. První možností je měřením, buď na principu magnetické indukce, nebo metalograficky. Druhou možností je predikce pomocí diagramů.

Ačkoliv předpisy uvádí různé požadavky na stanovení obsahu delta feritu ve svarových kovech měřením, minimum těchto předpisů definuje jednoznačný způsob pro stanovení obsahu delta feritu. Dlouhodobé zkušenosti ukazují, že různé způsoby stanovení delta feritu poskytují různé výsledky, které nejsou mezi sebou vzájemně zcela porovnatelné.

Z pohledu stanovení obsahu delta feritu jsou v praxi používány dva základní způsoby. Oba způsoby jsou založeny na principu měření magnetické indukce. U prvního, kde je nejčastěji používaným zařízením feritometr FERITSCOPE® MP30E od společnosti Fischer Technology Inc., primární cívka generuje magnetické pole, které začne interagovat s magnetickými částmi (feritická fáze) zkoušeného materiálu. Změny v magnetickém poli indukují v sekundární cívce napětí úměrné obsahu feritické fáze, viz Obrázek 4-8. V tomto případě se jedná o metodu sloužící k určení podílu feritické fáze zkoušením dotykovými sondami, které měří v nesrovnatelně menším objemu materiálu, než v případě druhého způsobu, který je založen na zkoušení celého objemu vzorku. Pro stanovení obsahu feritické fáze v objemu materiálu je, zejména v jaderné energetice, využíván feritometr FC-2

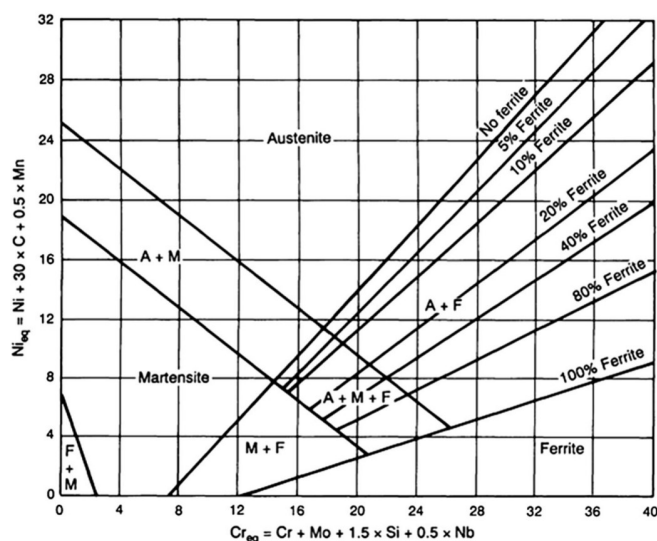
vyvinutý v Sovětském svazu Ústředním výzkumným ústavem strojního inženýrství (ЦНИИТМАШ). Zařízení je určeno ke stanovování procentuálního obsahu feritické fáze svarových kovů, a austenitických a austeniticko-feritických ocelí. Princip této metody je založen na měření magnetických vlastností v závislosti na obsahu feritické fáze v oceli. Pro účely měření jsou používány válečky o průměrech  $5\pm 0,1$  nebo  $7\pm 0,1$  mm a délce  $60\pm 1,0$  mm. Válečky jsou vkládány do cívky, kde se zvyšuje napětí na sekundárním vinutí v závislosti na obsahu feritické fáze. Obsah feritické fáze se stanovuje na základě odečtu proudu v mikroampérech a následném určení feritické fáze z cejchovací tabulky. V současnosti existuje náhrada feritometru FC-2, kterou je feritometr MF-150.



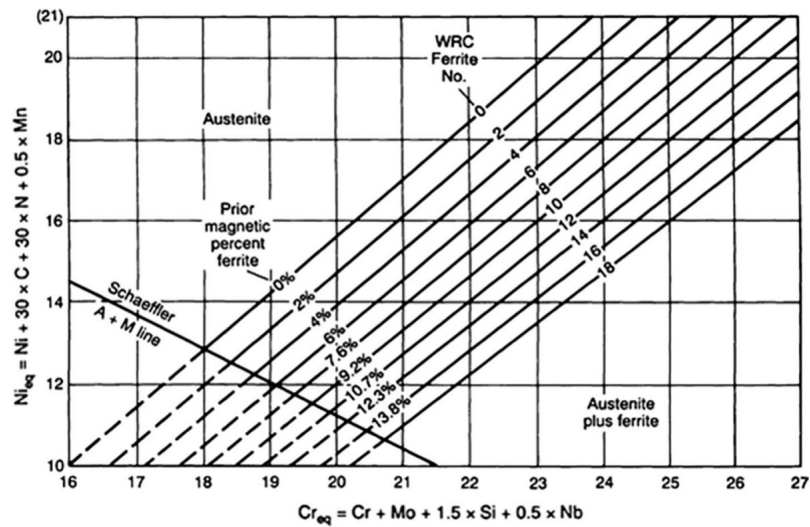
Obrázek 4-8 Princip měření feritometrem FERITSCOPE® MP30E (přepřacováno) [36]

K predikci výsledné mikrostruktury oceli byla v minulosti vyvinuta řada prediktivních diagramů, které jsou založeny na vlivu feritotvorných a austenitotvorných prvků. V praxi je u austenitických chromniklových korozivzdorných ocelí nejčastěji využíván Schaeffler diagram, viz Obrázek 4-9, DeLong diagram, viz Obrázek 4-10, a WRC-1992 diagram, viz Obrázek 4-11.

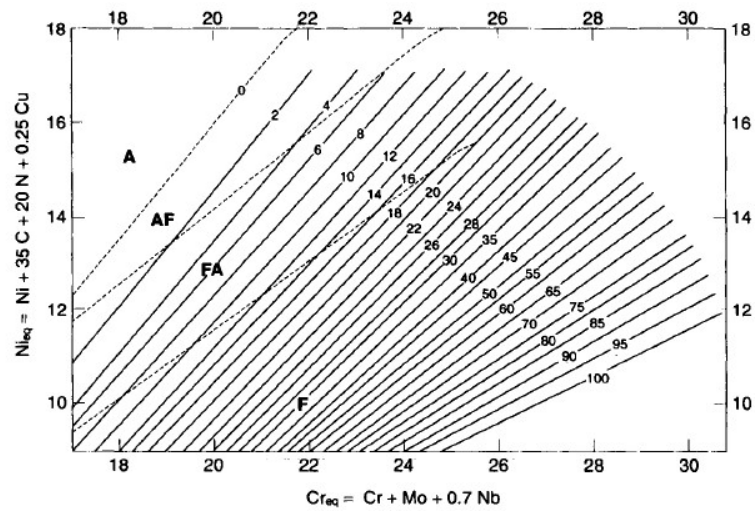
Schaefflerův diagram umožňuje popis mikrostruktur v poměrně širokém spektru typů ocelí – austenitických chromniklových korozivzdorných ocelí, nízkolegovaných ocelí a uhlíkových ocelí. Navzdory tomu nezahrnuje oceli s vysokým podílem manganu, kde často dochází k výrazným odchylkám.



Obrázek 4-9 Schaeffler diagram [37]



Obrázek 4-10 DeLong diagram [37]



Obrázek 4-11 WRC-1992 diagram [37]

## 5 Metalurgicko-technologické hledisko svařování

Pochopení metalurgicko-technologických souvislostí je klíčové pro ovlivňování procesu svařování za účelem dosažení požadovaných vlastností svarových spojů. Kromě volby vhodné kombinace základních a přídatných materiálů existuje řada procesních parametrů, jejichž vědomými změnami lze dosáhnout žádoucí mikrostruktury v tepelně ovlivněné oblasti, ale i přispět k potlačení přítomnosti horkých trhlin.

### 5.1.1 Tepelný příkon do svarového spoje

Tepelný příkon (též označovaný jako vnesené teplo) významným způsobem mění vlastnosti svarových spojů především v tepelně ovlivněné oblasti v závislosti na jeho velikosti a charakteru. Vysoké hodnoty tepelného příkonu výrazně snižují vrubovou houževnatost u uhlíkových ocelí a u některých typů korozivzdorných ocelí snižují korozní odolnost. Při stanovování tepelného příkonu se vychází ze základního vztahu pro jeho výpočet Rovnice 5-1.

$$Q_{eff} = \frac{U \cdot I \cdot 60}{v \cdot 1000} \cdot k \quad (\text{Rovnice 5-1})$$

kde:  $Q_{eff}$  [kJ/mm] – efektivní tepelný příkon,

$U$  [V] – svařovací napětí,

$I$  [A] – svařovací proud,

$v$  [mm/s] – rychlost svařování,

$k$  [-] – koeficient účinnosti.

Kromě parametrů svařování je ve vztahu zahrnut vliv metody svařování, který je vyjádřen koeficientem účinnosti. Tento koeficient procentuálním způsobem vyjadřuje podíl energie (tepla) přenesené do svarového spoje při svařování k energii získané ze svařovacího zdroje (energie oblouku). Rozdíl mezi těmito dvěma hodnotami tvoří energetické ztráty. Obecně lze říci, že nejvyšší účinnosti, tedy koeficientu účinnosti blízkému se hodnotě 1,0, je dosahováno u metod 12. U dalších metod svařování koeficient efektivity klesá na hodnotu přibližně 0,8 pro metody 11, 13, až k hodnotě 0,6 pro metody 14, 15. [38]

Uvedený vztah udává pouze orientační představu o tepelném příkonu a nereflektuje současné požadavky týkající se zejména mechanizovaných a automatizovaných způsobů svařování, kdy do procesu svařování vstupují další proměnné. [21] uvádí Rovnice 5-2 zahrnující vliv přídatného materiálu  $Q_{FM}$  formou Rovnice 5-5 a vliv tzv. horkého drátu (odporově přehříváný drát)  $Q_{HW}$ , viz Rovnice 5-4. Tepelný příkon od parametrů svařování je dán Rovnicí 5-3.

$$Q_{eff} = Q_{WP} + Q_{HW} - Q_{FM} \quad (\text{Rovnice 5-2})$$

$$Q_{WP} = \frac{U_{WP} \cdot I_{WP} \cdot 60}{v \cdot 1000} \cdot k \quad (\text{Rovnice 5-3})$$

$$Q_{HW} = \frac{U_{HW} \cdot I_{HW} \cdot 60}{v \cdot 1000} \quad (\text{Rovnice 5-4})$$

$$Q_{FM} = \frac{\tau \cdot v_W \cdot S \cdot 60}{v \cdot 1000} \quad (\text{Rovnice 5-5})$$

kde:  $Q_{eff}$  [kJ/mm] – efektivní tepelný příkon,

$Q_{WP}$  [kJ/mm] – tepelný příkon od parametrů svařování,

$Q_{HW}$  [kJ/mm] – tepelný příkon od horkého drátu,

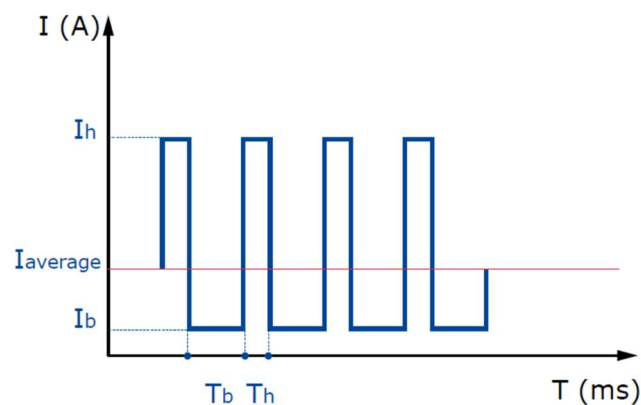
$Q_{FM}$  [kJ/mm] – tepelný příkon spotřebovaný na natavení drátu,

$U_{WP}$  [V] – svařovací napětí,  
 $U_{HW}$  [V] – napětí pro ohřev horkého drátu,  
 $I_{WP}$  [A] – svařovací proud,  
 $I_{HW}$  [A] – proud pro ohřev horkého drátu,  
 $I$  [A] – svařovací proud,  
 $\tau$  [J/mm<sup>3</sup>] – tepelný příkon potřebný pro natavení drátu,  
 $v_w$  [mm/s] – rychlost podávání drátu,  
 $S$  [mm<sup>2</sup>] – průřez drátu,  
 $k$  [-] – koeficient účinnosti.

Jiná Rovnice 5-6, vycházející z [39], uvádí způsob stanovení průměrné hodnoty proudu pro pulzní svařování, viz Obrázek 5-1.

$$I_a = \frac{I_b T_b + I_h T_h}{T_b + T_h} \quad (\text{Rovnice 5-6})$$

kde:  $I_a$  [A] – průměrný svařovací proud,  
 $I_b$  [A] – základní svařovací proud,  
 $I_h$  [A] – hlavní svařovací proud,  
 $T_b$  [ms] – doba základního pulzu,  
 $T_h$  [ms] – doba hlavního pulzu.



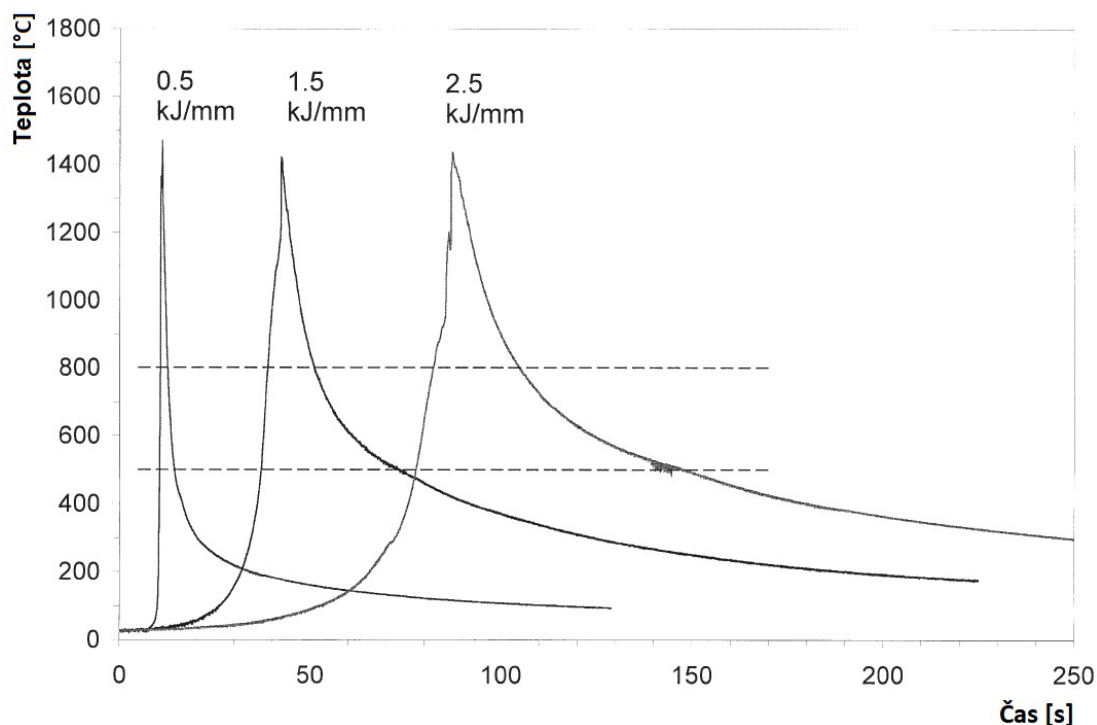
Obrázek 5-1 Výpočet průměrné hodnoty proudu u pulzního svařování [39]

### Vliv tepelného příkonu na mikrostrukturu uhlíkové oceli

V [40] je uvedena závislost vyjadřující změnu rychlosti ochlazování na teplotě předehřevu a tepelném příkonu. S rostoucí teplotou předehřevu a tepelným příkonem dochází k poklesu rychlosti ochlazování. Z této závislosti lze odvodit i dopad jednotlivých vstupujících proměnných do výsledné mikrostruktury v tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje. Rostoucí teplota předehřevu a tepelný příkon rozšiřují tepelně ovlivněnou oblast. Současně dochází při svařování vyšším tepelným příkonem a za vyšší teploty předehřevu k hrubnutí zrna v pásmu přehřátí, a naopak při nižších tepelných příkonech a teplotě předehřevu vykazuje mikrostruktura v pásmu přehřátí jemnozrnější mikrostrukturu, což potvrzují výsledky uvedené v [40]. Obecně vysoké vstupy energie (tepelný příkon a teplota předehřevu) způsobují hrubnutí zrna v pásmu přehřátí bez ohledu na procentuální obsah uhlíku v oceli, liší se pouze míra zhrubnutí.

Nižší tepelný příkon a teplota předehřevu sice poskytují v pásmu přehřátí jemnozrnnější mikrostrukturu, ale díky zvýšené rychlosti ochlazování dochází k transformaci austenitu na fáze charakteristické sníženou schopností difúze uhlíku, a to na bainit a martenzit. Pokud je dostatečný čas pro difúzi uhlíku, u vyšších tepelných příkonů a vyšších teplot předehřevu, je austenit transformován na hrubozrnný perlit.

Obrázek 5-2 vyjadřuje teplotní cykly zobrazující vliv velikosti tepelného příkonu na průběh a rychlost ohřevu a ochlazování materiálu v tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje. Je zřejmé, že při nízkých tepelných příkonech dochází k rychlým změnám teplot, neboť dochází k ohřevu poměrně malého objemu materiálu, proto je teplotní odezva velmi rychlá na rozdíl od svařování vyššími tepelnými příkony.



Obrázek 5-2 Vliv tepelného příkonu na průběhy rychlosti ohřevu a ochlazování (přepřacováno) [41]

### 5.1.2 Vliv tepelného příkonu na rozměry a geometrii svarové housenky

Tepelný příkon a teplota předehřevu neovlivňují pouze výslednou mikrostrukturu v tepelně ovlivněné oblasti, ale výrazným způsobem se projevují i na rozměrech a geometrii svarové housenky.

Každá metoda svařování má specifický závar daný fyzikálními zákonitostmi pro konkrétní metodu svařování. U metody 141 je závar ovlivňován rovněž zapojením wolframové elektrody a základního materiálu do elektrického obvodu. V případě přímé polarity, tzn. wolframová elektroda je zapojena na mínus pól, vzniká úzký a hluboký závar. Naopak u nepřímé polarity je wolframová elektroda zapojena na plus pól a závar je mělký a široký. Svařování střídavým proudem umožňuje kombinovat výhody obou způsobů zapojení.

#### Vliv poměru tepelného příkonu při svařování metodou popouštěcí housenky

Pro zajištění popouštění v požadovaném rozsahu je nezbytné, aby teplota v tepelně ovlivněné oblasti popouštěné svarové housenky dosáhla dostatečně vysoké teploty. Z tohoto důvodu je důležité volit optimální poměr tepelného příkonu mezi svařováním první vrstvy a druhé vrstvy. [42] ve své prezentaci doporučuje svařování svarových housenek první vrstvy středními hodnotami tepelného příkonu (bez bližší specifikace) z důvodu omezení výšky svarových housenek ve srovnání



se svařováním s nízkými tepelnými příkony. Menší výška první vrstvy umožní při svařování svarových housenek druhé vrstvy dosažení vyšších popouštěcích teplot v tepelně ovlivněné oblasti svarových housenek první vrstvy. Logicky lze předpovídat, že tepelný příkon při svařování svarových housenek druhé vrstvy musí být větší, než při svařování první vrstvy.

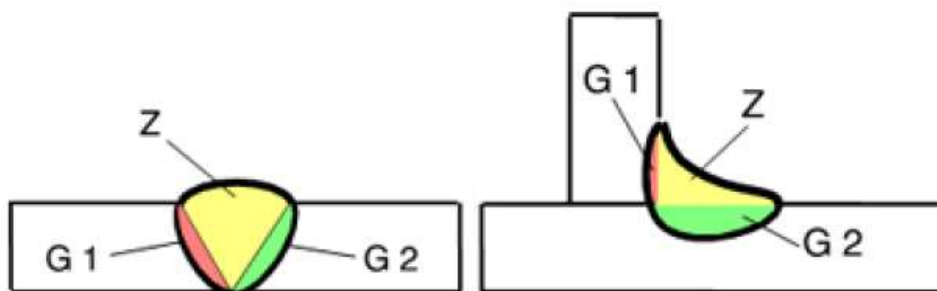
Velikost vhodného tepelného příkonu lze určit zejména dvěma způsoby. Prvním způsobem je metalografické hodnocení příčného řezu svarového spoje, kdy je zhotoveno několik zkušebních svarových spojů s různými parametry svařování a na základě hodnocení mikrostruktury je vyhodnocena nejvhodnější kombinace svařovacích parametrů pro provedení svarového spoje. Druhým způsobem je, na základě znalosti materiálových charakteristik a jejich zahrnutí do numerické simulace metodou konečných prvků, provedení simulace procesu svařování včetně predikce mikrostruktur zejména v tepelně ovlivněné oblasti, především mezi základním materiálem a první vrstvou svarového spoje. Parametry svařování navržené numerickou simulací musí být verifikovány na zkušebním svarovém spoji metalografickým hodnocením příčného řezu svarovým spojem.

### 5.1.3 Zředění svarového kovu

Při tavném svařování vlivem natavení základního materiálu a přídavného materiálu dochází k tzv. zředění svarového kovu. Při zředění svarového kovu se mění chemická kompozice tak, že výsledné chemické složení svarového kovu je závislé na míře zředění svarového kovu a zároveň je dáno chemickým složením svarového kovu přídavného materiálu a základního materiálu. Zředění svarového kovu je vyjádřeno níže uvedeným výpočtovým vztahem Rovnice 5-7 [43] v souladu s Obrázek 5-3.

$$D = \frac{G1+G2}{G1+G2+Z} \cdot 100 \quad (\text{Rovnice 5-7})$$

kde: D [%] – zředění svarového kovu,  
G1 [mm<sup>2</sup>] – plocha základního materiálu 1,  
G2 [mm<sup>2</sup>] – plocha základního materiálu 2,  
Z [mm<sup>2</sup>] – plocha nezředěného svarového kovu.



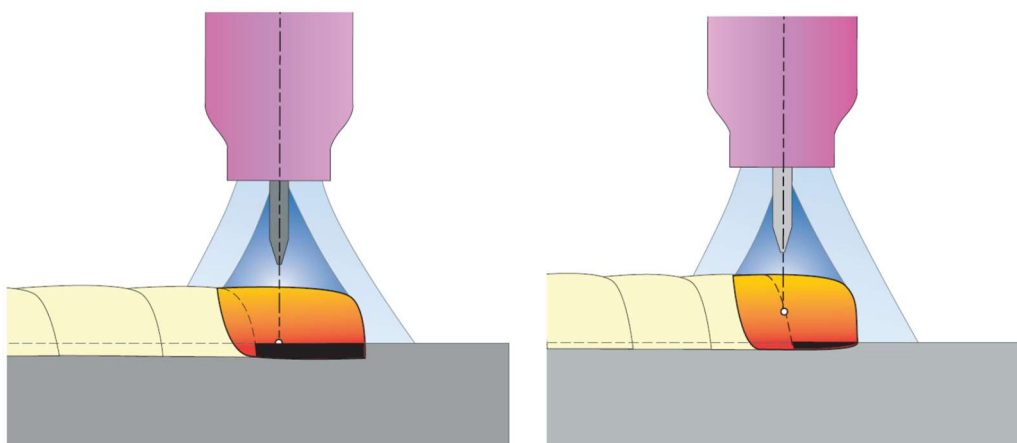
Obrázek 5-3 Výpočet zředění svarového kovu [43]

Obvykle je kvantifikace velikostí jednotlivých ploch stanovována na příčných řezech svarových spojů pomocí obrazové analýzy provedené na fotografii z hodnocení makrostruktury ze světelného mikroskopu.

Zředění svarového kovu významným způsobem ovlivňuje výsledné vlastnosti získaného svarového kovu. Proto je, zejména u heterogenních svarových spojů uhlíkových ocelí s austenitickými korozivzdornými oceli, kladen zvýšený důraz na kontrolu velikosti zředění, neboť rostoucí míra zředění svarového kovu negativním způsobem ovlivňuje vlastnosti svarových spojů těchto ocelí. Velikost zředění svarového kovu lze kromě změny svařovacích parametrů ovlivnit i změnou metody svařování. [44]

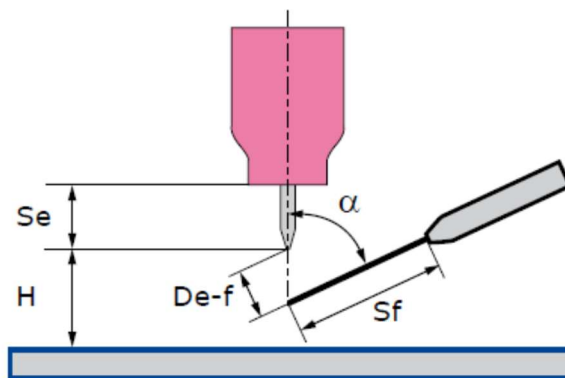
U obloukového svařování s rostoucím svařovacím proudem a rychlostí svařování roste i zředění svarového kovu. V [45] je uvedeno, že rostoucí tepelný příkon spolu s rostoucím svařovacím proudem rovněž zvyšuje zředění svarového kovu, zatímco s rostoucím tepelným příkonem při klesající rychlosti svařování se snižuje i zředění svarového kovu. Malého zředění svarového kovu lze dosáhnout navařením většího množství svarových housenek zhotovených nižším tepelným příkonem, na rozdíl od navaření menšího počtu svarových housenek vyšším tepelným příkonem. [46] uvádí přibližné hodnoty zředění svarového kovu dosahované jednotlivými metodami svařování. Pro metodu 111 se jedná o 20 až 25 %, 13 (sprchový oblouk): 20 až 40 %, 14: 20 až 50 % a 12: 20 až 50 %.

Pokud jde o aspekt svařování u metody 141, je na základě tvrzení uvedených v [47] prokázáno, že metodika zvolená pro kladení jednotlivých svarových housenek má silný vliv na dosažení výrazného snížení zředění svarového kovu. Z Obrázek 5-4 je patrné, že v případě elektrického oblouku směřujícího přímo na základní materiál dochází k většímu zředění svarového kovu ve srovnání se svařováním, kde elektrický oblouk směřuje na svarový kov předchozí svarové housenky téže vrstvy, a tím je hlavní tok energie transformován na natavení svarového kovu této svarové housenky.



Obrázek 5-4 Vliv metodiky kladení svarových housenek na hloubku závaru [47]

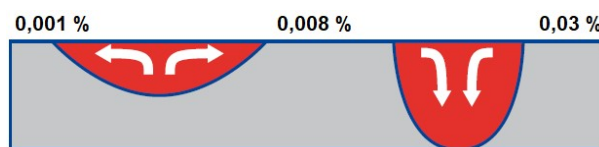
Použitím konfigurace hořáku s podáváním přídavného materiálu před wolframovou elektrodou, nebo z boku, lze zabránit přímému působení elektrického oblouku na základní materiál, neboť značná část energie elektrického oblouku je spotřebována pro natavení přídavného materiálu, čímž dochází ke snížení zředění svarového kovu. Podle [47] lze ovlivnit míru zředění svarového kovu i volbou vhodného úhlu podávání přídavného materiálu, kdy při úhlu v rozmezí 60 až 70° od osy wolframové elektrody dochází ke snížení tlaku působícího do svarové lázně, vyvolaného podáváním přídavného materiálu, viz Obrázek 5-5.



Obrázek 5-5 Vliv úhlu podávání přídavného materiálu na míru zředění svar. kovu [47]



Za poněkud překvapivý faktor lze označit situaci, kdy ke zvětšení zředění svarového kovu dochází při snížení svařovacího napětí díky tomu, že elektrický oblouk se za těchto podmínek projevuje zvýšenou tendencí k tlaku působícímu do svarové lázně a zvětšením hloubky závaru. [47] V práci [39] je blíže popsán vliv obsahu síry v základním materiálu, který vlivem fenoménu označovaného jako Marangoniho efekt rovněž ovlivňuje rozměry a geometrii závaru, viz Obrázek 5-6.



Obrázek 5-6 Vliv obsahu síry v materiálu na rozměry a geometrii závar (přepřacováno) [39]

### Vliv zředění při svařování nízkolegované oceli

Vlivem zředění svarového kovu na mikrostrukturu tepelně ovlivněné oblasti nízkolegované oceli SA-508 Gr. 3 Cl. 1 (označená podle ASME) se ve studii zabýval [48]. Ve výsledcích této studie uvádí, že zvyšující se zředění svarového kovu podporuje tvorbu martenzitických mikrostruktur, což vede ke zvýšené tvrdosti. SA-508 je známá vyšším uhlíkovým ekvivalentem a tím i vyšší prokalitelností.

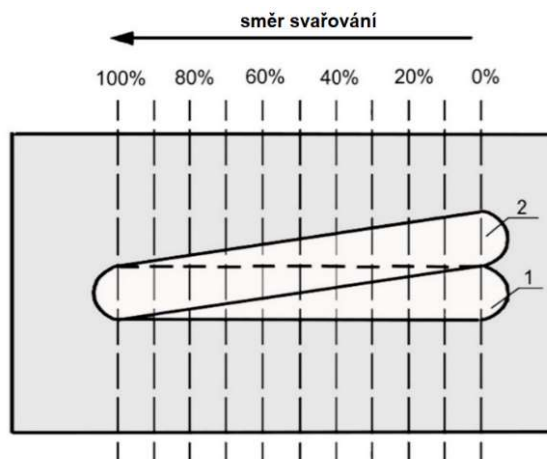
### Vliv zředění na tvorbu horkých trhlin

Jak bylo uvedeno v předchozích kapitolách, tak chemické složení výrazným způsobem ovlivňuje citlivost na vznik horkých trhlin. Z technologického hlediska je hlavním faktorem ovlivňujícím chemické složení zředění, což ve své práci podrobně popisuje i [29]. Aby nedocházelo k vzniku nežádoucích chemických kompozic je nutné omezovat velikost zředění. Vysoká diference v chemickém složení čistého svarového kovu přídavného materiálu a svarového kovu vzniklého zředěním svarového kovu čistého přídavného materiálu základním materiálem může zapříčinit i změnu způsobu krystalizace. Například při navařování nízkolegovaných a jakostních uhlíkových ocelí austenitickými chromnikovými korozivzdornými přídavnými materiály typu 25Cr13Ni může přispět k omezení tvorby delta feritu ve svarovém kovu, a tím i ke zvýšení citlivosti na vznik horkých trhlin.

### 5.1.4 Překrytí svarových housenek

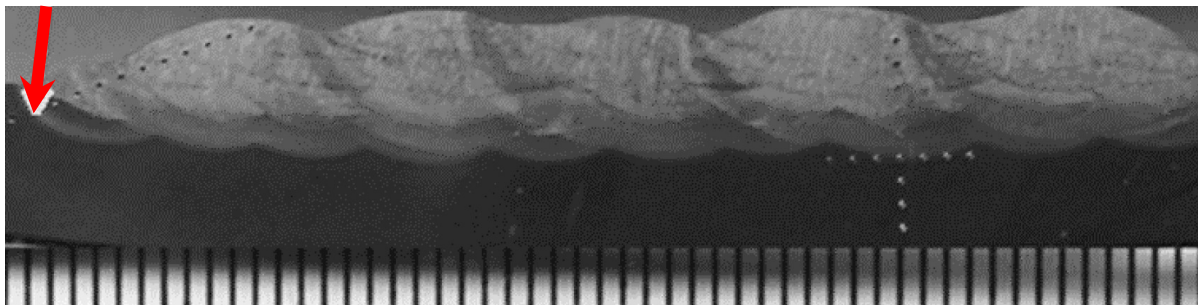
Významným faktorem, ovlivňujícím míru popuštění tepelně ovlivněné oblasti předchozí svarové housenky, je velikost překrytí svarových housenek. Jedná se o číslo vyjadřující procentuální hodnotu natavení předchozí svarové housenky právě prováděnou svarovou housenkou.

[49] uvádí jako možnost pro určení vlivu míry překrytí svarových housenek zhotovení zkušebního svarového spoje, viz Obrázek 5-7.



Obrázek 5-7 Simulace vlivu míry překrytí svarových housenek (přepřacováno) [49]

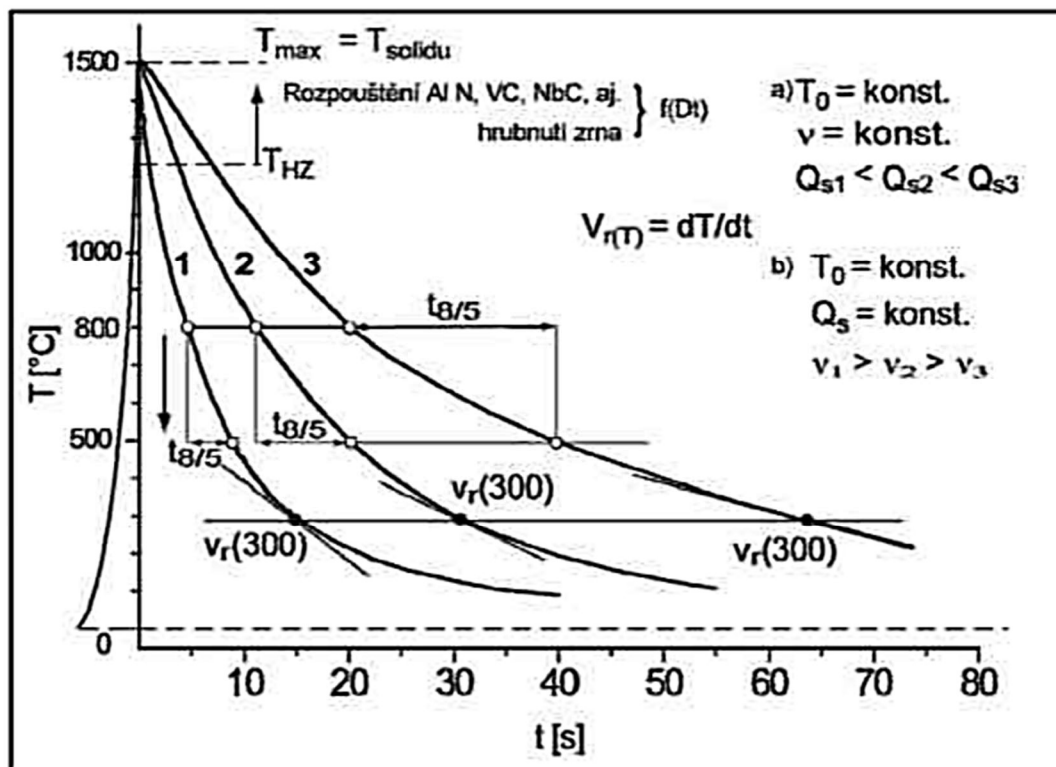
Přesné umístění svarových housenek je kritickým faktorem ovlivňujícím výslednou mikrostrukturu. Hlavní úskalí spočívá v nemožnosti provedení popuštění poslední housenky první vrstvy při svařování druhé vrstvy. Vzniká tak místo, které je v anglické literatuře označováno jako „Weld Toe“, což je místo, viz Obrázek 5-8, kde nedošlo k popuštění martenzitické mikrostruktury iniciované při svařování první vrstvy. Toto místo s nepopuštěnou martenzitickou mikrostrukturou se projevuje zvýšenou tvrdostí. [50]



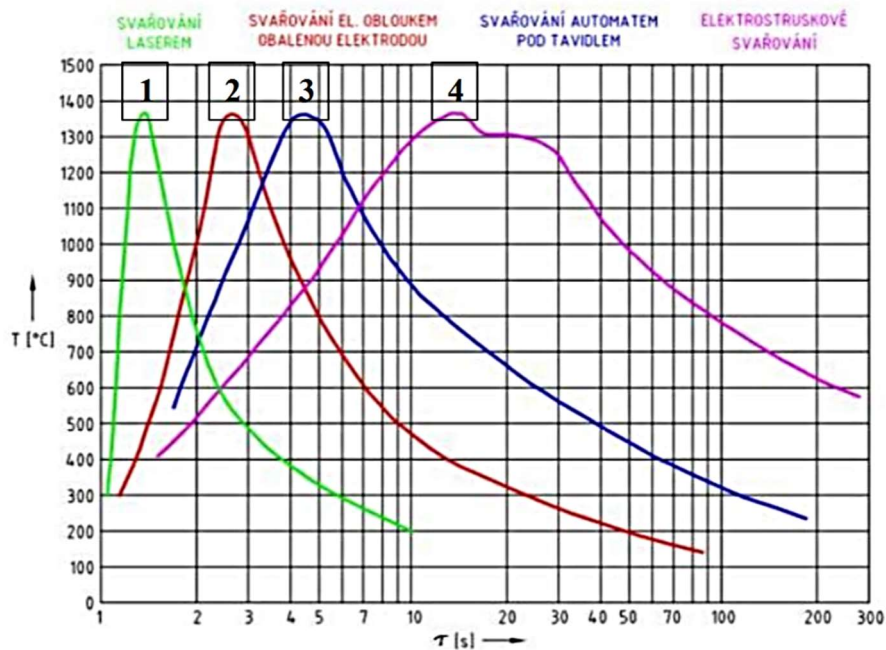
Obrázek 5-8 Vznik Weld Toe s nepopuštěnou martenzitickou mikrostrukturou [50]

### 5.1.5 Teplotní cykly při svařování

Teplotní cyklus při svařování je grafické vyjádření teplotních změn, které probíhají v definovaném místě v blízkosti svarové housenky, jako funkce času. [51] se ve své práci zabývá vlivy rozdílných teplotních cyklů při svařování na výslednou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti svarových spojů. Příklad grafického vyjádření teplotního cyklu při svařování je uveden na Obrázek 5-9. Charakter, respektive průběh teplotního cyklu při svařování, je úzce spjat s typem tepelného zdroje, jak je vidět na Obrázek 5-10.

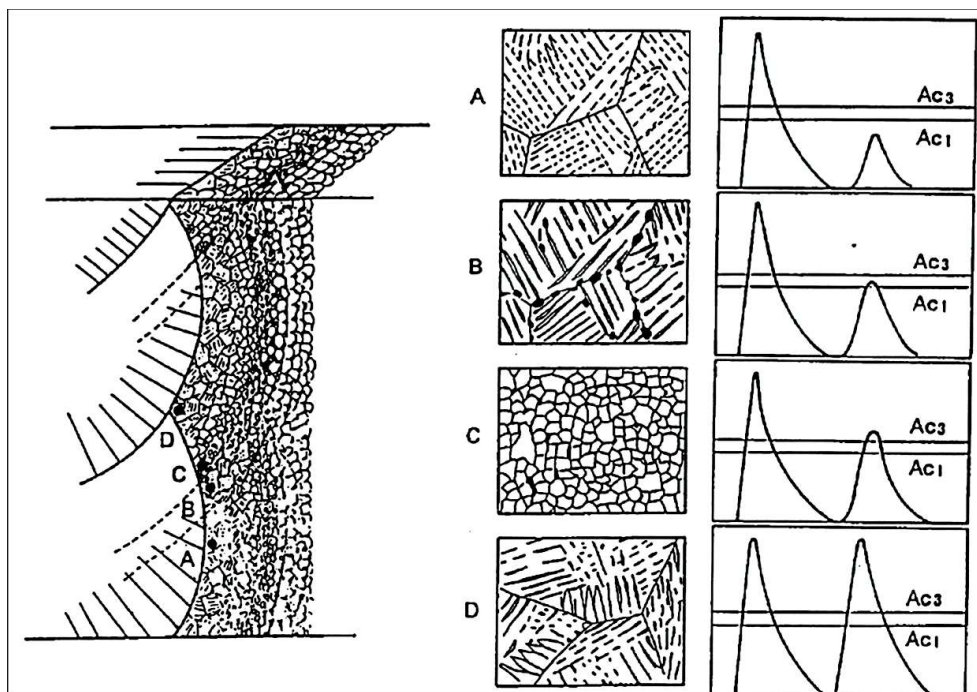


Obrázek 5-9 Grafické vyjádření teplotního cyklu a možnosti jeho ovlivnění [52]



Obrázek 5-10 Vliv metod svařování na průběh teplotního cyklu [53]

Vliv teplotních cyklů při svařování na výslednou mikrostrukturu tepelně ovlivněné oblasti a důležitost jejich pochopení popisuje na vícevrstvěném svařování [54]. Na Obrázek 5-11 je pod písmenem A označen teplotní cyklus, který odpovídá první svarové housence, kdy bylo pásmo přehřátí opětovně ohřáto druhou svarovou housenkou na teplotu pod  $A_1$ . V závislosti na teplotě dochází k popuštění a ke vzniku feriticko-cementitické mikrostruktury ve formě sorbitu. Jsou tak zvyšovány plastické vlastnosti a houževnatost tepelně ovlivněné oblasti, naopak klesá pevnost a tvrdost. U teplotních cyklů označených písmeny B, C a D jsou shodné metalurgické děje jako jsou popsány v předchozích kapitolách.



Obrázek 5-11 Vliv teplotních cyklů na tepelně ovlivněnou oblast (přepřacováno) [54]

Zásadním aspektem při návrhu metody popouštěcí housenky je, že v pásmu přehřátí první svarové housenky musí dojít k popuštění martenzitické mikrostruktury v plném rozsahu. Tzn. že v pásmu přehřátí první svarové housenky musí být druhou svarovou housenkou dosaženo teplot těsně pod  $A_1$  tak, aby byly aktivovány procesy popuštění a bylo dosaženo očekávaného popuštění. Proto musí být experimentálně stanovena minimální popouštěcí teplota pro danou ocel, které musí být v rámci teplotních cyklů ve fázi popuštění dosaženo.

Teplotní cykly naměřené při svařování jsou rovněž podkladem pro simulaci jednotlivých pásem tepelně ovlivněných oblastí svarových spojů. K tomuto účelu jsou určena zařízení – termomechanické simulátory typu Gleeble, Thermorestor, Smitweld a další. Zkušební tyče po provedené simulaci teplotních cyklů jsou podrobovány destruktivním zkouškám za účelem podrobnějšího popisu materiálových vlastností jednotlivých pásem tepelně ovlivněných oblastí.

### 5.1.6 Technologické hledisko svařování

Z technologického hlediska musí být voleny metody a způsoby svařování umožňující zajištění přímého řízení jednotlivých parametrů svařování tak, aby bylo možné dosáhnout požadovaných tepelných příkonů a materiálových vlastností, zejména v tepelně ovlivněné oblasti svarových spojů. Zároveň musí být zajištěna opakovatelnost za jednoznačně stanovených parametrů svařování.

Vzhledem k výše popsaným požadavkům je pro metodu popouštěcí housenky obvykle využíváno metod svařování umožňujících alespoň mechanizované svařování. Nejčastěji je proto volena metoda 141 a orbitální způsob svařování. Kritickými parametry, které bezprostředně ovlivňují proces svařování, jsou proud, napětí, rychlost otáčení/posuvu hořáku a rychlost podávání drátu. V obecné rovině lze říci, že v praxi je dále využíváno i dalších metod svařování, jako například 111, 121, 131, 132, 135, 136 a 15, ale jejich použití je spíše v omezené míře.

Z technologického a metalurgického hlediska se problematikou navařování metodou 141 austenitickým přídavným materiálem Sv-07Ch25N13 na nízkouhlíkovou ocel 22K, jejíž pochopení je nezbytné pro úspěšné zvládnutí metody popouštěcí housenky, autor práce podrobně zabývá v příspěvcích uvedených v Seznam publikační činnosti k 18. 4. 2023 (publikace 6, 7, 8, 10, 11, 12, 13, 14, 17, 18, 20 a 22, 26). V rámci další publikační tvorby související s předmětem této práce se autor věnuje problematice mechanizovaného svařování metodou 141 v příspěvcích uvedených v Seznam publikační činnosti k 18. 4. 2023 (publikace 2, 3 a 11).

## 6 Experimentální program

Návrh rozsahu experimentálního programu vychází z výsledků provedeného teoretického rozboru problematiky navařování austenitickým chromniklovým korozivzdorným návarovým kovem typu 25Cr13Ni na nízkolegovanou ocel 10GN2MFA a jakostní uhlíkovou ocel 22K a je v souladu s dílčími cíli této práce.

Z hlediska členění lze experimentální program rozdělit na dvě oblasti, které spolu velmi úzce souvisí, neboť jsou ovlivňovány některými proměnnými působícími na požadované vlastnosti návarů protichůdně a je nezbytné hledat vhodná kompromisní řešení za účelem dosažení návarů splňujících požadovaná kvalitativní kritéria.

První z řešených oblastí je přítomnost horkých trhlin, které se objevují v návarových kovech typu 25Cr13Ni u vybraných přídatných materiálů. Pro účely experimentálního programu budou použity čtyři značky přídatných materiálů: Böhler AWS ER 309, ESAB OK Autrod 309LSi, Oerlikon INERTFIL 309LSi a Sv-07Ch25N13. V případě přídatného materiálu Sv-07Ch25N13 budou použity dva návary zhotovené různými tavbami této značky. Zároveň bude pro analýzy použit i původní návar na hlavní cirkulační potrubí zhotovený metodou 121 rovněž přídatným materiálem Sv-07Ch25N13.

Druhou oblastí je minimalizace přítomnosti mikrostruktur s vysokým podílem martenzitu v tepelně ovlivněných oblastech návarů výše uvedenými přídatnými materiály na nízkolegovanou ocel 10GN2MFA a jakostní uhlíkovou ocel 22K. V tomto případě bude pozornost zaměřena na linii ztavení a přiléhající pásma tepelně ovlivněné oblasti s cílem optimalizace mikrostruktury, jejíž hodnocení bude prováděno prostřednictvím zkoušek tvrdosti podle Vickerse (HV10) a zkoušek mikrotvrdosti (HV01, HV0,5 a HV0,1).

Bližší specifikace použitých základních a přídatných materiálů v rámci experimentálního programu je uvedena v následujících kapitolách, včetně uvedení důvodů pro jejich volbu.

Vzhledem ke skutečnosti, že nosné téma práce je spojeno s navařováním, budou s ohledem na jednotnou terminologii používány pojmy spojené s navařováním, s výjimkou pasáží zahrnujících terminologii vyplývající z norem a předpisů.

V práci jsou použity některé obrázky, fotografie, grafy a data v tabulkách, které mohly být před dnem odevzdání této práce použity v interních technických zprávách spojených s řešením projektu na výměnu nátrubku odběru měření tlaku na hlavním cirkulačním potrubí jaderné elektrárny Temelín. Pokud bylo použito a je známý zdroj, jsou tyto zdroje v rámci této práce řádně citovány.

### 6.1 Návrh experimentálního programu – experimentální část I

Na základě skutečností popsaných výše byla navržena první část experimentálního programu za účelem zjištění energetických charakteristik elektrického oblouku metody 141 pro následnou kalibraci tepelného zdroje pro numerické simulace metodou konečných prvků provedením experimentálních návarů přídatným materiálem Sv-07Ch25N13 na desky z oceli 10GN2MFA. Tepelný zdroj pro numerické simulace je typu dvojitý elipsoid Goldak a jeho rozměry budou odvozeny na základě metalografického hodnocení makrostruktury na řezech navařených housenek. Dvojitý elipsoid se nejvíce přibližuje skutečné charakteristice tepelného zdroje – v přední části je gradient teplot strmější a v zadní pozvolnější.

V rámci experimentálního programu budou navařeny desky rozdílnými parametry navařování, zajišťující rozdílné rozměry a geometrie návarových housenek a zároveň rozdílné tepelné příkony. Parametry navařování budou voleny tak, aby z technologického hlediska zajistily optimální návarové housenky vzhledem k použité metodě navařování. Pro účely experimentálního programu bylo provedeno omezení na metodu 141 orbitálním způsobem (upraveným pro rovinné navařování)

s přídatným materiálem o průměru 0,8 mm. Na desky budou umístěny termočlánky do nejtěsnější blízkosti pásma přehřátí tepelně ovlivněné oblasti housenek první vrstvy návaru. Při navařování budou shromažďovány a zaznamenávány údaje o teplotních cyklech při navařování jednotlivých návarových housenek první vrstvy a při navařování housenek následných vrstev návaru. Ze zaznamenaných průběhů teplotních cyklů bude vyhodnocováno, jakých maximálních teplot bylo dosaženo v oblasti pásma přehřátí tepelně ovlivněné oblasti dané housenky. Údaje z termočlánků budou využity pro následnou verifikaci numerických simulací. Verifikace numerických simulací bude provedena formou porovnání predikce velikostí jednotlivých pásem tepelně ovlivněných oblastí s fotografií příčného řezu z metalografického hodnocení makrostruktury. Numerické simulace budou v další části experimentálního programu použity pro predikci průběhu zbytkových napětí po navařování.

## 6.2 Návrh experimentálního programu – experimentální část II

V druhé části experimentálního programu bude pozornost zaměřena na eliminaci horkých trhlin v návarových kovech provedených přídatnými materiály Böhler AWS ER 309, ESAB OK Autrod 309LSi, Oerlikon INERTFIL 309LSi a Sv-07Ch25N13. Postupně budou navařována tělesa jednotlivými přídatnými materiály a průběžně budou vyhodnocovány výsledky dopadů dílčích změn podmínek a parametrů navařování na přítomnost horkých trhlin a na základě těchto vyhodnocení budou přijímána opatření pro další navařovaná tělesa. Současně budou ve dvou případech použita tělesa, která byla navařena v rámci jiných činností pro zajištění širšího souboru dat a objektivizaci výsledků.

Po identifikaci přídatného materiálu dosahujícího nejlepších výsledků z pohledu odolnosti proti vzniku horkých trhlin a optimalizaci parametrů navařování bude následovat navaření tělesa, na kterém bude provedeno vyhodnocení vlivu jednotlivých vrstev návaru na vlastnosti tepelně ovlivněné oblasti, ať už z pohledu absolutních hodnot tvrdosti (HV10) a mikrotvrdosti (HV0,1), tak i charakteristických trendů.

Dalším dílčím cílem druhé části experimentálního programu je navaření zkušebního svarového spoje reprezentujícího skutečné provedení při uvažované výměně nátrubku odběru měření tlaku na hlavním cirkulačním potrubí jaderné elektrárny Temelín a sloužícího pro kvalifikaci postupu svařování ve smyslu EN ISO 15613, respektive EN ISO 15614-1 a EN ISO 15614-7, a jako Kontrolní svarový spoj ve smyslu NTD A.S.I. Sekce I. Pro navaření zkušebního svarového spoje budou navrženy podmínky a parametry vycházející z výsledků experimentálního programu, pouze budou modifikovány vzhledem k tvaru zkušebního svarového spoje (návar na vnitřní válcový povrch o průměru přibližně 60 mm) za předpokladu, že parametry navařování umožní dosažení tepelného příkonu shodného s tepelným příkonem dosaženým při navařování těles v rámci předchozí fáze experimentálního programu. Překrytí návarových housenek bude shodné s doporučeními vycházejícími z výsledků získaných v rámci experimentálního programu. Po navaření zkušebního svarového spoje a provedených nedestruktivních kontrolách bude proveden rozřez zkušebního svarového spoje v souladu s rozřezovým plánem a odběr vzorků pro metalografické hodnocení, zkoušky tvrdosti a zkoušky mikrotvrdosti ve formě příčného řezu navařenými návarovými housenkami.

Na základě skutečných parametrů navařování, zaznamenávaných v průběhu navařování, bude provedena numerická simulace z pohledu zbytkových napětí po navařování. Tyto výsledky budou následně vyhodnoceny, ať už z pohledu vlivu samotného návaru na základní materiál, tak z pohledu skutečnosti, že se jedná o jeden z výrazných příspěvatelů iniciace horkých trhlin.



### 6.3 Experimentální materiál

#### Základní materiál – ocel 10GN2MFA

Nízkolegovaná konstrukční ocel 10GN2MFA je určena pro výrobu výkovků, výlisků a plechů pro komponenty a zařízení primárního a sekundárního okruhu jaderných elektráren typu VVER-1000/320. Jedná se zejména o výrobu potrubních dílců hlavního cirkulačního potrubí, tlakových nádob parních generátorů, tlakových nádob kompenzátorů objemu a primárních kolektorů parních generátorů. [55]

Ocel 10GN2MFA je používána pro výrobu výše uvedených komponent a zařízení ve formě po provedeném tepelném zpracování – v zušlechťeném stavu. Základním tepelným zpracováním je zušlechťování. V průběhu výroby komponent a zařízení je prováděno technologické žíhání, které úhrnně nesmí přesáhnout 45 hodin. [55]

Jako experimentální materiál je použita ocel 10GN2MFA-T tavby č. E-1500 doložená Protokolem o přejímce číslo 2030 [56]. Ocel byla vyrobena společností VÍTKOVICE Železářny a strojířny Klementa Gottwalda, k. p., v souladu s technickými podmínkami TP-VŽ-1012/81 a dodána ve formě segmentu přímé trubky s vnitřním korozivzdorným návarem o vnějším průměru trubky 990 mm a tloušťce stěny 70 mm, včetně korozivzdorného návaru (5 mm). Korozivzdorný návar byl zhotoven v souladu s technologickou směrnicí TS-3-209-03/01 páskou Sv-07Ch25N13 tavby č. 8643 o průřezu 60x0,5 mm a tavidlem OF-10 partie č. 136/88, a páskou Sv-04Ch20N10G2B tavby č. 4937 o průřezu 60x0,5 mm a tavidlem FK-430 partie 5/88.

Ocel byla ve výchozím stavu tepelně zpracována formou kalení s následným popuštěním. Následně bylo provedeno mezioperační žíhání ke snížení napětí po provedeném navařování korozivzdorného návaru.

V Tabulka 6-1 je uvedeno charakteristické chemické složení nízkolegované oceli 10GN2MFA tavby č. E-1500.

Tabulka 6-1 Chemické složení oceli 10GN2MFA tavby č. E-1500 [56]

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P	Cu
hm. %	0,10	0,25	0,94	0,21	1,89	0,48	0,03	0,005	0,013	0,10

#### Základní materiál – ocel 22K

Jakostní uhlíková ocel 22K je určena především pro výrobu výkovků komponent a zařízení primárního a sekundárního okruhu jaderných elektráren typu VVER-440/213 a VVER-1000/320. Jedná se zejména o výrobu potrubních dílců, tlakových nádob parních generátorů a tlakových nádob kompenzátorů objemu. Ocel 22K je používána pro výrobu výše uvedených komponent a zařízení ve formě po provedeném tepelném zpracování – normalizace s popuštěním nebo kalení s popuštěním.

Použita ocel 22K tavby č. 474100, doložená Inspekčním certifikátem 3.2 ve smyslu EN 10204 č. 5720024/01. Vyrobena společností Kovárna a.s. a dodána v souladu s Technickou specifikací polotovaru č. TPE 10-40/1866/84 Rev. 02 ve formě kované tyče o průměru 140 mm.

V Tabulka 6-2 je uvedeno chemické složení nízkolegované oceli 22K tavby č. 474100, která je legována vanadem za účelem dosažení jemnozrnné struktury zaručující zvýšení pevnostních charakteristik při vyšších provozních teplotách.

Tabulka 6-2 Chemické složení oceli 22K tavby č. 474100 podle Inspekčního certifikátu 3.2 č. 5720024/01

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P	Cu	Ti	N	As
hm. %	0,19	0,25	0,78	0,21	0,34	0,11	0,03	0,002	0,01	0,12	0,01	0,0052	0,006

### Základní materiál – ocel S355JR

Ocel S355JR vyrobená v souladu s EN 10025-2. V Tabulka 6-3 je uvedeno směrné chemické složení nelegované konstrukční oceli S355JR.

Tabulka 6-3 Směrné chemické složení oceli S355JR podle EN 10025-2

	C	Si	Mn	S	P	Cu
hm. %	max. 0,24	max. 0,55	max. 1,60	max. 0,035	max. 0,035	max. 0,55

### Přídavný materiál – Sv-07Ch25N13

Při volbě přídavného materiálu pro provedení austenitického korozivzdorného návaru na ocel 10GN2MFA se vycházelo z obecných pravidel OP 1513-72 [57] a navazujících předpisů pro oblast jaderné energetiky, doporučujících použití přídavného materiálu Sv-07Ch25N13 pro zhotovení návaru na oceli 10GN2MFA. Přídavný materiál Sv-07Ch25N13 má mnoho referenčních použití v oblasti primárního a sekundárního okruhu jaderných elektráren typu VVER-1000/320 ve vztahu k oceli 10GN2MFA. Ve všech případech se jedná o použití v kombinaci s následným tepelným zpracováním po navařování. Neexistuje referenční postup pro provedení návaru přídavným materiálem Sv-07Ch25N13 na ocel 10GN2MFA v kombinaci bez tepelného zpracování po navařování.

Jako experimentální materiál je použit přídavný materiál Sv-07Ch25N13 tavby č. 110855, doložený Inspekčním certifikátem 3.2 ve smyslu EN 10204 č. 12.937.973. Přídavný materiál byl vyroben společností Ижорские сварочные материалы v Kolpinu (Ruská federace) a dodán v souladu s Nákupní specifikací č. RZPaTK/19/PAL/ETE/Sv-07Ch25N13/073r01 [58], vycházející z požadavků GOST 2246-70 [60] a TU 3-1050-77, ve formě drátu o průměru 0,8 mm na cívkách pro orbitální navařování.

Dále je použit přídavný materiál Sv-07Ch25N13 tavby č. 103056, doložený Inspekčním certifikátem 3.2 ve smyslu EN 10204 č. IC 3.2/08/2017/10. Přídavný materiál byl vyroben společností Ижорские сварочные материалы v Kolpinu (Ruská federace) a dodán v souladu s Nákupní specifikací pro Sv-07Ch25N13 č. SVPRID\_Sv-07Ch25N13 rev. 02 [59], vycházející z požadavků GOST 2246-70 [60], ve formě drátu o průměru 1,0 mm na cívkách pro orbitální navařování.

Pro návarový kov Sv-07Ch25N13 tavby č. 110855 je chemické složení v Tabulka 6-4. V Tabulka 6-5 je uvedeno chemické složení tavby č. 103056. V obou případech bylo měření provedeno na čistém návarovém kovu.

Tabulka 6-4 Chem. složení návar. kovu Sv-07Ch25N13 tavby č. 110855 – pr. 0,8 mm

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
hm. %	0,039	0,72	1,76	0,022	<0,001	23,14	0,05	12,85	0,07	0,011
U	±0,003	±0,03	±0,04	±0,003	-	±0,4	±0,004	±0,2	±0,006	±0,003
	As	B	Co	Nb	Pb	Sn	Ti	V	W	N
hm. %	<0,001	<0,001	0,065	0,096	0,011	0,008	0,004	0,092	0,015	0,043
U	-	-	±0,006	±0,006	±0,003	±0,002	±0,002	±0,006	±0,003	±0,004



Tabulka 6-5 Chem. složení návar. kovu Sv-07Ch25N13 tavby č. 103056 – pr. 1 mm

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
hm. %	0,056	0,46	1,82	0,021	<0,001	23,55	0,01	13,26	0,05	0,010
U	±0,004	±0,03	±0,04	±0,003	-	±0,4	±0,002	±0,3	±0,004	±0,002
	As	B	Co	Nb	Pb	Sn	Ti	V	W	N
hm. %	<0,001	<0,001	0,04	0,001	0,011	0,002	0,003	0,122	<0,005	0,042
U	-	-	±0,003	±0,001	±0,003	±0,001	±0,001	±0,01	-	±0,004

#### Přídavný materiál – ESAB OK Autrod 309LSi

Přídavný materiál ESAB OK Autrod 309LSi tavby č. PVV081720890, doložený Zkušební zprávou 2.2 ve smyslu EN 10204 č. EC26377575. Vyroben společností ESAB VAMBERK, s.r.o., člen koncernu, a dodán v souladu s normou EN ISO 14343-A – G 23 12 L Si ve formě drátu o průměru 0,8 mm na cívkách pro orbitální navařování.

Pro drát ESAB OK Autrod 309LSi tavby č. PVV081720890 je chemické složení čistého návarového kovu v Tabulka 6-6.

Tabulka 6-6 Chem. složení drátu ESAB OK Autrod 309LSi tavby č. PVV081720890

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
hm. %	0,010	0,64	1,81	0,019	<0,001	23,11	<0,01	13,46	0,04	0,009
U	±0,002	±0,03	±0,04	±0,003	-	±0,4	-	±0,3	±0,003	±0,002
	As	B	Co	Nb	Pb	Sn	Ti	V	W	N
hm. %	<0,001	<0,001	0,124	0,004	0,011	0,006	0,003	0,036	<0,005	0,068
U	-	-	±0,01	±0,002	±0,003	±0,002	±0,001	±0,003	-	±0,006

#### Přídavný materiál – Böhler AWS ER 309 LSi

Přídavný materiál Böhler AWS ER 309 LSi tavby č. 8602808, doložený Inspekčním certifikátem 3.1 ve smyslu EN 10204 č. 2021-2081016544-80-8602808-014. Vyroben společností voestalpine Böhler Welding Austria GmbH a dodán v souladu s normou EN ISO 14343-A – G 23 12 L Si ve formě drátu o průměru 0,8 mm na cívkách pro orbitální navařování.

Pro drát Böhler AWS ER 309 LSi tavby č. 8602808 je chemické složení čistého návarového kovu v Tabulka 6-7.

Tabulka 6-7 Chem. složení drátu Böhler AWS ER 309 LSi tavby č. 8602808

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
hm. %	0,014	0,75	1,73	0,019	<0,001	23,54	0,12	13,32	0,12	0,008
U	±0,003	±0,03	±0,04	±0,003	-	±0,4	±0,01	±0,3	±0,01	±0,002
	As	B	Co	Nb	Pb	Sn	Ti	V	W	N
hm. %	<0,001	0,002	0,059	0,008	0,011	0,013	0,004	0,087	<0,005	0,064
U	-	±0,001	±0,004	±0,002	±0,002	±0,003	±0,002	±0,006	-	±0,006

### Přídavný materiál – Oerlikon INERTFIL 309LSi

Přídavný materiál Oerlikon INERTFIL 309LSi tavby č. 68133, doložený Inspekčním certifikátem 3.1 ve smyslu EN 10204 č. 01394399. Vyroben společností Lincoln Welding Supplies Ltd. a dodán v souladu s normou EN ISO 14343-A – G 23 12 L Si ve formě drátu o průměru 0,8 mm na cívkách pro orbitální navařování.

Pro drát Oerlikon INERTFIL 309LSi tavby č. 68133 je chemické složení čistého návarového kovu v Tabulka 6-8.

Tabulka 6-8 Chem. složení drátu Oerlikon INERTFIL 309LSi tavby č. 68133

	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>Cu</b>	<b>Al</b>
<b>hm. %</b>	0,014	0,60	1,73	0,019	<0,001	23,05	0,03	13,31	0,08	0,008
<b>U</b>	±0,003	±0,03	±0,04	±0,003	-	±0,4	±0,003	±0,3	±0,006	±0,002
	<b>As</b>	<b>B</b>	<b>Co</b>	<b>Nb</b>	<b>Pb</b>	<b>Sn</b>	<b>Ti</b>	<b>V</b>	<b>W</b>	<b>N</b>
<b>hm. %</b>	<0,001	<0,001	0,043	0,003	0,011	0,014	0,007	0,05	<0,005	0,061
<b>U</b>	-	-	±0,004	±0,001	±0,002	±0,003	±0,002	±0,004	-	±0,006

### Přídavný materiál – Sv-04Ch20N10G2B

Přídavný materiál je používán ve formě pásy/drátu pro metodu 121 nebo drátu pro metodu 141 k navařování korozivzdorných vrstev, například na tlakovou nádobu reaktoru, hlavní cirkulační potrubí, aj.

Použit přídavný materiál Sv-07Ch25N13 tavby č. 29508, doložený Inspekčním certifikátem 3.2 ve smyslu EN 10204 č. 12.937.974. Přídavný materiál byl vyroben společností Ижорские сварочные материалы v Kolpinu (Ruská federace) a dodán v souladu s Nákupní specifikací č. RZPaTK/18/PAL/ETE/Sv-04Ch20N10G2B/074r01 [61], vycházející z požadavků TU 14-1-4591-89 a TU 14-1-3252-81, ve formě drátu o průměru 0,8 mm na cívkách pro orbitální navařování.

Pro návarový kov Sv-04Ch20N10G2B tavby č. 29508 je chemické složení v Tabulka 6-9. Údaje převzaty z Inspekčního certifikátu 3.2 ve smyslu EN 10204 č. 12.937.974.

Tabulka 6-9 Chem. složení návarového kovu Sv-04Ch20N10G2B tavby č. 29508

	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>S</b>	<b>P</b>	<b>Co</b>	<b>Cu</b>	<b>Nb</b>
<b>hm. %</b>	0,019	0,34	2,05	19,05	9,53	0,008	0,010	0,010	0,02	1,12

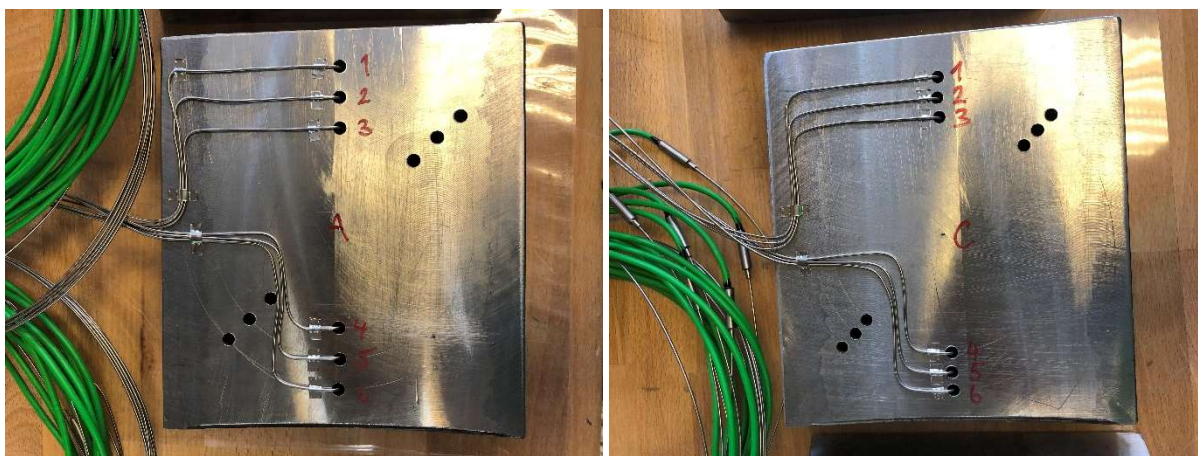
## 7 Příprava, provedení a vyhodnocení experimentální části I

Za účelem zjištění energetických charakteristik elektrického oblouku metody 141 pro následné numerické simulace metodou konečných prvků a za účelem získání znalosti teplotních poměrů (teplotních cyklů) v tepelně ovlivněné oblasti při navařování konkrétní oceli, byly provedeny experimentální návary na desky z oceli 10GN2MFA přidavným materiálem Sv-07Ch25N13.

V souladu se záměrem experimentálního programu byly z výsečí segmentu trubky bez vnitřního korozivzdorného návaru z oceli 10GN2MFA vyrobeny desky, kde byly z obou stran frézováním vyrobeny rovinné plochy. Jedna strana sloužila pro provedení návarů a druhá strana k výrobě vývrtů pro přivaření termočlánků.

Deska označená písmenem B byla navržena k provedení jednohousenkových návarů šesti různými kombinacemi navařovacích parametrů. Deska označená písmenem D byla připravena pro vícehousenkové návary, kde navařování bylo navrženo formou dvou různých kombinací navařovacích parametrů. Návarové housenky byly navrženy v půlkružnicích, kde pro každou kombinaci navařovacích parametrů byla vymezena jedna půlkružnice.

Před navařováním byl do všech desek pro každou kombinaci navařovacích parametrů vyroben jeden vývrt pro termočlánek. Vývrty o průměru 5 mm a hloubce, která představovala zbývající tloušťku materiálu ~2 mm (přesná hodnota byla stanovena z metalografického hodnocení makrostruktury), byly umístěny vždy po ~90° od uvažovaného počátku navařování a současně v ose návarové housenky. Do vývrtů byly přivařeny termočlánky, viz Obrázek 7-1. Vývrty neosazené termočlánky byly pouze rezervní.



Obrázek 7-1 Umístění termočlánků na deskách

### Navařovací zařízení

Pro zhotovení experimentálních návarů byla použita sestava zařízení od společnosti Polysoude S.A.S. (Francie). Sestava zařízení je určena pro orbitální navařování metodami 141 a 142 a skládá se ze sériově vyráběných, ale i speciálně navržených a vyrobených zařízení.

Součástí sestavy jsou následující zařízení:

- Navařovací zdroj P6 CW
- Speciálně navržená navařovací hlava MU IV 275 AVC/OSC Special
- Podavač drátu POLYFIL-3
- Záznamové zařízení pro záznam navařovacích parametrů (DAQbox)

Speciálně navržená navařovací hlava MU IV 275 AVC/OSC Special byla pro účely experimentu upravena tak, aby umožňovala navařování návarových housenek na rovinnou plochu, viz Obrázek 7-2.

### Měřicí zařízení a vybavení

Pro účely tohoto experimentálního programu bylo použito plášťových termočlánků typu K (NiCr-Ni) s pevně připojeným kompenzačním vedením, prodáváných pod obchodním označením MTC 11 od výrobce HTH8 s. r. o. Měřicí rozsah uvedených termočlánků je  $-40$  až  $+1150$  °C a jsou zařazeny do třídy přesnosti 1 dle EN 60584-1, tzn.  $\pm 1,5$  °C. Dalším vybavením bylo odporové teplotní čidlo s obchodním označením PT100 od výrobce Cyntec Co., Ltd. Měřicí rozsah 0 až  $+100$  °C s přesností 0,1 %. Jako měřicí ústředna bylo použito zařízení s obchodním označením EMS DV 803 od výrobce EMS Brno se záznamovou frekvencí 25 Hz.

### Navaření experimentálních návarů

Navařování bylo provedeno v poloze PA ve smyslu EN ISO 6947 za standardních dílenských podmínek, tedy při teplotě  $\sim 20$  °C. Při navařování byla dodržována teplota interpass 50 °C. Přídavný materiál byl použit ve formě drátu pro orbitální navařování o průměru 0,8 mm.

Na připravené desky byly provedeny návarové housenky v souladu s výše popsaným postupem, se současným shromažďováním a záznamem dat z termočlánků o teplotních cyklech. Na Obrázek 7-2 je průběh provádění navařování experimentálních návarů, zároveň jsou na Obrázek 7-3 desky B a C po dokončeném navařování.



Obrázek 7-2 Průběh navařování experimentálních návarů na deskách

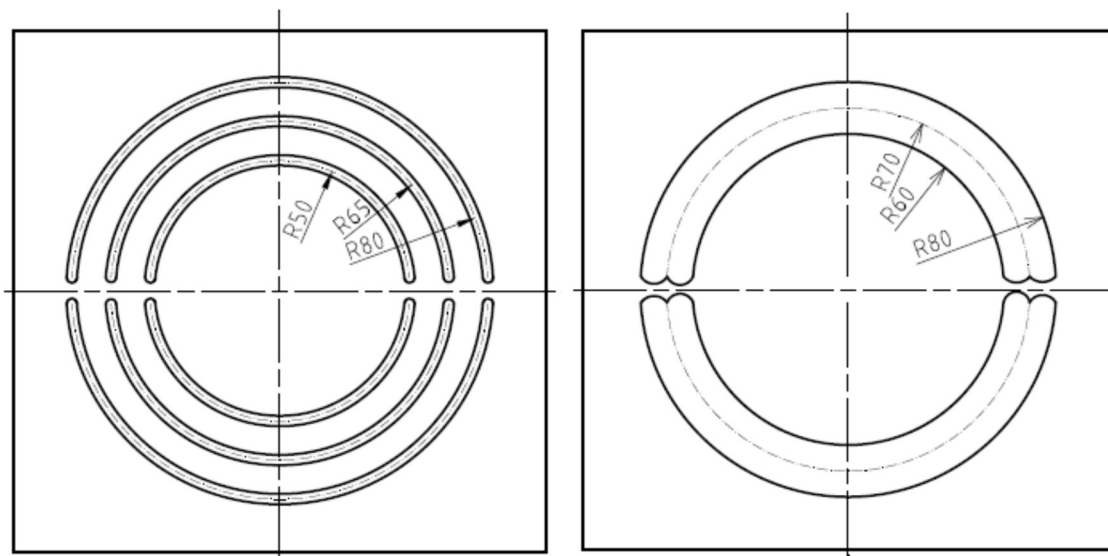




Obrázek 7-3 Dokončené navařování experimentálních návarů na deskách B a C

### Parametry navařování experimentálních návarů

Pro navařování jednotlivých desek a housenek experimentálních návarů byly použity parametry navařování uvedené v Tabulka 7-1 pro desku B. Doba trvání jednoho pulzu při pulzním navařování je  $I_h$ ,  $U_h$  – 100 ms a  $I_b$ ,  $U_b$  – 200 ms. Při navařování desky B byly poloměry navařování R80 (obvod 502,4 mm) pro B3 a B4; R65 (obvod – 408,2 mm) pro B2 a B5; R50 (obvod 314 mm) B1 a B6, viz Obrázek 7-4. Pro desku C je poloha návaru uvedena na Obrázek 7-4. Pro výpočet  $Q_{WP}$  byla použita Rovnice 5-1.



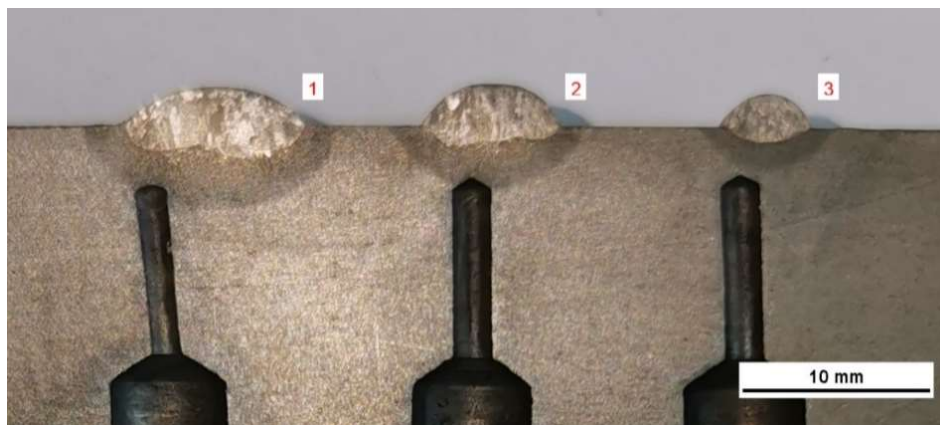
Obrázek 7-4 Umístění jednotlivých housenek návaru na desku B (vlevo) a C (vpravo) [62]

Tabulka 7-1 Deska B – Sv-07Ch25N13

Označení housenky	$I_h$	$I_b$	$I_a$	$U_h$	$U_b$	$U_a$	$v$	$Q_{WP}$	$v_w$
	[A]	[A]	[A]	[V]	[V]	[V]	[mm/min]	[J/mm]	[mm/min]
B1	254	134	174	11	8	9	46	1226	1400
B2	204	84	124	11,2	7,9	9	37	1086	1000
B3	165	45	85	10,4	7,5	8,5	31	839	410
B4	275	140	185	11,5	8,2	9,3	41	1511	1660
B5	184	64	104	10,8	7,4	8,5	39	816	710
B6	224	104	144	11,4	8,1	9,2	48	994	1200

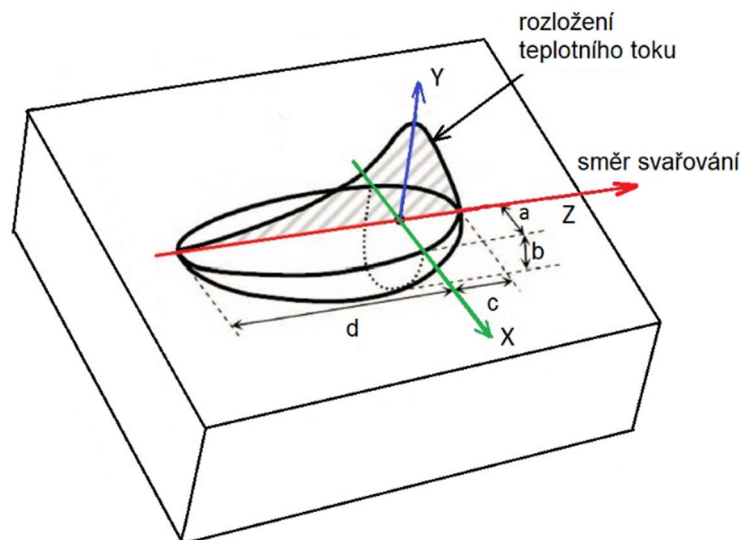
### Provedení a vyhodnocení metalografického hodnocení makrostruktury

Pro stanovení přesné pozice umístění termočlánků ve vztahu k návarovým housenkám bylo provedeno metalografické vyhodnocení v místě příčného řezu vývrty pro termočlánky, viz Obrázek 7-5. Na připravených vzorcích bylo provedeno měření přesné pozice ve vztahu k linii ztavení a tepelně ovlivněné oblasti.

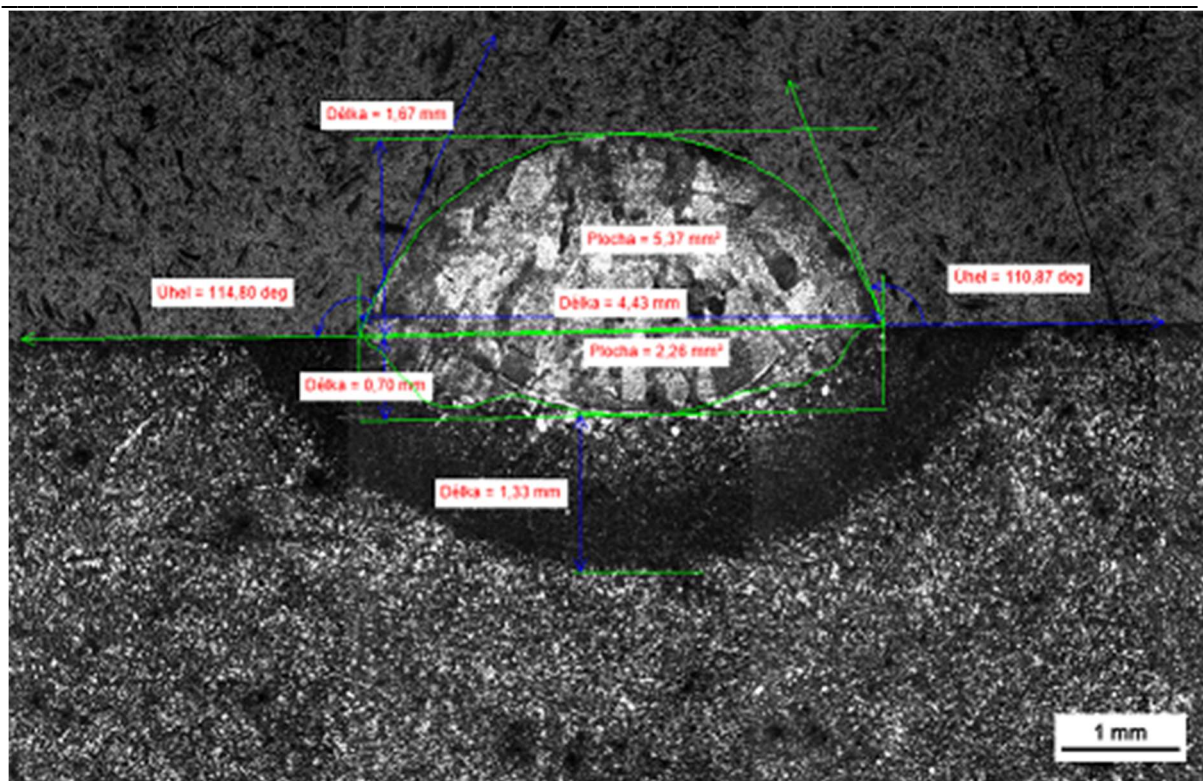


Obrázek 7-5 Pozice umístění termočlánků ve vztahu k návarovým housenkám [63]

Následně byly za účelem stanovení rozměrů tepelného zdroje typu dvojitý elipsoid Goldak, viz Obrázek 7-6, provedeny metalografické výbrusy příčných řezů navařenými návarovými housenkami. Na Obrázek 7-7 je fotografie metalografického výbrusu z desky B. Uvedené rozměry jsou klíčové pro správnou kalibraci tepelného zdroje a následně pro provedení numerických simulací metodou konečných prvků. Na základě hodnocení metalografického výbrusu jednotlivých housenek byly stanoveny rozměry tepelného zdroje uvedené v Tabulka 7-2 pro desku B.



Obrázek 7-6 Tepelný zdroj typu Goldak [63]



Obrázek 7-7 Návarová housenka B4 [63]

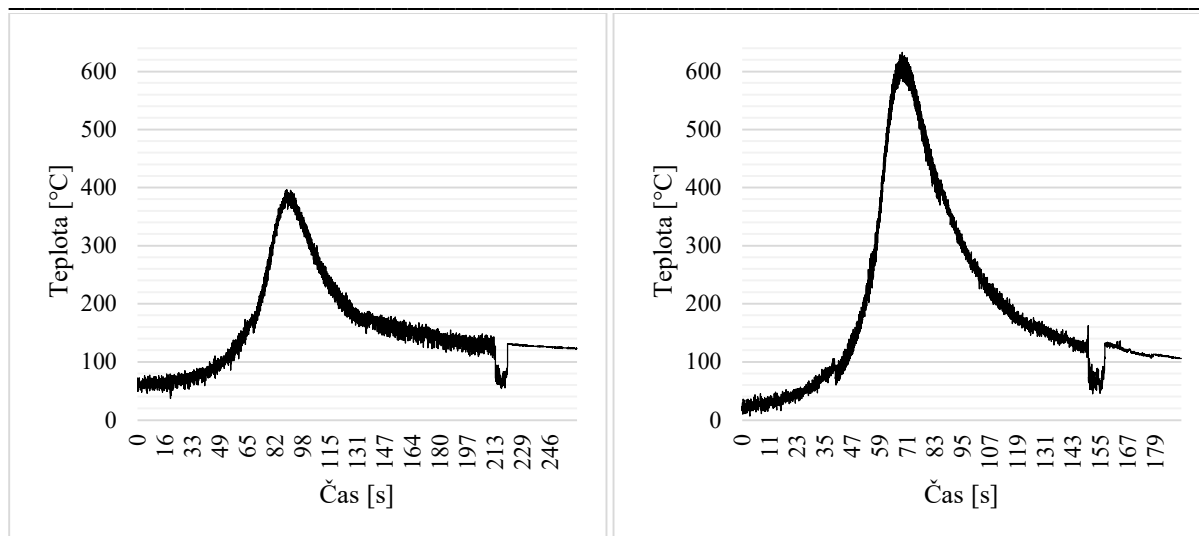
Tabulka 7-2 Deska B – Sv-07Ch25N13 [63]

Označení housenky	a [mm]	b [mm]	c [mm]	d [mm]
B1	4,470	1,82	4,57	15,23
B2	3,530	1,03	4,18	13,92
B3	2,215	0,70	3,65	12,15
B4	5,115	2,01	4,66	15,54
B5	2,690	0,74	3,81	12,69
B6	3,860	1,25	4,50	15,00

### Vyhodnocení měření teplotních cyklů

Z naměřených dat bylo provedeno vyhodnocení měření teplotních cyklů. Vzhledem ke skutečnosti, že se nepovedlo dostatečně kvalitně připevnit termočláanky do vývrtů a zároveň se polohu čel vývrtů nepodařilo umístit v kritických pásmech tepelně ovlivněné oblasti, nelze tyto výsledky plnohodnotně využít pro stanovení parametru  $t_{8/5}$ . Z uvedených důvodů nelze takto naměřené hodnoty v plném rozsahu využít pro kalibraci numerických simulací metodou konečných prvků. Nicméně naměřená data byla použita pro verifikaci průběhu teplotních cyklů v konkrétních pozicích, kde bylo prováděno měření teplotních cyklů. Verifikace byla provedena formou srovnání naměřených hodnot s predikcí získanou numerickou simulací metodou konečných prvků, a je blíže popsána v následující kapitole. Níže na Obrázek 7-8 lze pozorovat průběh experimentálního měření teplotních cyklů – závislost teploty na čase – na housenkách B2 a B4.



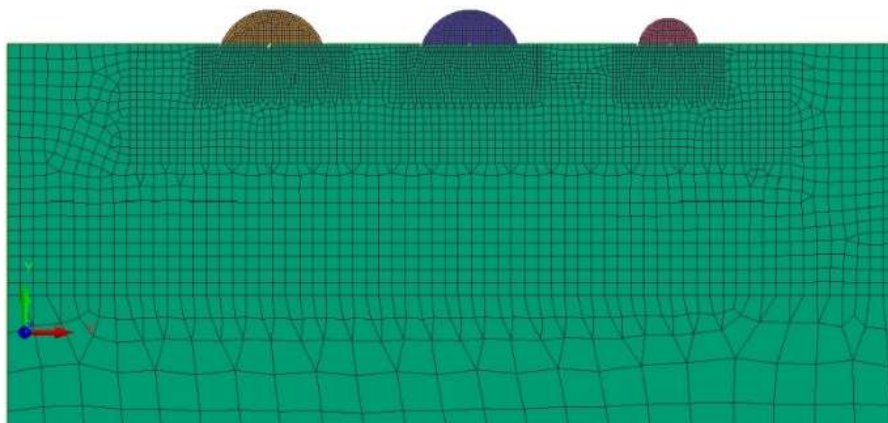


Obrázek 7-8 Průběh teplotního cyklu v oblasti termočlánku u housenky B2 (vlevo) a B4 (vpravo)

### Provedení numerické simulace metodou konečných prvků

Charakteristiky procesu navařování získané na základě předchozích kroků sloužily jako vstupní proměnné k provedení numerické simulace metodou konečných prvků.

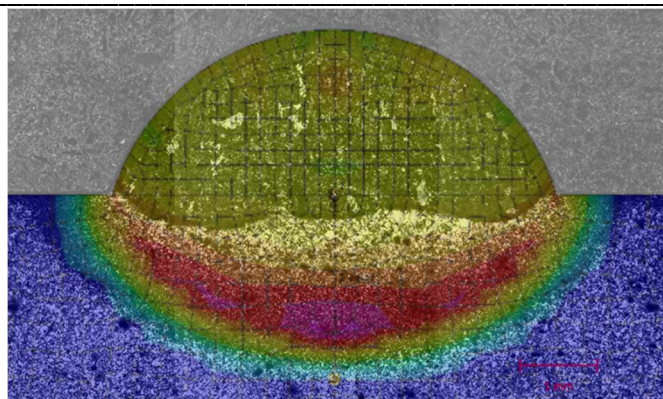
V první fázi byl vytvořen 3D model a následně byla provedena diskretizace 3D modelu sítí konečných prvků v programu ANSYS. Síť konečných prvků je tvořena elementy s kvadratickou bázovou funkcí, kde se ve většině případů jedná o elementy tvaru šestistěnnů a v přechodových oblastech o pětistěnnů a čtyřstěnnů. Směrem k oblasti zájmu, tzn. návarovým housenkám a jejich tepelně ovlivněným oblastem je síť zjemněna, viz Obrázek 7-9.



Obrázek 7-9 Detail podhousenkové oblasti po diskretizaci sítí konečných prvků na desce B

Další fází byl výpočet. Na Obrázek 7-10 lze pozorovat na housence B5 porovnání predikce fázových transformací v tepelně ovlivněné oblasti se skutečností získanou metalografickým výbrusem příčného řezu navařenou návarovou housenkou na fotografii z hodnocení makrostruktury. Z porovnání v Tabulka 7-3 je patrný vysoký stupeň korelace, kde rozdíl mezi predikcí a skutečností je v řádu jednotek desetin milimetrů, tedy prakticky nulový. Zaznamenané odchylky jsou velmi malé a lze je přisuzovat zobecňování vstupů do numerických simulací metodou konečných prvků, které je s numerickými simulacemi vždy spojeno. Tabulka 7-3 uvádí rozměry vzdáleností dvou bodů, a to roviny základního materiálu a hranice tepelně ovlivněné oblasti v ose návarové housenky, které byly stanoveny měřením z fotografiie hodnocení makrostruktury a odečtem z predikce numerických simulací.



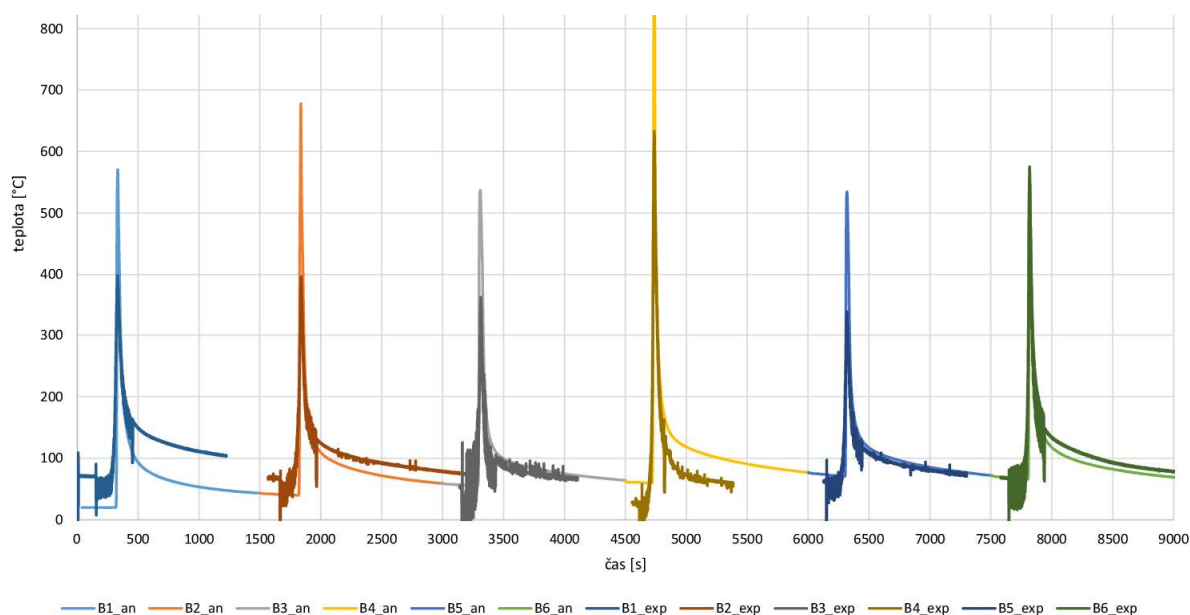


Obrázek 7-10 Numerická simulace vs fotografie makrostruktury návarové housenky B5

Tabulka 7-3 Vzdálenost roviny základního materiálu a hranice TOO v ose housenky [63]

Označení housenky	[mm]	
	Experimentální návary	Numerická simulace
B1	4,3	4,2
B2	3,3	3,3
B3	2,0	2,0
B4	4,6	4,5
B5	2,6	2,6
B6	3,6	3,6

V poslední fázi byla provedena verifikace predikce získané numerickou simulací metodou konečných prvků formou porovnání s experimentálně naměřenými daty. Na Obrázek 7-11 je zaznamenán průběh teplot v závislosti na čase po prvním stupni výpočtu v porovnání s naměřenými daty pro příslušné návarové housenky na desce B. I přes skutečnost, že se nepodařilo naměřit data z nejkritičtějších pásem tepelně ovlivněné oblasti, lze pozorovat, že charakter a průběh teplotního pole je totožný s experimentálně naměřenými daty.



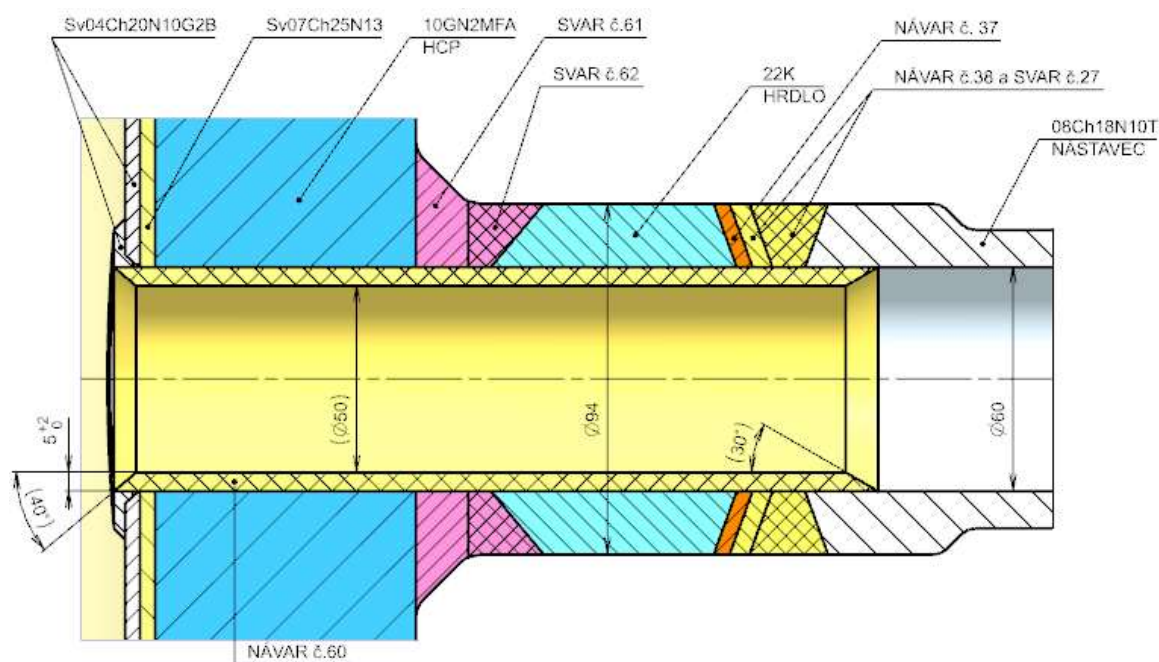
Obrázek 7-11 Porovnání první iterace výpočtu s měřením teplotních cyklů pro desku B [63]

---

Získané výsledky potvrzují úspěšné provedení kalibrace numerických simulací metodou konečných prvků. Výsledky poskytují důležitý předpoklad, že následně provedené numerické simulace na zkušebním svarovém spoji poskytnou dostatečně reprezentativní výsledky, kde bude možné očekávat vysokou úroveň shody predikce a skutečnosti. Znalost uvedených okrajových podmínek a provedená kalibrace rovněž umožňují optimalizaci parametrů navařování již ve fázi návrhu procesu navařování. Tzn. predikovat vliv změn parametrů navařování v postupu navařování na vlastnosti tepelně ovlivněné oblasti návaru pro zajištění požadovaných vlastností.

## 8 Příprava, provedení a vyhodnocení experimentální části II

Návrh a příprava zkušebního svarového spoje vychází z návrhu nového konstrukčního provedení nátrubku odběru měření tlaku na hlavním cirkulačním potrubí jaderné elektrárny Temelín. Pro účely této experimentální části byl využit zkušební svarový spoj, který sloužil pro kvalifikaci postupu svařování ve smyslu EN ISO 15613, resp. EN ISO 15614-1 a EN ISO 15614-7, a jako Kontrolní svarový spoj ve smyslu NTD A.S.I. Sekce I, verze 2020. Na Obrázek 8-1 je uveden schematický sestavný výkres zkušebního svarového spoje. Z pohledu experimentální části II je předmětem zájmu návar č. 60. Provedení zkušebního svarového spoje předcházela řada činností, které jsou chronologicky popsány v následujících kapitolách.



Obrázek 8-1 Sestava zkušebního svarového spoje (přepřacováno) [64]

### Navařovací zařízení

Pro provedení technologické přípravy a navaření zkušebního svarového spoje byla použita sestava zařízení od společnosti Polysoude S.A.S (Francie). Sestava zařízení určená pro orbitální navařování metodami 141 a 142 se skládá ze sériově vyráběných, ale i speciálně navržených a vyrobených zařízení. Součástí sestavy jsou následující zařízení:

- Navařovací zdroj P6 CW
- Speciálně navržená navařovací hlava 20/160 S se dvěma navařovacími hořáky a integrovaným podavačem drátu
- Záznamové zařízení pro záznam navařovacích parametrů (DAQbox)

### 8.1 Technologická příprava před navařením zkušebního svarového spoje

Při přípravě výše popsané výměny nátrubku odběru měření tlaku na hlavním cirkulačním potrubí byla řešena řada technologických výzev:

- Studené spoje v kořenové oblasti heterogenního svarového spoje č. 27.
- Pórovitost svarového kovu návaru č. 61, navařeného přidavným materiálem Sv-08G2S.
- Trhliny v návarovém kovu první vrstvy návaru č. 60, navařeného přidavným materiálem Sv-07Ch25N13.

V rámci radiografických kontrol svarového spoje č. 27 byly v kořenové oblasti identifikovány vady 401 ve smyslu EN ISO 6520-1, viz Obrázek 8-2. Jedná se o vady typu studený spoj, které jsou typické pro svarové spoje zhotovované orbitálním svařováním metodou 141. Tento typ vady byl následně potvrzen na úkosu ze strany oceli 08Ch18N10T provedením hodnocení makrostruktury na příčném řezu svarovým spojem. Vzhledem k faktu, že se jednalo o systematický vznik této vady v procesu orbitálního svařování, byla na základě uvedeného zjištění provedena optimalizace technologického postupu formou úpravy parametrů svařování.



Obrázek 8-2 Vada typu studený spoj ve svarovém spoji č. 27

Pro navařování návaru č. 61 byl použit přídatný materiál Sv-08G2S (tavba č. 494830) ve formě drátu o průměru 0,8 mm. Po provedení hodnocení makrostruktury návaru zhotoveného uvedeným přídatným materiálem byl zjištěn problém s pórovitostí navařeného návarového kovu, viz Obrázek 8-3. I přes opakované provedení několika vzájemně nezávislých korektivních opatření (například mechanické čištění povrchu drátu, chemické čištění povrchu drátu v ultrazvukové pračce, mezioperační broušení povrchu navařených návarových housenek, aj.) se nepodařilo pórovitost odstranit, případně minimalizovat na přijatelnou mez. Provedená rozsáhlá analýza příčin nepomohla k identifikaci zjevné příčiny vzniku pórovitosti, a proto bylo s ohledem na nedostupnost nového přídatného materiálu stejné jakosti rozhodnuto o změně značky přídatného materiálu na Böhler EMK 6 (EN ISO 14341-A – G 42 4 M21 3Si1). Pravděpodobná příčina pórovitosti vychází z přídatného materiálu (drátu) a je metalurgického charakteru, navzdory skutečnosti, že přídatný materiál odpovídá všem technickým požadavkům uvedeným ve specifikaci. Fakt, že se nejedná o příčinu technologického charakteru potvrzují výsledky řady experimentů, které byly provedeny za stejných podmínek navařování jak s přídatným materiálem Sv-08G2S, tak i Böhler EMK 6. Vzhledem ke skutečnosti, že přídatný materiál Böhler EMK 6 je schválenou náhradou přídatného materiálu Sv-08GS ve smyslu NTD A.S.I. Sekce I, nebyla tato problematika dále řešena.



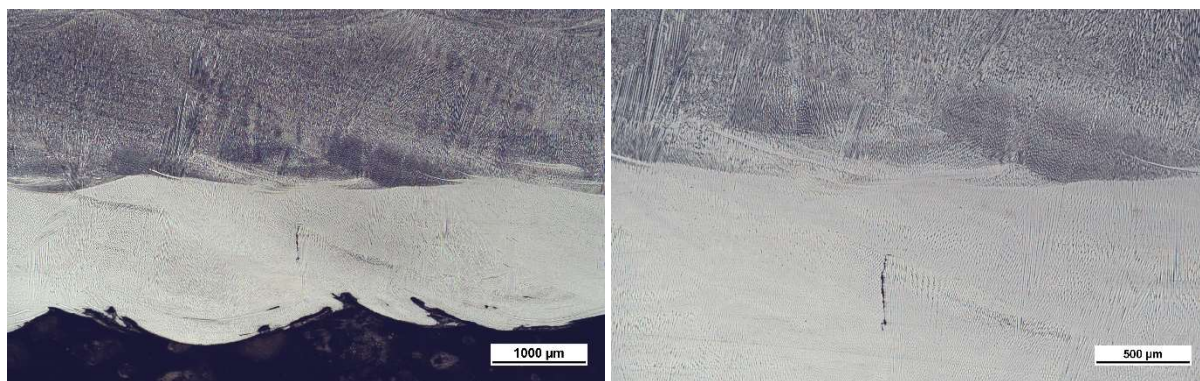
Obrázek 8-3 Pórovitost v návaru přídatným materiálem Sv-08G2S



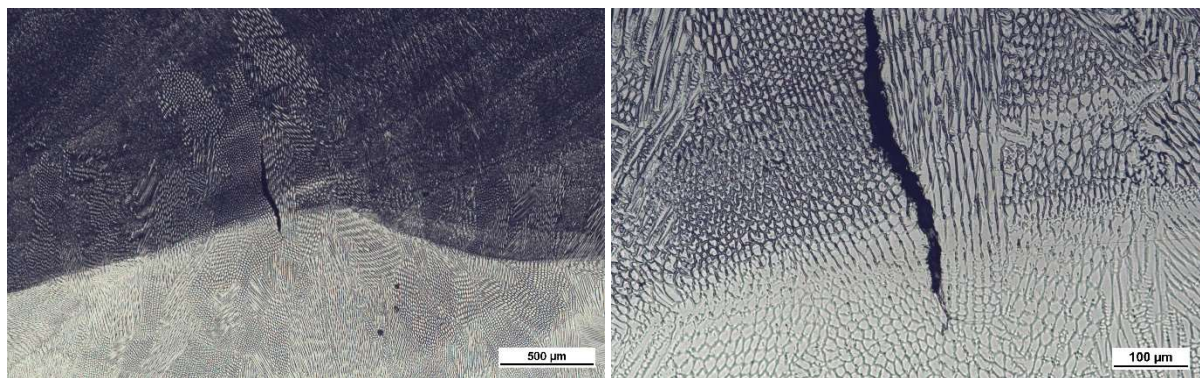
Po svaření celé sestavy bylo při hodnocení makrostruktury a mikrostruktury zjištěno na rozhraní první a druhé vrstvy návaru č. 60 četné množství trhlin, viz Obrázek 8-4. Trhliny byly rozmístěny pouze v úseku návaru na ocel 10GN2MFA a 22K. Úsek oceli 08Ch18N10T byl prostý těchto trhlin. Na základě popsaného zjištění byla zřejmá souvislost mezi vznikem trhlin a fázovým složením oceli základního materiálu. Při bližším zkoumání bylo zjištěno, že se jedná o horké trhliny. Horké trhliny byly často lokalizovány na rozhraní první a druhé vrstvy návaru a ojediněle se objevovaly v první vrstvě návaru přídavným materiálem Sv-07Ch25N13. Mikrostrukturně vykazovala druhá vrstva návaru podíl delta feritu ve srovnání s první vrstvou návaru, která přítomnost delta feritu nevykazovala. Trhliny na rozhraní první a druhé vrstvy návaru se nacházely na hranici přechodu z mikrostruktury bez feritické fáze do mikrostruktury s feritickou fází, viz Obrázek 8-5 a Obrázek 8-6. Obrázek 8-7 ukazuje měnící se morfologii delta feritu a jeho podíl v mikrostruktuře návarového kovu návaru ve směru tloušťky návaru s rostoucím počtem vrstev. První vrstva návaru nevykazuje přítomnost delta feritu, naopak v poslední, páté, vrstvě návaru je podíl delta feritu nejvyšší. Úzká souvislost mezi fázovým složením základního materiálu a způsobem krystalizace návarového kovu návaru je zřejmá i z výsledků hodnocení mikrostruktury v úseku návaru na ocel 08Ch18N10T, kde se podíl delta feritu objevuje již v první vrstvě návaru. Stejný způsob krystalizace je patrný i v oblasti návaru na návarový kov zhotovený přídavným materiálem Sv-10Ch16N25AM6. V místě kontaktu první návarové housenky návaru s ocelí 22K dochází ke změně způsobu krystalizace na austenitickou, prostou delta feritu, viz Obrázek 8-8.



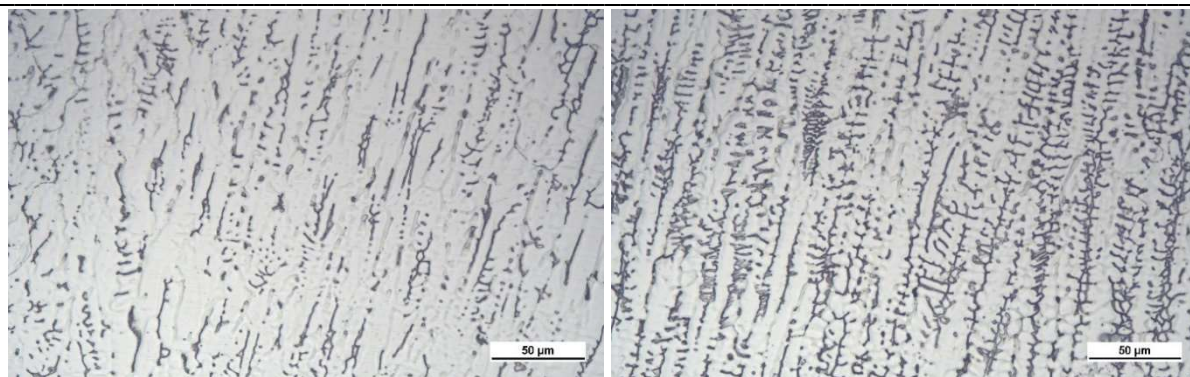
Obrázek 8-4 Trhliny v první vrstvě návaru č. 60 přídavným materiálem Sv-07Ch25N13



Obrázek 8-5 Trhliny v první vrstvě návaru č. 60 přídavným materiálem Sv-07Ch25N13



Obrázek 8-6 Trhliny na rozhraní první a druhé vrstvy návaru č. 60 přídavným materiálem Sv-07Ch25N13



Obrázek 8-7 Morfologie delta feritu ve druhé (vlevo) a čtvrté (vpravo) vrstvě návaru č. 60



Obrázek 8-8 Oblast heterogenního svarového spoje oceli 08Ch18N10T (vlevo) a 22K (vpravo) s návarem č. 60 ve spodní části

## 8.2 Řešení problematiky trhlin v návarovém kovu návaru č. 60

Nejobtížnější ze tří výše popsaných technologických výzev, z pohledu jejich řešení, byla přítomnost trhlin v návarovém kovu návaru č. 60. Za účelem zjištění primární příčiny, pochopení mechanismu vzniku trhlin a jejich potlačení byl zahájen rozsáhlý program technologických zkoušek. Pro vyloučení vlivu přídavného materiálu na vznik trhlin byly do programu technologických zkoušek kromě přídavného materiálu Sv-07Ch25N13 zařazeny další tři značky přídavných materiálů, které jsou svým chemickým složením a vlastnostmi podobné přídavnému materiálu Sv-07Ch25N13. Jednalo se o Böhler AWS ER 309 LSi (EN ISO 14343-A – G 23 12 L Si), ESAB OK Autrod 309LSi (EN ISO 14343-A – G 23 12 L Si) a Oerlikon INERTFIL 309LSi (EN ISO 14343-A – G 23 12 L Si). Jako základní materiál byla použita soustružená tělesa z nízkolegované oceli S355JR typu dutá tyč o vnitřním průměru 75 mm, tloušťce stěny 20 mm a délce 250 mm. Předmětem technologických zkoušek bylo ověření vlastností návarů, z tohoto důvodu byl použit dostupný základní materiál s podobnou mikrostrukturou jako základní materiály použité pro zkušební svarový spoj.

### Navařování těles H0 až H14

Na základě výše uvedeného byla postupně navařena tělesa H0 až H14. Při jejich navařování byly v závislosti na dosahovaných výsledcích měněny podmínky a parametry navařování včetně volby vhodných přídavných materiálů. Těleso H0 bylo navařeno v plné délce tělesa pěti vrstvami návaru. Na tělese H1 byl proveden jednovrstvý návar v plné délce tělesa. Tělesa H2 až H13 byla navařena v režimu: první vrstva návaru v plné délce tělesa a každá další vrstva kratší o jednu délku navařovaného úseku bez přerušení. Účelem tohoto postupu bylo umožnění následné analýzy vlivu jednotlivých vrstev návaru na vlastnosti návaru a tepelně ovlivněné oblasti první vrstvy návaru.



Teplota interpass byla měřena vždy před zahájením navařování dalšího úseku bez přerušení. Specifikace podmínek a parametrů navařování je uvedena v Tabulka 8-1, včetně výsledků z pohledu přítomnosti trhlin v návaru.

Tabulka 8-1 Podmínky navařování a výsledky technologických zkoušek

Těleso	Přídavný materiál*	Navařování v prizmatu (P) / ocelové kostce (K)	Horní hodnota navařovacího proudu první vrstvy [A]**	Horní hodnota navařovacího proudu od druhé vrstvy [A]**	Předehřev pro první vrstvu [°C]	Interpass [°C]	Délka navařovaného úseku bez přerušení [mm]	Rozteč mezi houseskami [mm]	Přítomnost delta feritu od vrstvy***	Přítomnost trhlin
H0	1	P	170	170	100	100	80	3	1	Velmi malé a ojedinělé trhliny.
H1	2	P	170	170	100	100	80	3	-	Viditelné trhliny na povrchu již v průběhu navařování.
H2	3	K	150	150	-	50	80	3	-	Trhliny v první vrstvě návaru.
H6	3	K	140	140	-	50	80	3	-	Trhliny v první vrstvě návaru.
H7	3	K	125	170	-	50	40	3	2	Bez trhlin.
H8	3	K	125	150	-	50	40	3	2	Bez trhlin.
H9	2	K	125	150	-	50	40	3	3	Ojedinělé horké trhliny v druhé vrstvě.
H10	4	K	125	150	-	50	40	3	3	Ojedinělé trhliny v druhé vrstvě a na rozhraní první vrstvy.

H11	4	K	125	170	-	50	40	3	2	Ojedinéle trhliny v první vrstvě.
H12	4	K	125	125	-	50	střídavě 6 a 13 housenek	3	Není přítomen ve vrstvě 1-3	Bez trhlín
H13	4/5	K	125	125	-	50	5 housenek	2,5	3	Ojedinéle trhliny v druhé a třetí vrstvě.
H14A	4/5	K	125	125	-	50	5 housenek	2,3	3	Jedna trhlina.
H14B	3/5	K	125	125	-	50	5 housenek	2,3	2	Bez trhlín

\* ESAB OK Autrod 309LSi (1), Sv-07Ch25N13 průměr 0,8 mm (2), Böhler AWS ER 309 LSi (3), Oerlikon INERTFIL 309LSi (4), Sv-04Ch20N10G2B (5)

\*\* V rámci Tabulka 8-1 byly použity horní hodnoty navařovacích proudů. Pro doplnění je v Tabulka 8-2 uveden kompletní přehled hlavních parametrů navařování. Doba trvání jednoho pulzu při pulzním navařování je  $I_h$ ,  $U_h$  – 100 ms a  $I_b$ ,  $U_b$  – 100 ms. Pro výpočet  $Q_{WP}$  byla použita Rovnice 5-1.

\*\*\* Nebylo provedeno hodnocení přítomnosti delta feritu (-)

Tabulka 8-2 Kompletní přehled hlavních parametrů navařování

$I_h$	$I_b$	$I_a$	$U_h$	$U_b$	$U_a$	$v$	$Q_{WP}$	$v_w$
[A]	[A]	[A]	[V]	[V]	[V]	[mm/min]	[J/mm]	[mm/min]
170	140	155	11	9	10	150	372	1100 – 1500
150	120	135	11	9	10	150	324	
140	110	125	11	9	10	150	300	
125	95	110	11	9	10	150	264	

Navařování těles H0 a H1 bylo prováděno v prizmatu. S ohledem na vysoké přehřívání takto navařovaných těles, kdy teplota na povrchu dosahovala hodnot až 400 °C, byla další navařovaná tělesa vsazena do ocelové kostky. Účelem ocelové kostky bylo zvýšení odvodu tepla z tělesa, a tím i snížení celkové teploty svařence. Zároveň tyto podmínky o něco více reprezentují skutečné podmínky, které budou při realizaci na jaderné elektrárně. V případě tělesa H0 a H1 bylo použito předeřevu pro zhotovení první vrstvy návaru. Předeřev byl 100 °C. Pro druhou a další vrstvy byla teplota interpass 100 °C. Ačkoliv byla tělesa H2 a H6 umístěna do ocelové kostky, tak v případě vyčnívajících částí tělesa z ocelové kostky docházelo k přehřívání těchto částí. Přehřívání bylo následně, kromě změny parametrů navařování, částečně eliminováno zkrácením délky navařovaného úseku bez přerušení z 80 mm na 40 mm. U tělesa H13 byla první vrstva navařena přídavným materiálem Oerlikon INERTFIL 309LSi a zbývající vrstvy přídavným materiálem Sv-04Ch20N10G2B. Navařování tělesa H14 bylo rozděleno na dvě poloviny délky návaru. První polovina návaru byla navařena kombinací Oerlikon INERTFIL 309LSi (první tři vrstvy) a Sv-04Ch20N10G2B (zbývající vrstvy), druhá polovina byla navařena kombinací Böhler AWS ER 309LSi (první tři vrstvy) a Sv-04Ch20N10G2B (zbývající vrstvy).



### 8.2.1 Výsledky navařování těles H0 až H14

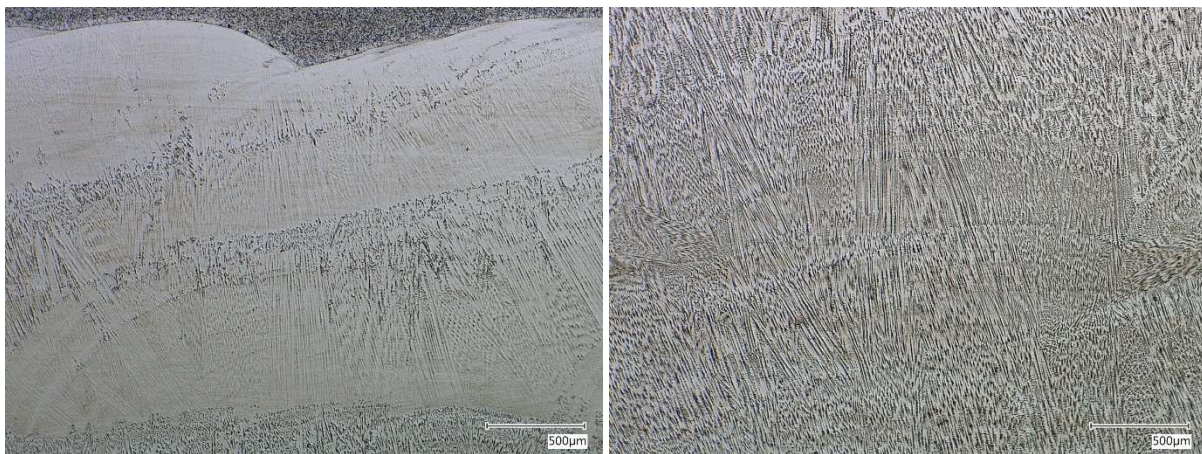
Souhrnné podrobné výsledky z navařování těles H0 až H14 jsou uvedeny níže. Zároveň je v souvislostech popsán vliv jednotlivých proměnných na genezi trhlin v návarovém kovu návaru.

#### Výsledky navařování těles H0 a H1

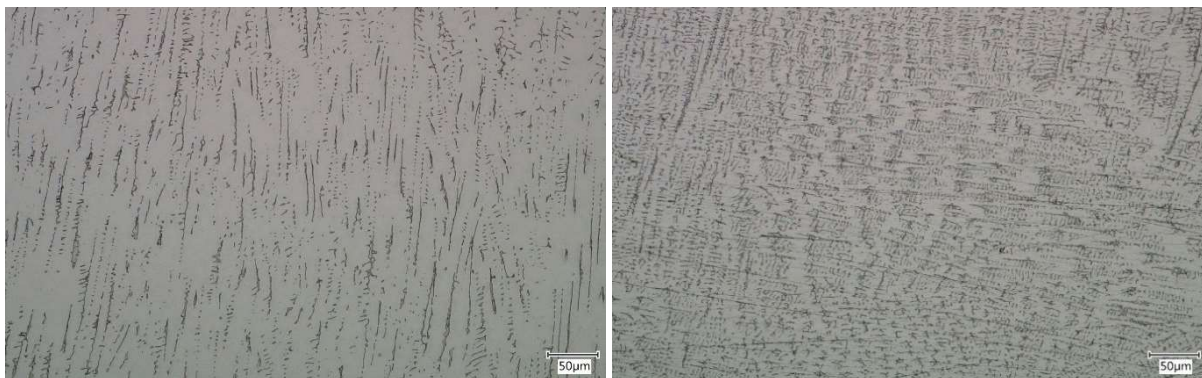
Z technologického hlediska poskytuje návar přídavným materiálem ESAB OK Autrod 309LSi rovnoměrný celistvý návarový kov bez výrazných makroskopických defektů, viz spodní část Obrázek 8-9. Linie ztavení vykazuje pravidelnou skladbu návarových housenek bez ostrých přechodů mezi jednotlivými návarovými housenkami. Z Obrázek 8-10 je patrné místní vyloučení feritické fáze již v první vrstvě návaru. Podíl delta feritu v jednotlivých vrstvách návaru roste ve směru zvyšující se tloušťky návaru. Morfologie delta je viditelná na Obrázek 8-11. Vysoký podíl delta feritu v návarovém kovu návaru se projevuje až od třetí vrstvy.



Obrázek 8-9 Návar přídavným materiálem ESAB OK Autrod 309LSi (dole) na tělese H0



Obrázek 8-10 1. vrstva návaru přídavným materiálem ESAB OK Autrod 309LSi (vlevo) a 2. vrstva (vpravo)



Obrázek 8-11 Morfologie delta feritu ve 2. vrstvě návaru (vlevo) a ve 3. vrstvě (vpravo)

Výsledky technologických zkoušek na tělesech H0 a H1 ukázaly, že při zachování původních podmínek a parametrů navařování dochází ke vzniku horkých trhlin. Z výsledků je zřejmé, že z pohledu četnosti horkých trhlin a období jejich vzniku je značný rozdíl mezi tělesy H0 a H1, které byly navařeny za stejných podmínek. Těleso H0 zhotovené přídatným materiálem ESAB OK Autrod 309LSi obsahovalo velmi malé a ojedinělé trhliny v první vrstvě návaru, na rozdíl od tělesa H1 zhotoveného přídatným materiálem Sv-07Ch25N13, kdy se trhliny objevovaly již v průběhu navařování na povrchu první vrstvy návaru, viz Obrázek 8-12. Už po navaření těles H0 a H1 jsou patrné rozdíly v materiálových vlastnostech návarových kovů jednotlivých přídatných materiálů.



Obrázek 8-12 Horké trhliny na povrchu 1. vrstvy návaru na tělese H1

Na základě výsledků těles H0 a H1 byly optimalizovány podmínky a parametry navařování. Pro zvýšení odvodu tepla při navařování bylo těleso vsazeno do ocelové kostky a zároveň byl odstraněn predehřev. Došlo ke snížení parametrů navařování, kdy byla horní hodnota navařovacího proudu snížena ze 170 A až na 140 A. I přes uvedená opatření docházelo během navařování u těles H2 a H6 ke značnému přehřívání části tělesa vyčnívající z ocelové kostky. Tělesa H2 a H6 byla navařena přídatným materiálem Böhler AWS ER 309LSi. Při následném hodnocení makrostruktury byly, stejně jako v předchozích případech, potvrzeny trhliny v první vrstvě návaru. Z tohoto důvodu bylo navařeno další těleso s označením H7.

#### **Výsledky navařování těles H7 a H8**

Za účelem ještě většího snížení teploty tělesa byly sníženy parametry navařování pro první vrstvu na hodnotu navařovacího proudu 125 A a pro druhou vrstvu byla horní hodnota proudu 170 A. Dále byla zkrácena délka navařovaného úseku bez přerušení z 80 mm na 40 mm a mezi jednotlivými úseky byla dodržována teplota interpass 50 °C. Použitým přídatným materiálem byl Böhler AWS ER 309LSi, stejně jako pro těleso H8. U obou těles se nepotvrdila přítomnost trhlin. Jediným rozdílem v procesu navařování u tělesa H8 bylo ve srovnání s tělesem H7 snížení horní hodnoty navařovacího proudu u druhé vrstvy na hodnotu 150 A. Návar na tělese H7 je na Obrázek 8-13.

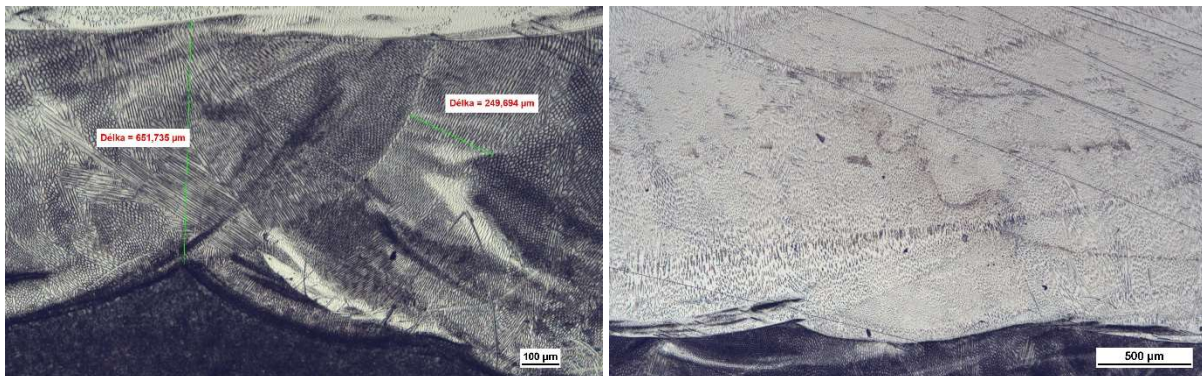




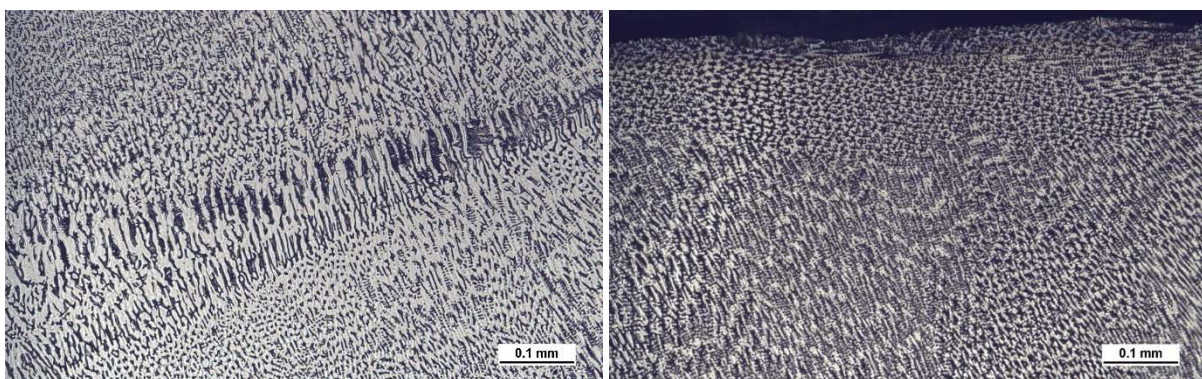
Obrázek 8-13 První tři vrstvy návaru na těleso H7

Návary na tělesech H7 a H8 vykazují přítomnost delta feritu od rozhraní první a druhé vrstvy návaru, viz Obrázek 8-14, Obrázek 8-16 a Obrázek 8-17. V případě první vrstvy návaru je způsob krystalizace primárně austenitický, tedy bez podílu delta feritu. Obrázek 8-15 ukazuje proměnlivou morfologii delta feritu ve třetí vrstvě návaru na tělese H7 od globulární až po mezidendritickou. Stejný stav je vidět na Obrázek 8-18 i u tělesa H8.

Výsledky hodnocení makrostruktury a mikrostruktury těles H7 a H8 ukazují, že návary zhotovené přídavným materiálem Böehler AWS ER 309 LSi poskytují celistvý návarový kov bez trhlin ve všech vrstvách. Zároveň lze konstatovat, že v tomto konkrétním případě se neprojevuje ani vliv rozdílných parametrů navařování druhé vrstvy návaru na citlivost ke vzniku trhlin.

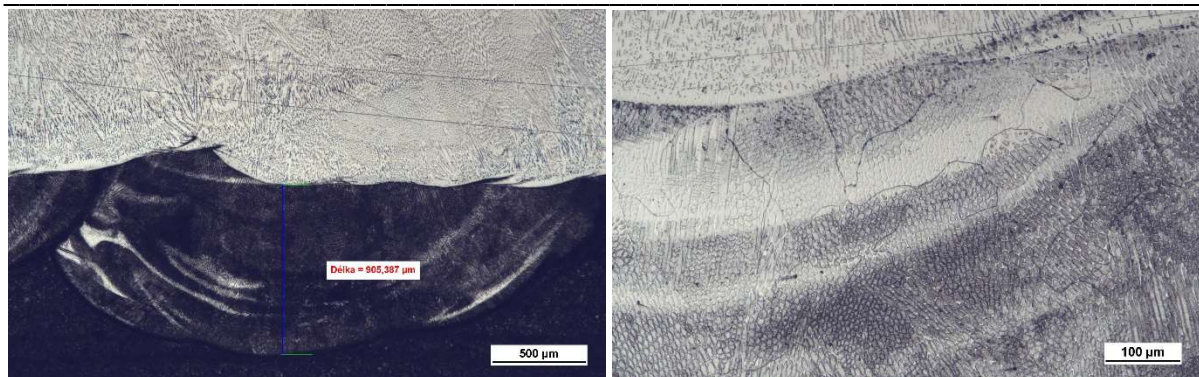


Obrázek 8-14 1. vrstva návaru (vlevo) a 2. vrstva (vpravo) na tělese H7

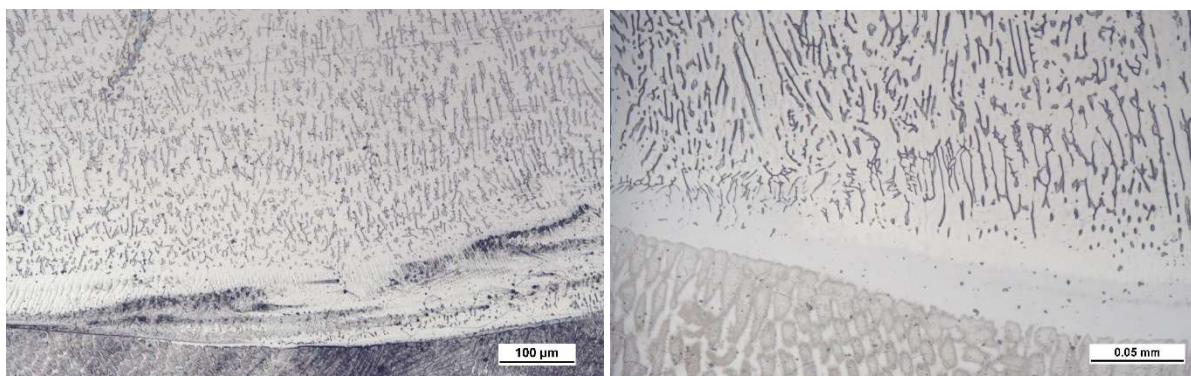


Obrázek 8-15 Morfologie delta feritu 2. vrstvy návaru (vlevo) a 3. vrstvy (vpravo) na tělese H7

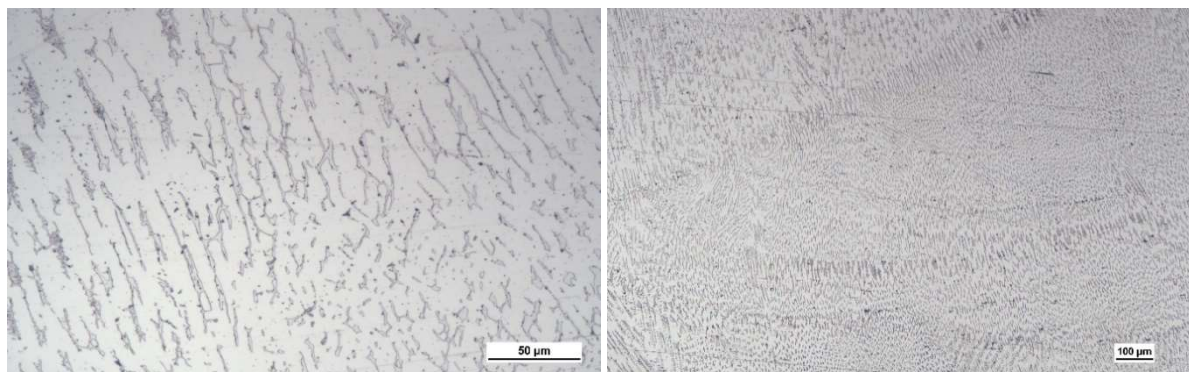




Obrázek 8-16 1. a 2. vrstva návaru (vlevo) a 1. vrstva (vpravo) na tělese H8



Obrázek 8-17 2. vrstva návaru (vlevo) a morfologie delta feritu na přechodu 1. a 2. vrstvy (vpravo) na tělese H8



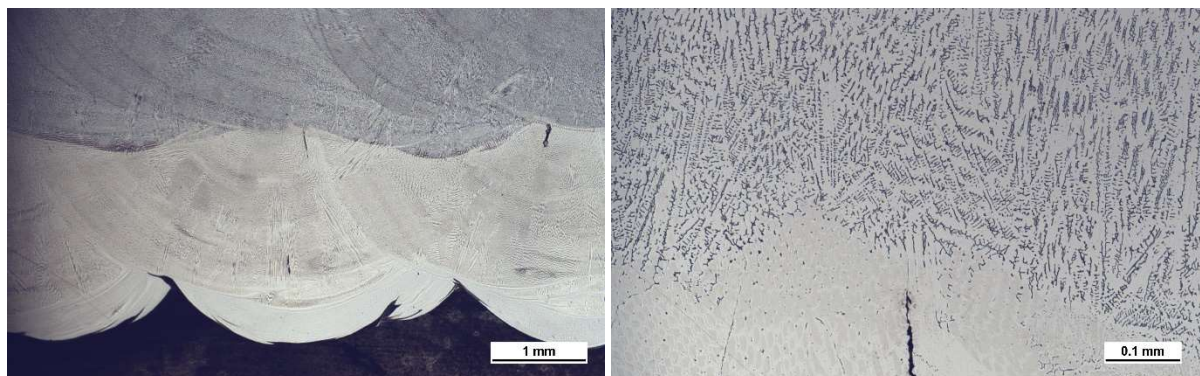
Obrázek 8-18 Morfologie delta feritu na rozhraní 2. a 3. vrstvy návaru (vlevo) a 3. vrstvy (vpravo) na tělese H8

### Výsledky navařování tělesa H9

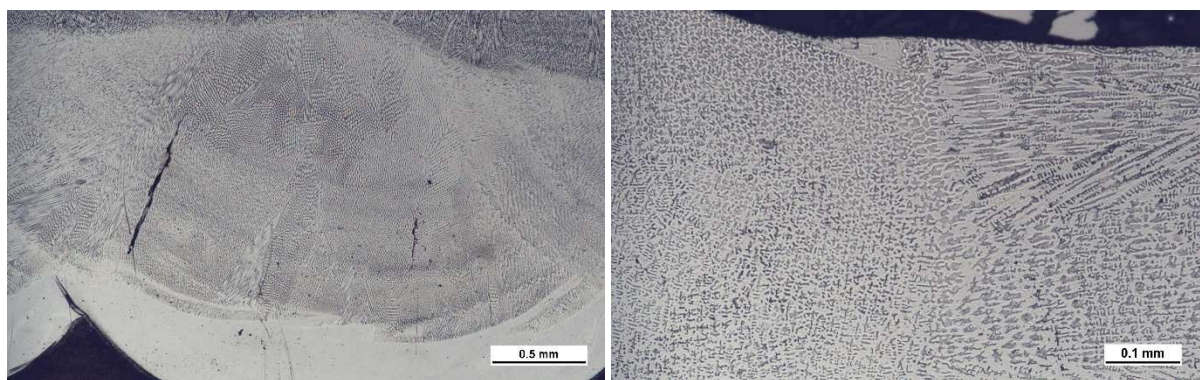
S ohledem na vyhovující výsledky těles H7 a H8 bylo navařeno těleso H9 za stejných podmínek jako těleso H8, ale místo přídavného materiálu Böehler AWS ER 309LSi byl použit přídavný materiál Sv-07Ch25N13. Těleso H9 vykazovalo ojedinělé horké trhliny ve druhé vrstvě, viz Obrázek 8-20. Trhliny ve druhé vrstvě návaru byly situovány do dvou oblastí, a to do blízkosti linie ztavení první a druhé vrstvy, a do blízkosti linie ztavení druhé a třetí vrstvy. Z pohledu přednostních způsobů krystalizace je z Obrázek 8-19 patrné, že v případě první a druhé vrstvy návaru docházelo k primární krystalizaci austenitu. Zde je patrný rozdíl ve způsobu krystalizace druhé vrstvy ve srovnání s krystalizací návarového kovu získaného navařováním přídavného materiálu Böehler AWS ER 309 LSi. U první a druhé vrstvy návaru není přítomnost delta feritu pozorována. Vzhledem ke stejným podmínkám a parametrům navařování těles H8 a H9 lze konstatovat, že je tato skutečnost způsobena metalurgickými vlastnostmi přídavného materiálu Sv-07Ch25N13. Současně v porovnání



s ověřovacím tělesem došlo k posunutí výskytu trhlin z rozhraní první a druhé vrstvy návaru přednostně do druhé vrstvy návaru. Pokud porovnáme oba návary z pohledu přítomnosti delta feritu, je zásadním rozdílem mezi oběma návary výskyt delta feritu ve druhé vrstvě návaru u ověřovacího tělesa. Lze tedy usuzovat, že kromě vlivu metalurgického charakteru přídavného materiálu Sv-07Ch25N13 ovlivňují způsob krystalizace podmínky a parametry navařování.



Obrázek 8-19 První tři vrstvy návaru na těleso H9 (vlevo) s detailem trhliny na rozhraní 2. a 3. vrstvy (vpravo)



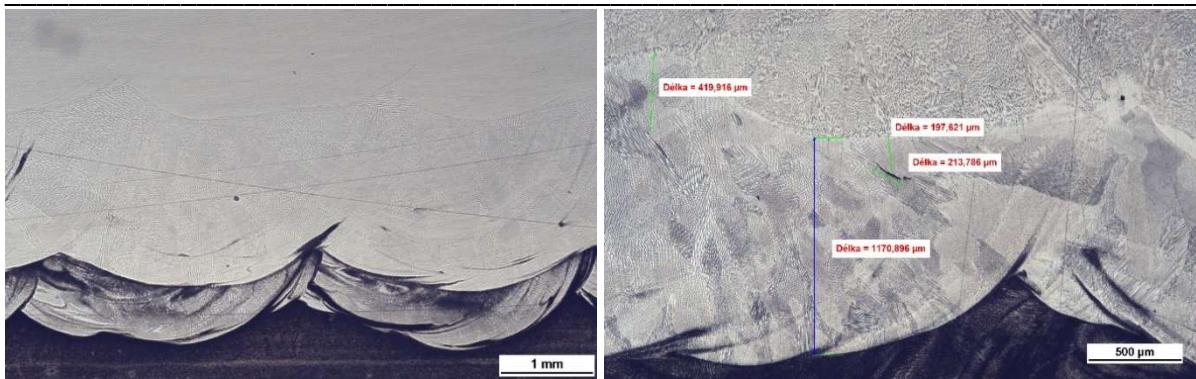
Obrázek 8-20 Trhliny ve 2. vrstvě návaru na těleso H9 (vlevo) a morfologie delta feritu ve 3. vrstvě (vpravo)

### Výsledky navařování těles H10 a H11

Pro navaření tělesa H10 byl použit přídavný materiál Oerlikon INERTFIL 309LSi a byly zachovány stejné podmínky a parametry navařování jako v případě těles H8 a H9. Obdobně jako u přídavného materiálu Sv-07Ch25N13 byly nalezeny trhliny v tepelně ovlivněné oblasti druhé vrstvy návaru, viz Obrázek 8-21 a Obrázek 8-22. Při porovnání s tělesem H9 je pozorovatelný stejný způsob krystalizace první a druhé vrstvy, kde dochází primárně k austenitické krystalizaci, což dokládá nepřítomnost delta feritu v první a druhé vrstvě návaru na těleso H10. Jak u tělesa H9 a H10 je patrná souvislost mezi způsobem krystalizace a přítomností trhlin v jednotlivých vrstvách návaru. Ve třetí vrstvě návaru, kde je již vyloučen delta ferit, nebyly trhliny pozorovány. Rovněž je prokazatelné, že četnost trhlin v návaru se zvyšuje s navařením třetí vrstvy návaru, viz Obrázek 8-23.

Porovnáme-li těleso H10 a H11 je rozdíl vyjádřen v parametrech navařování druhé a dalších vrstev návaru. V případě tělesa H11 je horní hodnota navařovacího proudu o 20 A vyšší a adekvátně tomu jsou upraveny i další parametry navařování. Jednoznačným dopadem vyšších parametrů navařování je výskyt delta feritu v druhé vrstvě návaru, jehož přítomnost omezila vznik trhlin v této vrstvě návaru. Naopak byl iniciován vznik trhliny v první vrstvě návaru, viz Obrázek 8-24, způsobený průchodem teplotního pole navařované vrstvy, vyjádřený vyšším tepelným příkonem a vyššími teplotami v jednotlivých fázích teplotního cyklu. Výskyt delta feritu ve druhé vrstvě návaru může mít souvislost se zvýšenou rychlostí ochlazování, způsobenou vyššími parametry navařování, v oblasti teplot transformace delta feritu na austenit, čímž je zamezeno transformaci delta feritu na austenit.

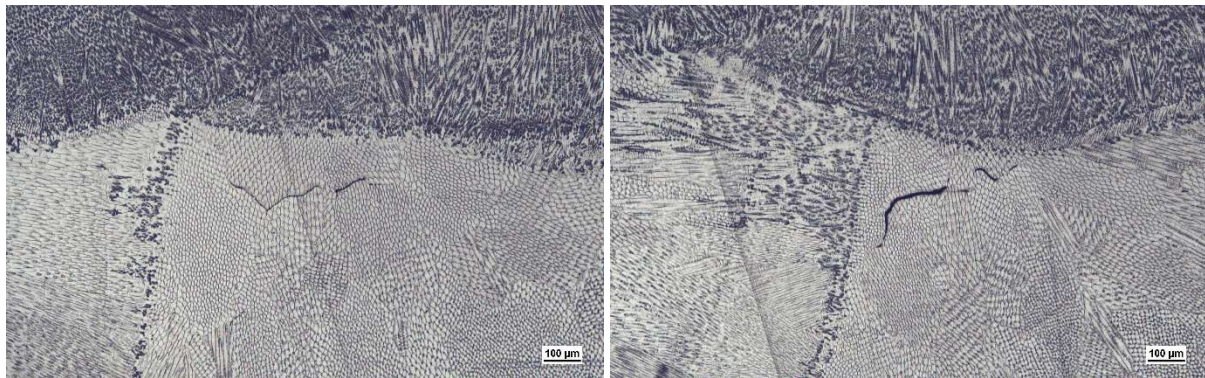




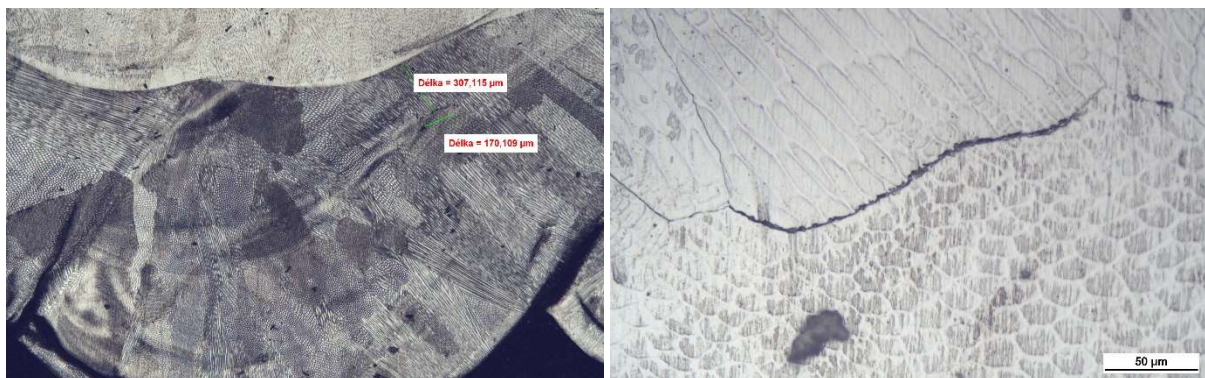
Obrázek 8-21 První tři vrstvy návaru na těleso H10 (vlevo) a přechod 1. a 2. vrstvy s trhlinou v 1. vrstvě (vpravo)



Obrázek 8-22 Trhlina v 1. vrstvě v tepelně ovlivněné oblasti od průchodu housenek 2. vrstvy návaru na tělese H10



Obrázek 8-23 Trhliny ve 2. vrstvě v tepelně ovlivněné oblasti od průchodu housenek 3. vrstvy návaru na tělese H10

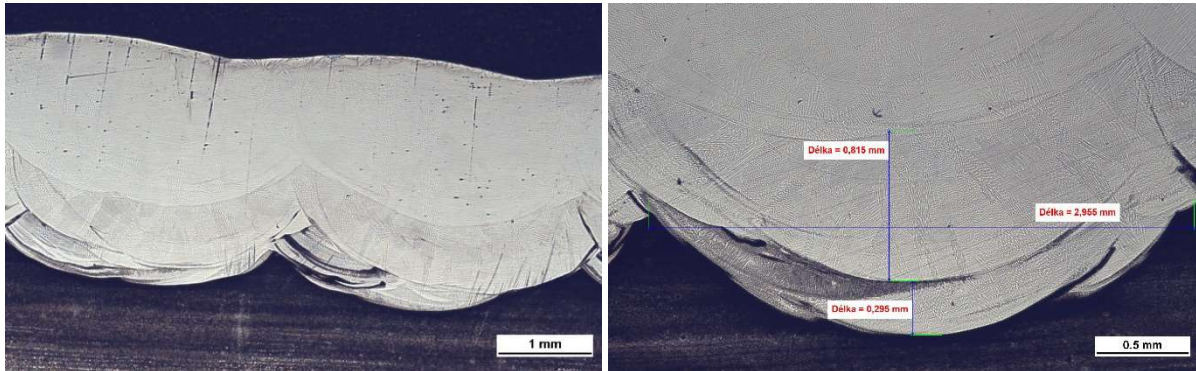


Obrázek 8-24 1. vrstva návaru na těleso H11 s trhlinou na rozhraní 1. a 2. vrstvy (vlevo) a detail trhliny (vpravo)



### Výsledky navařování tělesa H12

Při navařování tělesa H12 přídavným materiálem Oerlikon INERTFIL 309LSi bylo snahou optimalizovat postup navařování za účelem snížení citlivosti na vznik trhlin. Všechny vrstvy byly navařeny za shodných podmínek a se shodnými parametry navařování. Výsledkem je třívrstvý návar na Obrázek 8-25. Z Obrázek 8-25 a 8-26 je zřetelně patrná velikost protavení návarových housenek návaru první vrstvy navařování návarových housenek druhé vrstvy. Z pohledu hodnocení mikrostruktury je návarový kov všech vrstev návaru bez přítomnosti podílu delta feritu, ale zároveň i bez přítomnosti trhlin. Je tedy možné předpokládat, že snížení citlivosti na vznik trhlin bylo způsobeno sníženým tepelným příkonem a nižšími teplotami v jednotlivých fázích teplotního cyklu.



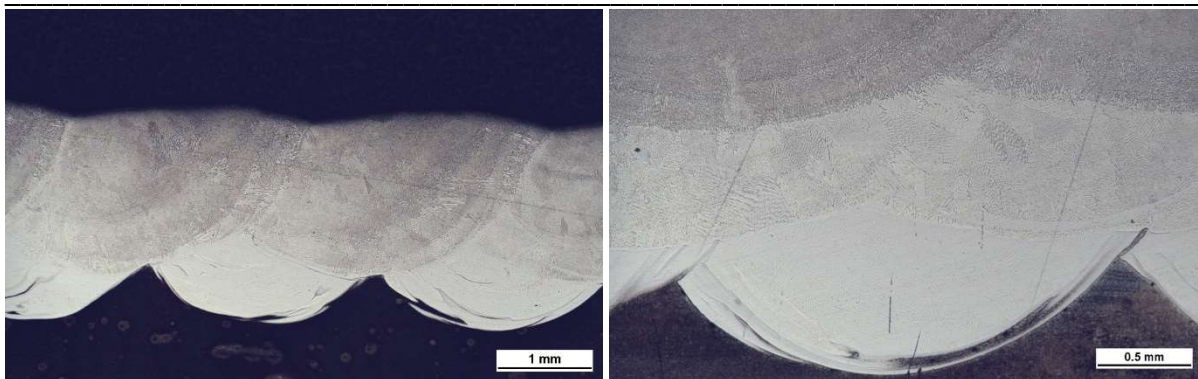
Obrázek 8-25 První tři vrstvy návaru na těleso H12 (vlevo) s detailnějším pohledem na všechny tři vrstvy návaru (vpravo)



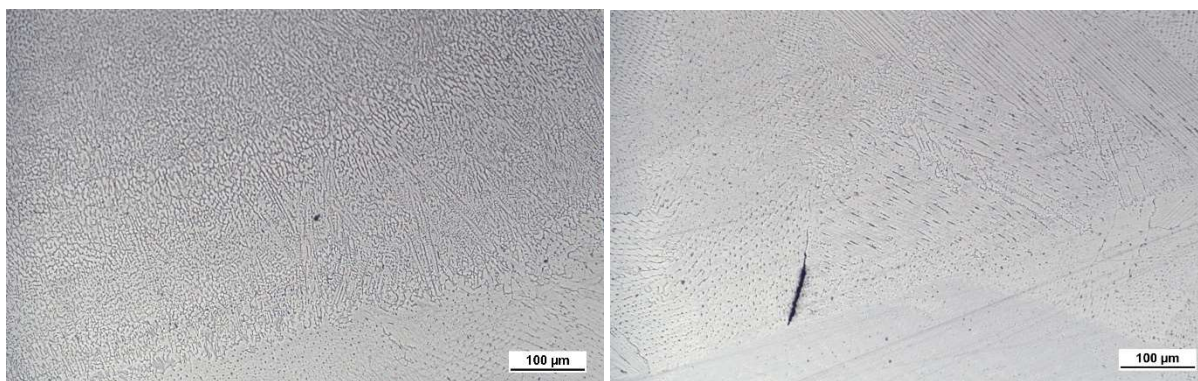
Obrázek 8-26 Oblast přechodu mezi jednovrstvým a dvouvrstvým návarem na těleso H12

### Výsledky navařování tělesa H13

Na Obrázek 8-27 je rovnoměrná kresba návarových housenek po navaření druhé vrstvy návaru. První vrstva návaru byla provedena přídavným materiálem Oerlikon INERTFIL 309LSi. Druhá a třetí vrstva návaru byla provedena přídavným materiálem Sv-04Ch20N10G2B. První dvě vrstvy návaru jsou prosté delta feritu a mikrostruktura je plně austenitická. Třetí vrstva ukazuje přítomnost delta feritu v mikrostrukturu. Ve druhé vrstvě se objevují ojedinělé trhliny. Na Obrázek 8-28 lze pozorovat trhlinu na rozhraní první a druhé vrstvy. Trhliny se objevují jak na rozhraní první a druhé vrstvy návaru v návarovém kovu druhé vrstvy, tak na rozhraní druhé a třetí vrstvy návaru, rovněž v návarovém kovu druhé vrstvy. Poloha trhlin naznačuje, že z pohledu mechanismu vzniku trhlin byl způsob vzniku trhlin na obou rozhraních rozdílný.



Obrázek 8-27 První dvě vrstvy návaru na těleso H13 (vlevo) a tři vrstvy návaru (vpravo)



Obrázek 8-28 2. vrstva návaru na těleso H13 s plně austenitickou strukturou (vlevo) a trhlina ve 2. vrstvě (vpravo)

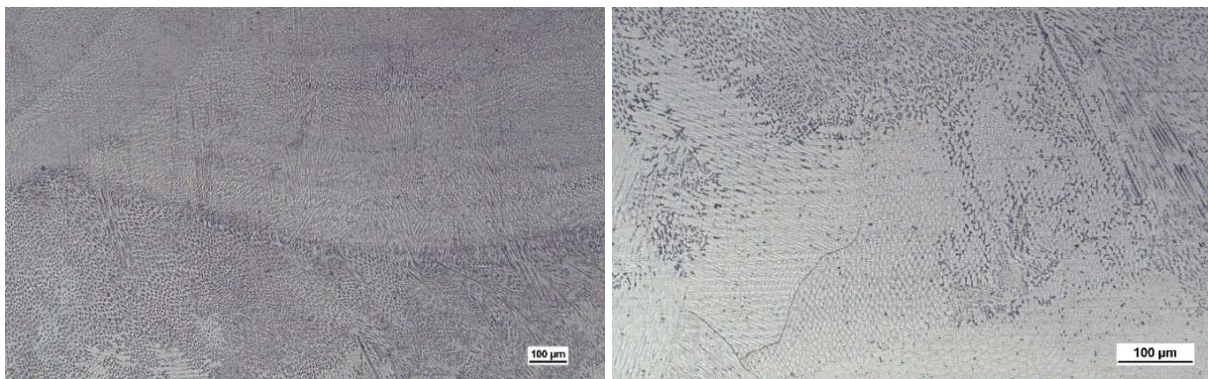
### Výsledky navařování těles H14A a H14B

V porovnání s tělesem H13 bylo těleso H14 navařeno následujícím způsobem. Za účelem dostatečné homogenizace chemického složení, mikrostruktury návarového kovu návaru a minimalizace vlivu zředění návarového kovu první vrstvy návaru, byly první tři vrstvy navařeny přídavným materiálem Oerlikon INERTFIL 309LSi pro část H14A, viz Obrázek 8-29, a Böhler AWS ER 309LSi pro část H14B, viz Obrázek 8-31. Další tři vrstvy byly následně navařeny přídavným materiálem Sv-04Ch20N10G2B. V porovnání s tělesem H12 byl návar prvních třech vrstev tělesa H14A navařován zkrácenou délkou navařovaného úseku bez přerušení, čímž došlo ke snížení teploty tělesa. Zároveň byla zmenšena rozteč mezi navařovanými housenkami ze 3 mm na 2,3 mm, což reprezentuje snahu o zmenšení závaru a zmenšení zředění návarového kovu. Důsledkem těchto změn je, že v porovnání s tělesem H12 se u tělesa H14A nachází delta ferit ve třetí vrstvě, viz Obrázek 8-30. U tělesa H12 nebyl delta ferit pozorován v žádné ze tří vrstev. U části H14B navařené přídavným materiálem Böhler AWS ER 309LSi je přítomnost delta feritu pozorovatelná již od rozhraní první a druhé vrstvy návaru, jak je vidět na Obrázek 8-32. Zmenšení rozteče mezi návarovými housenkami rovněž pozitivně přispělo ke zvýšení rovinnosti povrchu návaru, ale oproti původnímu předpokladu nedošlo ke snížení hloubky závaru. Úvaha o vlivu tzv. Marangoniho efektu se jeví jako nepravděpodobná vzhledem k obsahům síry v řádu tisícín procenta.

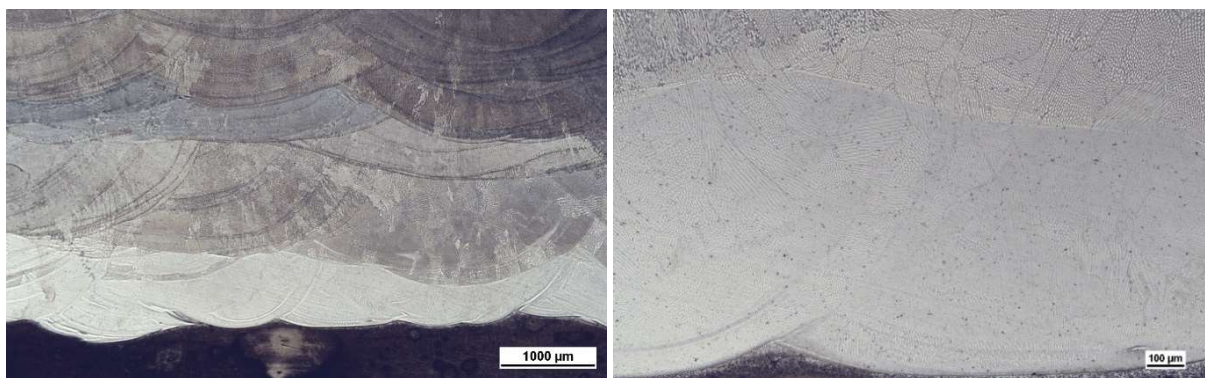




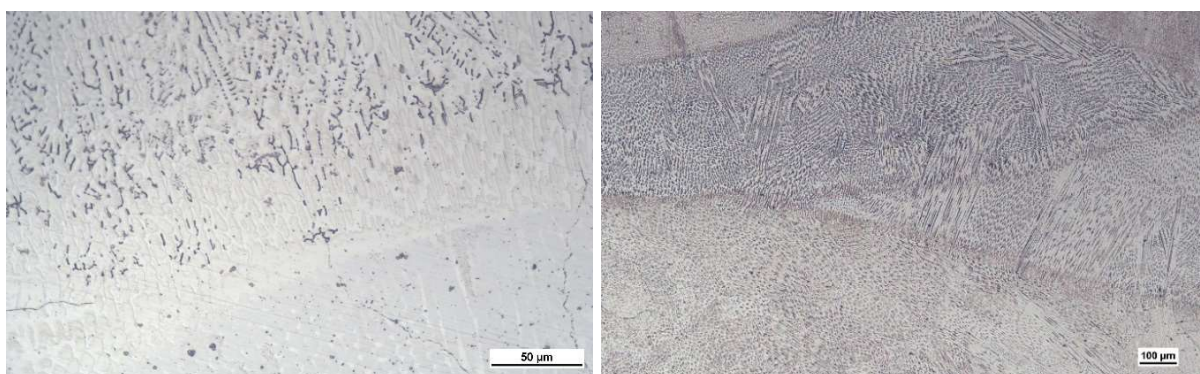
Obrázek 8-29 První čtyři vrstvy návaru na těleso H14A (vlevo) a přechod 3. a 4. vrstvy (vpravo)



Obrázek 8-30 Přechod 3. a 4. vrstvy návaru na těleso H14A (vlevo) a přechod 2. a 3. vrstvy (vpravo)



Obrázek 8-31 Prvních pět vrstev návaru na těleso H14B (vlevo) a 1. vrstva návaru (vpravo)



Obrázek 8-32 Morfologie delta feritu rozhraní 1. a 2. vrstvy návaru na těleso H14B (vlevo) a rozhraní 2. a 3. vrstvy (vpravo)



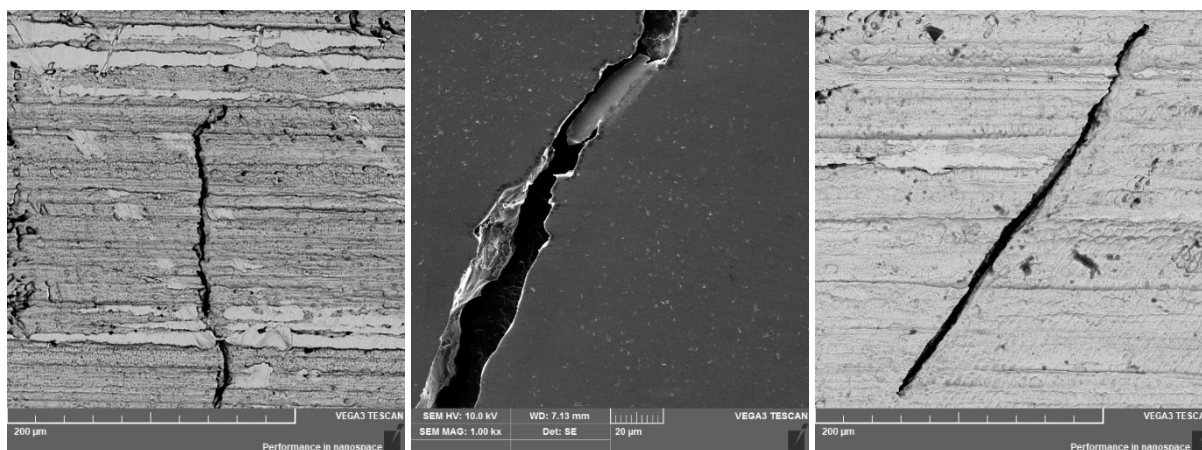
## Charakteristika trhlin v tělesech H0 až H14

Z pohledu bližší specifikace trhlin, které se objevovaly v tělesech H0 až H14 nebyla pozorována žádná dominantní orientace trhlin. Lze však konstatovat, že u většího počtu trhlin byla orientace kolmá na směr navařování. Trhliny se obvykle šířily interkrystalicky po hranicích zrn. Délka trhlin se nejčastěji pohybovala v intervalu 50 až 300  $\mu\text{m}$ .

### 8.2.2 Vyhodnocení těles H9 a H10 pomocí elektronové mikroskopie

Za účelem podrobnější analýzy trhlin nalezených v návarech H9 a H10 a zmapování jejich blízkého okolí bylo provedeno hodnocení na elektronovém mikroskopu TESCAN VEGA3. Zobrazení oblasti trhlin bylo provedeno prostřednictvím detektoru zpětně odražených elektronů. Zároveň byla provedena liniová EDS analýza chemického složení v těsném okolí trhliny.

Na Obrázek 8-33 lze pozorovat trhlinu v návaru na tělese H9. Jedná se o trhlinu, která je orientována kolmo na směr navařování a tím i na směr zbytkového napětí po navařování. Velikost rozevření trhliny je relativně rovnoměrná v celé délce trhliny, povrch lomové plochy je nepravidelný, čela trhliny jsou neostrá. Trhlina a její okolí nevykazuje žádné anomálie ani přítomnost fází, které by měly svým charakterem způsobit iniciaci vzniku trhliny. Charakter šíření trhliny je interkrystalický. Chemické složení určené liniovou EDS analýzou v bezprostřední blízkosti trhliny je homogenní a nevykazuje žádné heterogenity ve srovnání se zbytkem náváru. Při porovnání náváru na tělese H9 s tělesem H10 vykazuje trhlina v návaru na tělese H10 mírně odlišný charakter, který je zřejmě dán mikrostrukturou návárového kovu.



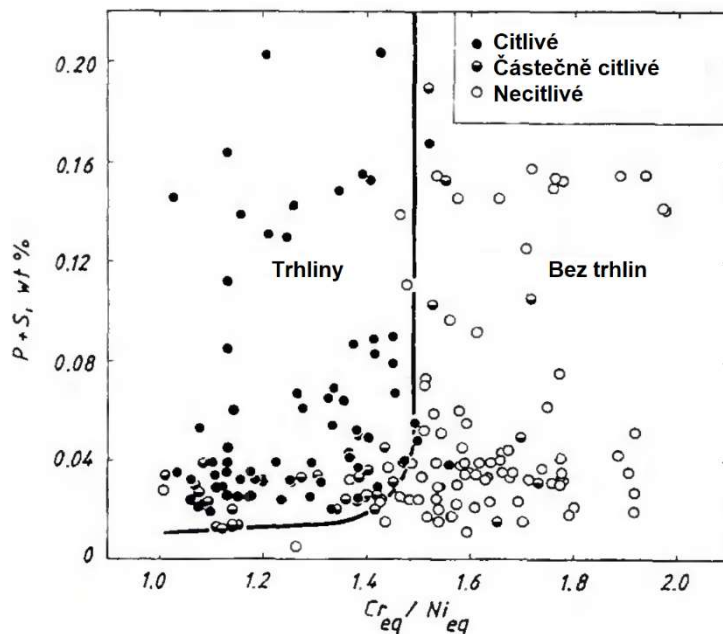
Obrázek 8-33 Trhliny v návárovém kovu tělesa H9 (vlevo a uprostřed) a H10 (vpravo)

### 8.2.3 Chemické složení návárových kovů těles H0 až H14

Při porovnávání směrného chemického složení všech čtyř přídatných materiálů je potřeba uvažovat, že na rozdíl od přídatných materiálů Böehler AWS ER 309 LSi, ESAB OK Autrod 309LSi a Oerlikon INERTFIL 309LSi, kde jsou známé hodnoty chemického složení pro drát, tak v případě přídatného materiálu Sv-07Ch25N13 se jedná o chemické složení návárového kovu. Obecně lze konstatovat, že v případě chemického složení návárového kovu dochází v porovnání s chemickým složením drátu stejné tavby k poklesu obsahu legujících prvků v řádu desetin hmotnostních procent, například Mn, Ni, Cr, a naopak k nárůstu obsahu škodlivých prvků, typicky P a S, v řádu setin hmotnostních procent. Pro účely prostého porovnání jednotlivých přídatných materiálů je rozdíl mezi chemickým složením drátu a návárového kovu považován za zanedbatelný. V rámci této práce bylo chemické složení všech přídatných materiálů měřeno ve formě čistého návárového kovu.

Nejlepších výsledků z pohledu přítomnosti trhlin bylo při stejných podmínkách a parametrech navařování opakovaně dosahováno s přídatným materiálem Böehler AWS ER 309 LSi.

Pravděpodobnost vzniku horkých trhlin v závislosti na obsahu P a S v návaznosti na poměr  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  ( $Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb$  /  $Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0,5\%Mn$ ) vyjadřuje tzv. Suutalův diagram, viz Obrázek 8-34. Z hodnot stanovených v Tabulka 8-3 vyplývá, že největší náchylnost na vznik trhlin mají přídatné materiály Sv-07Ch25N13 a Oerlikon INERTFIL 309LSi, což potvrzují i dosažené výsledky v rámci experimentálního programu. Naopak nejvyšší odolnost vykazují přídatné materiály ESAB OK Autrod 309LSi a Böehler AWS ER 309 LSi. I přes tuto skutečnost se všechny čtyři přídatné materiály nacházejí v kritickém pásmu, kde riziko vzniku trhlin existuje.



Obrázek 8-34 Suutalův diagram (přepřacováno) [32]

Ze Suutalova diagramu vyplývá, že s rostoucí koncentrací feritotvorných prvků (Cr, Mo, Si, Nb, Ti, Al, V, W) [26] při stejné koncentraci austenitotvorných prvků klesá citlivost na vznik trhlin. Zároveň lze snížit citlivost ke vzniku trhlin při stejném poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  snížením koncentrace prvků P a S, tvořících nízkotavitelná eutektika.

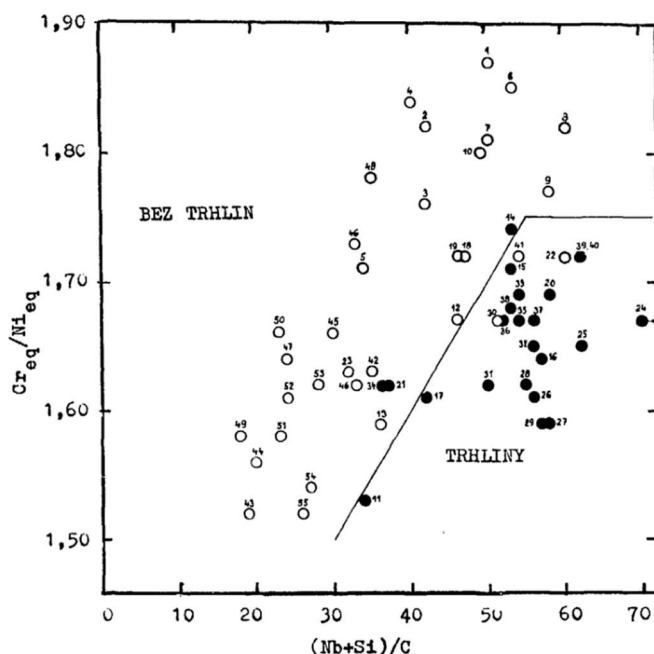
Pro Suutalův diagram autoři uvádí v [32] vztah pro stanovení  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  v následující podobě  $Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb$  a  $Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0,5\%Mn$ . Jiný autor v [26] uvádí pro stanovení  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  vztah podle Hammara a Svensona  $Cr_{eq} = \%Cr + 1,37\%Mo + 1,5\%Si + 2\%Nb + 3\%Ti$  a  $Ni_{eq} = \%Ni + 22\%C + 0,31\%Mn + 14,2\%N + \%Cu$ .

Při porovnání vypočtených hodnot poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  podle Suutaly a podle Hammara a Svensona pro konkrétní chemická složení použitých přídatných materiálů, viz Tabulka 8-3, je zřejmé, že rozdíly mezi těmito hodnotami jsou v řádu jednotek setin. Tyto rozdíly lze považovat za přirozený rozptyl výpočtu daný skutečností, že výpočtové vztahy byly stanoveny empiricky. Na základě dosažených výsledků v Tabulka 8-3 lze konstatovat, že z pohledu rozptylu jednotky setin explicitně nerozhodují o příslušnosti k pásmu s nebo bez trhlin. Pro účely stanovování  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  bude dále v rámci práce používáno hodnot stanovených na základě výpočtového vztahu podle Hammara a Svensona.

Tabulka 8-3 Stanovení hodnot  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  podle Suutaly, a Hammara a Svensona

Přídavný materiál	P+S	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$ podle Suutaly	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$ podle Hammara a Svensona
	[hm. %]	[-]	[-]
Sv-07Ch25N13 průměr 0,8 mm	0,023	1,63	1,62
Sv-07Ch25N13 průměr 1,0 mm	0,022	1,53	1,51
ESAB OK Autrod 309LSi	0,020	1,64	1,51
Böhler AWS ER 309 LSi	0,020	1,70	1,62
Oerlikon INERTFIL 309LSi	0,020	1,64	1,56

V [65] autoři nastiňují teorii vlivu obsahu křemíku a niobu na tvorbu krystalizačních trhlin. Vliv těchto prvků vyjadřují formou poměru  $(Nb+Si)/C$ , kde uvádí, že snižujícím se poměrem se potlačuje vliv křemíku a niobu na tvorbu trhlin kvůli jejich vysoké afinitě k uhlíku. Teorii vyjadřují diagramem na Obrázek 8-35, který je založen na výsledcích jimi provedených experimentů. Kromě vlivu  $(Nb+Si)/C$  podmiňují náchylnost na vznik trhlin i poměrem  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ .



Obrázek 8-35 Graf závislosti poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  a poměru  $(Nb+Si)/C$  ve vztahu k tvorbě trhlin [65]

Hodnoty poměru  $(Nb+Si)/C$  jednotlivých přídavných materiálů uvedené v Tabulka 8-4, vyjádřené v kombinaci s poměrem  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , jsou v přímém rozporu s teorií uvedenou v [65], neboť při pohledu na Obrázek 8-35 je zřejmé, že přídavné materiály, které nevykazovaly náchylnost na vznik trhlin, jsou v pásmu trhlin a naopak. Přídavný materiál Sv-07Ch25N13 průměr 0,8 mm, který se nachází v pásmu bez trhlin, vykazuje vysokou náchylnost na vznik trhlin. Přídavné materiály Böhler AWS ER 309 LSi a ESAB OK Autrod 309LSi, které mají v praxi relativně vysokou odolnost proti vzniku trhlin, spadají v diagramu do pásma trhlin.

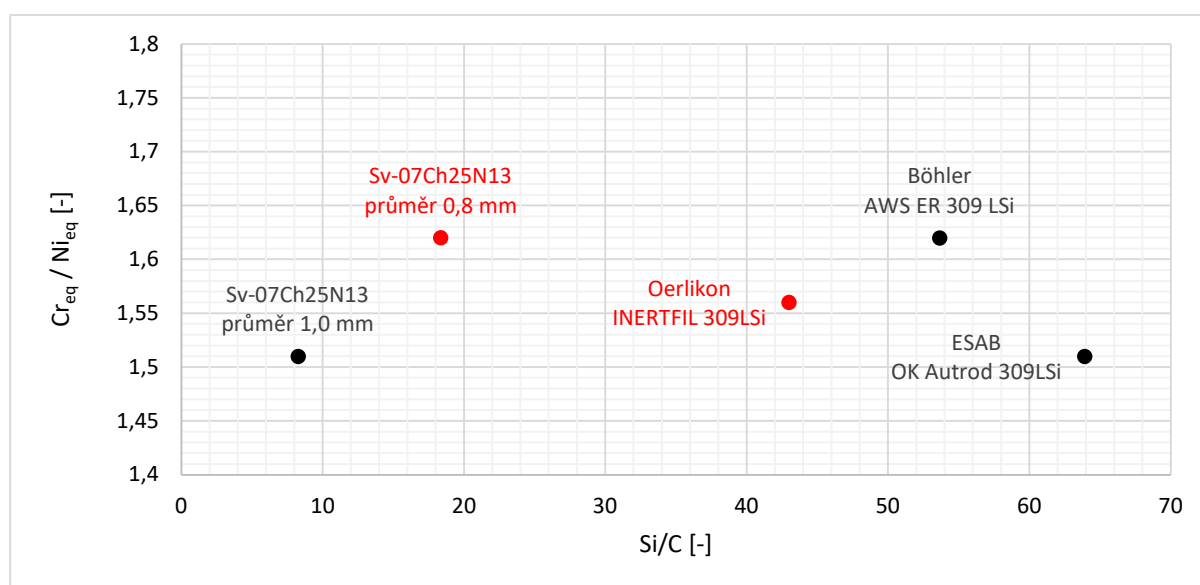
Tabulka 8-4 Stanovení hodnot (Nb+Si)/C

Přídavný materiál	C	Si	Nb	(Nb+Si)/C	Si/C	Cr <sub>eq</sub> /Ni <sub>eq</sub>
	[%]	[%]	[%]	[-]	[-]	[-]
Sv-07Ch25N13 průměr 0,8 mm	0,039	0,72	0,096	20,85	18,38	1,62
Sv-07Ch25N13 průměr 1,0 mm	0,056	0,46	0,001	8,27	8,25	1,51
ESAB OK Autrod 309LSi	0,010	0,64	0,004	64,25	63,90	1,51
Böhler AWS ER 309 LSi	0,014	0,75	0,008	54,19	53,64	1,62
Oerlikon INERTFIL 309LSi	0,014	0,60	0,003	43,19	43,00	1,56

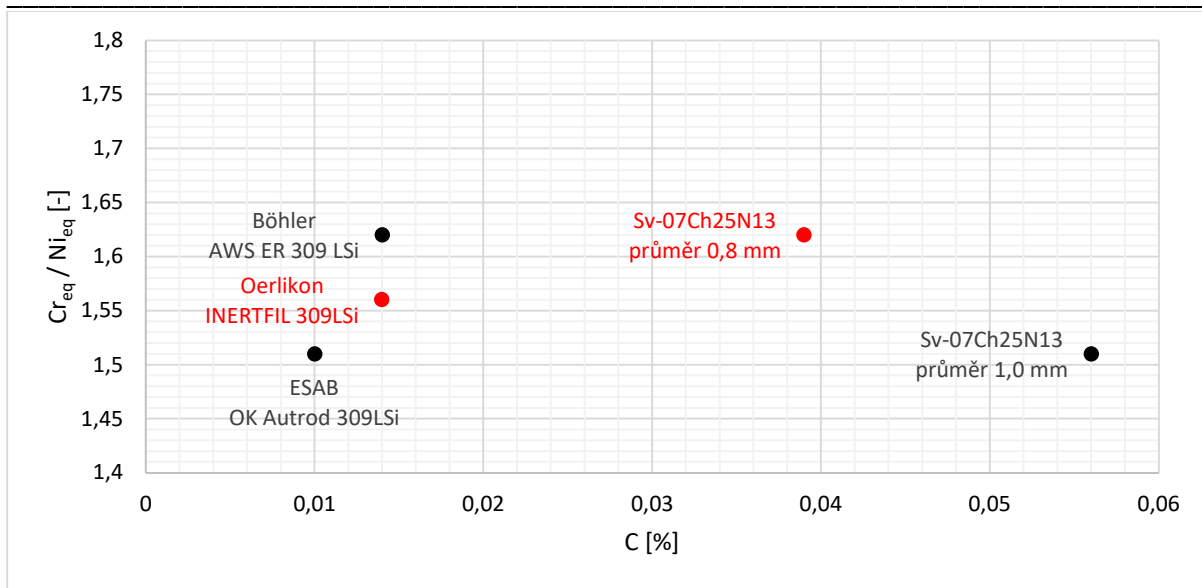
Jiný autor v [66] popisuje vliv poměru Si/C na tvorbu trhlin v návaznosti na poměr Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub>. Jako kritický uvádí interval 1,5 až 1,75 poměru Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub>, kde se s rostoucím poměrem Si/C a s klesajícím poměrem Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> zvyšuje náchylnost ke vzniku trhlin. Výsledky získané v rámci experimentálního programu jsou v rozporu s tímto konstatováním a je dosahováno podobných výsledků jako v případě poměru (Nb+Si)/C.

Výsledky experimentálního programu mohou být zkresleny vzhledem k počtu (5) analyzovaných přídavných materiálů. Nicméně s ohledem na získané výsledky lze polemizovat, zda je teorie o míře vlivu obsahu křemíku, niobu a uhlíku správná. Pro potvrzení/vyvrácení teorie je vhodné provést experimentální program na širším spektru přídavných materiálů s různými poměry Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> v intervalu 1,5 až 1,75 s rozdílnými obsahy křemíku, niobu a uhlíku rovnoměrně rozložených v celém rozsahu přípustných koncentrací uvedených prvků.

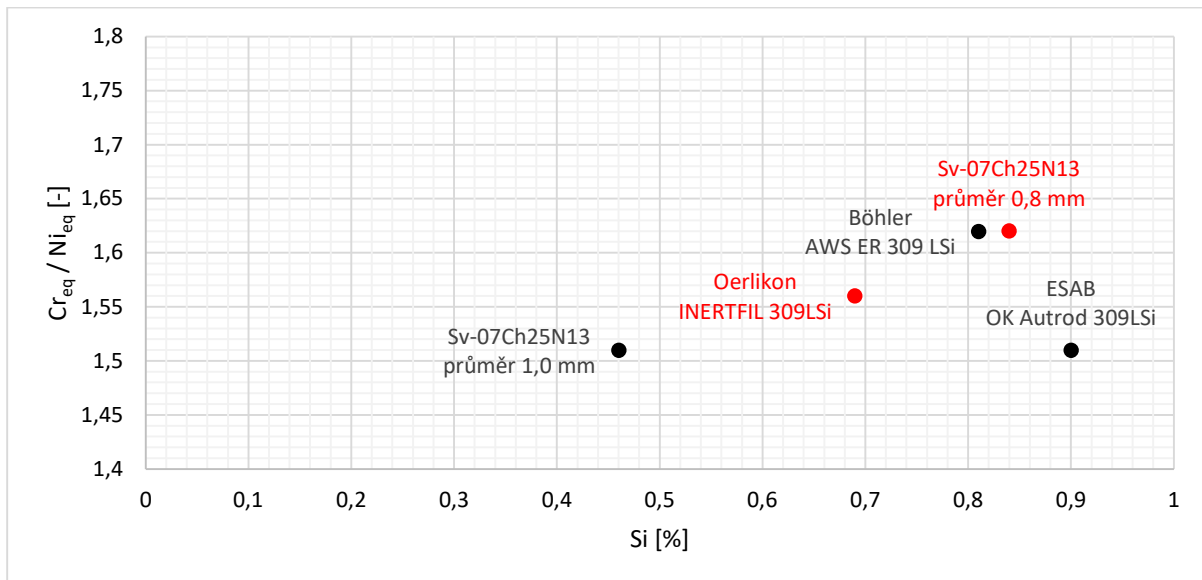
Z grafického vyjádření poměru Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> a Si/C, viz Obrázek 8-36, není patrná žádná zřejmá závislost z pohledu náchylnosti na vznik trhlin. Při pohledu na vliv jednotlivých prvků jako uhlík, viz Obrázek 8-37, a křemík, viz Obrázek 8-38, tak ani v těchto případech není pozorovatelná souvislost s obsahy těchto prvků a náchylností na vznik trhlin v závislosti na poměru Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub>.



Obrázek 8-36 Graf závislosti Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> a poměru Si/C



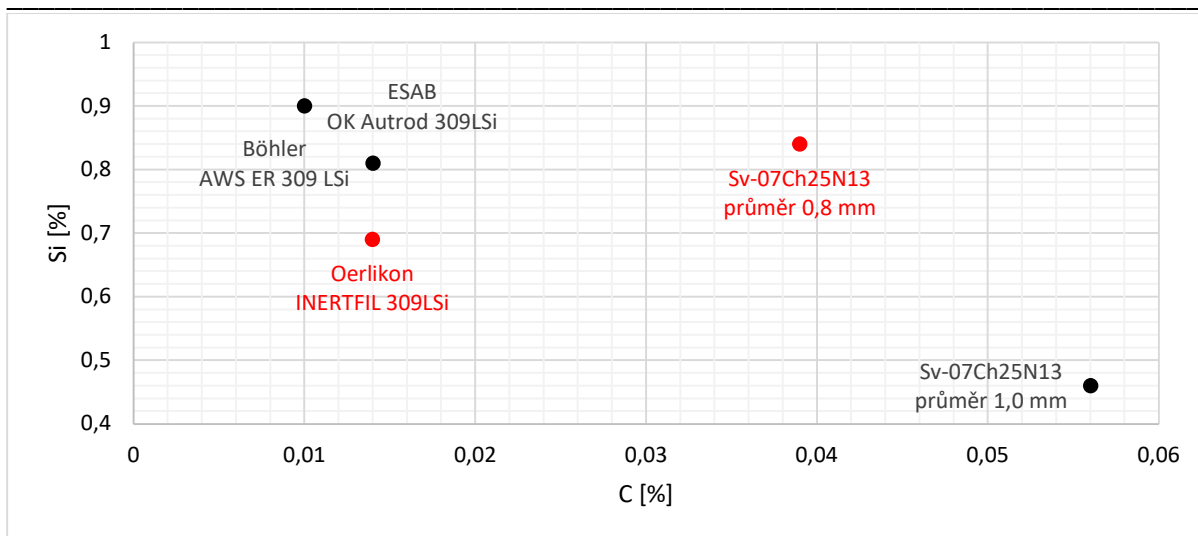
Obrázek 8-37 Graf závislosti poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  a obsahu C



Obrázek 8-38 Graf závislosti poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  a obsahu Si

V [66] autor uvádí praktickou zkušenost, že při zachování stejného obsahu křemíku a snížení obsahu uhlíku se zvyšuje náchylnost na vznik horkých trhlin. K formulování tohoto závěru využil porovnání vlastností návarových kovů zhotovených přidávkami materiály Sv-04Ch20N10G2B a Sv-08Ch20N10G2B. Tato souvislost byla hledána i v rámci experimentálního programu, ale z dostupných výsledků se nepotvrdila, viz Obrázek 8-39. Trend, který by podporoval teorii, že vyšší obsah uhlíku umožňuje vyšší obsah křemíku, se nepotvrdil. To potvrzuje výše uvedený rozpor s teoriemi uvedenými v [65] a [66].

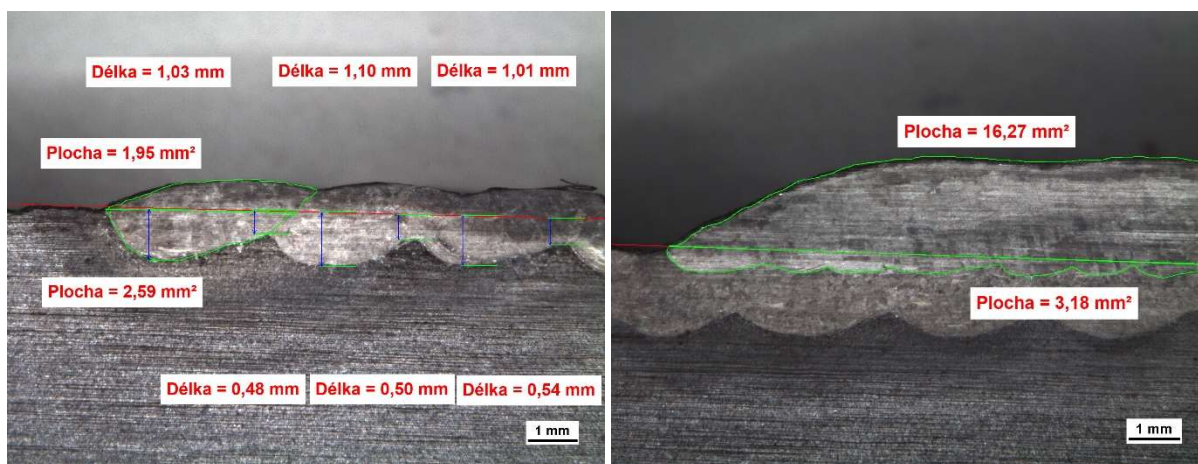




Obrázek 8-39 Graf závislosti obsahu Si a C

### 8.2.4 Zředění návarového kovu měřené na tělesech H0 až H14

Při navařování návaru těles H0 až H14 dosahuje zředění návarového kovu řádově 50 – 65 % u první vrstvy, viz Obrázek 8-40. Pro další vrstvy je zředění návarového kovu silně závislé na parametrech navařování a pohybuje se od 10 – 20 % do 30 – 40 %, viz Obrázek 8-40. Zředění návarového kovu silně ovlivňuje chemické složení návarového kovu a je směrodatné pro jeho výslednou strukturu. Vzniklou strukturu návarového kovu určuje způsob krystalizace návarového kovu. Ve srovnání s v minulosti standardně používanou metodou 121 se jedná o větší zředění návarového kovu. [29] uvádí pro metodu 121 při navařování páskou zředění návarového kovu 10 – 20 % pro všechny vrstvy a po provedení optimalizace parametrů navařování lze dosáhnout hodnoty až 7 %.



Obrázek 8-40 Stanovení velikosti ploch pro určení zředění návarového kovu

### 8.2.5 Delta ferit v návarových kovech těles H0 až H14

Na základě výsledků uvedených v Tabulka 8-5 lze konstatovat, že stanovování obsahu delta feritu je velmi složitým oborem a je silně závislé na způsobu jeho stanovování, a to jak z hlediska fyzikální podstaty použité metody pro jeho stanovování, tak v případě návarových kovů i z pohledu způsobu přípravy vzorků pro jeho stanovování. V Tabulka 8-5 je patrný značný rozptyl mezi získanými výsledky, který je v některých případech i v řádu vyšších jednotek procent obsahu delta feritu. Ve srovnání s prediktivními diagramy obsahu delta feritu byl rovněž výrazný rozdíl mezi vypočtenými a stanovenými hodnotami obsahu delta feritu.



Tabulka 8-5 Stanovení obsahu delta feritu v návarovém kovu

Přídavný materiál	FN			%						
	WRC-1992	FERITSCOPE® MP30E		DeLong	FC-2				FERITSCOPE® MP30E	
		Voda	Vzduch		Přejímka	Voda kokila	Voda deska	Vzduch deska	Voda deska	Vzduch deska
Sv-07Ch25N13 průměr 0,8 mm	11	12,4	-	12,9	2,2	5,6	6,1	-	14,2	-
Sv-07Ch25N13 průměr 1,0 mm	8	-	-	10,3	4,6	-	-	-	-	-
ESAB OK Autrod 309LSi	10	-	-	10,7	-	-	-	-	-	-
Böhler AWS ER 309 LSi	12	13,8	-	13,6	-	7,3	6,9	-	14,7	-
Oerlikon INERTFIL 309LSi	10	9,3	9,1	11,2	-	4,9	4,7	4,3	10,2	7,4

### 8.3 Ověření nepřítomnosti trhlin a funkce metody popouštěcí housenky

Na závěr technologických zkoušek bylo navařeno těleso H15. Návar byl proveden již za podmínek a parametrů navařování uvažovaných pro navaření zkušebního svarového spoje. Cílem bylo ověřit, že zhotovený návar nevykazuje přítomnost trhlin a zároveň splňuje předpoklady pro úspěšnou aplikaci metody popouštěcí housenky. Návar byl zhotoven přídavným materiálem Böhler AWS ER 309 LSi. Do celého procesu navařování byly, kromě nejvhodnějšího přídavného materiálu, zahrnuty i poznatky o chování jednotlivých návarových kovů popsané v předchozích kapitolách. Podmínky a parametry navařování jsou uvedeny v Tabulka 8-6. Výsledkem navařování je odstupňovaný pětivrstvý návar na těleso H15.

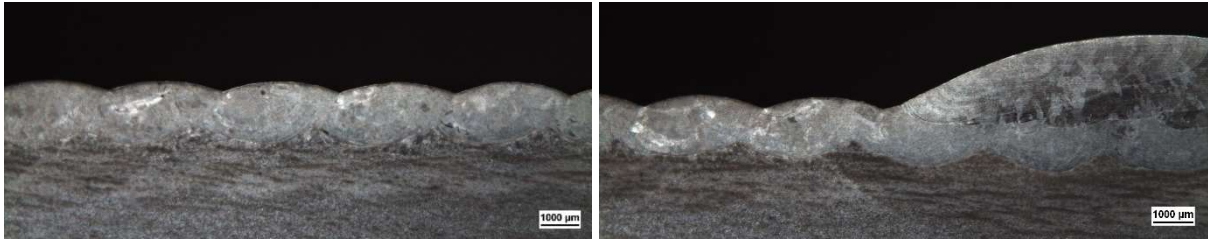
Tabulka 8-6 Podmínky a parametry navařování tělesa H15

Těleso	Přídavný materiál*	Navařování v prizmátu (P) / ocelové kostce (K)	Horní hodnota navařovacího proudu první vrstvy [A]	Horní hodnota navařovacího proudu od druhé vrstvy [A]	Předehřev pro první vrstvu [°C]	Interpass [°C]	Délka navařovaného úseku bez přerušení [mm]	Rozteč mezi housenkami [mm]	Přítomnost delta feritu od vrstvy	Přítomnost trhlin
H15	3	K	125	170	-	80	40	3	2	Bez trhlin

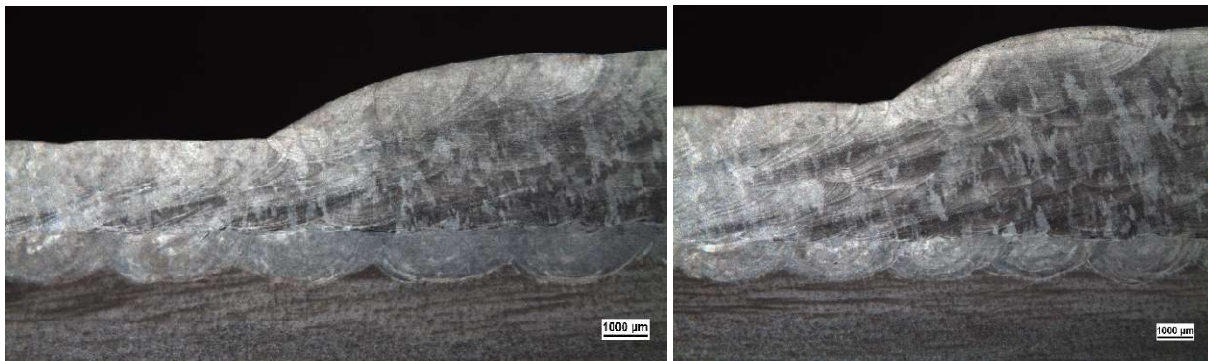
\* Böhler AWS ER 309 LSi (3)

### 8.3.1 Ověření odolnosti proti vzniku trhlin na tělese H15

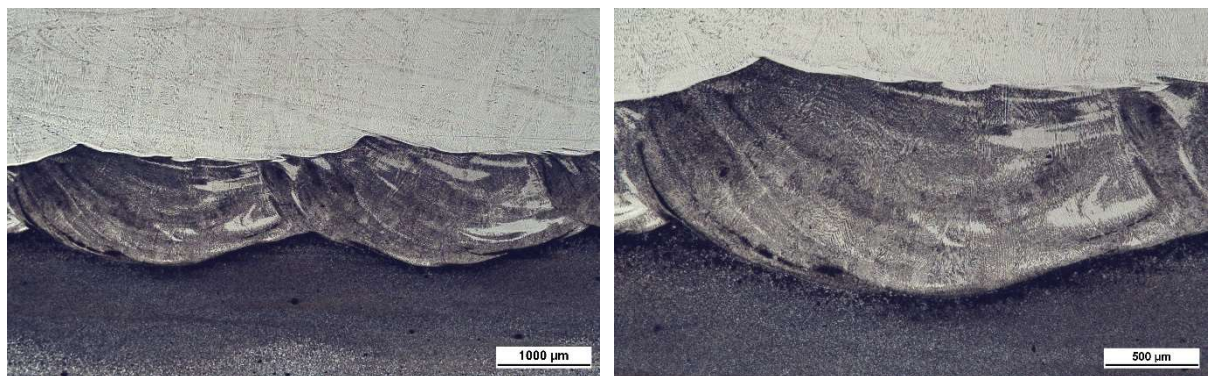
Na podélných metalografických řezech tělesem H15 na Obrázek 8-41 a Obrázek 8-42 lze vidět postupné navařování jednotlivých vrstev návaru od první po čtvrtou vrstvu. Na těchto řezech nejsou patrné žádné makroskopické vady, skladba návarových housenek je rovnoměrná, bez ostrých přechodů a mezihousenkových vrubů. Tloušťka jednotlivých vrstev návaru se pohybuje v rozmezí 1,0 – 1,5 mm. Po přípravě pro hodnocení mikrostruktury při větších zvětšeních nebyla v celém hodnoceném návaru potvrzena přítomnost trhlin. Obrázek 8-43 ukazuje blíže oblast linie ztavení první vrstvy návaru se základním materiálem a přechod první a druhé vrstvy návaru.



Obrázek 8-41 První (vlevo) a druhá (vpravo) vrstva návaru na tělese H15



Obrázek 8-42 Třetí (vlevo) a čtvrtá (vpravo) vrstva návaru na tělese H15

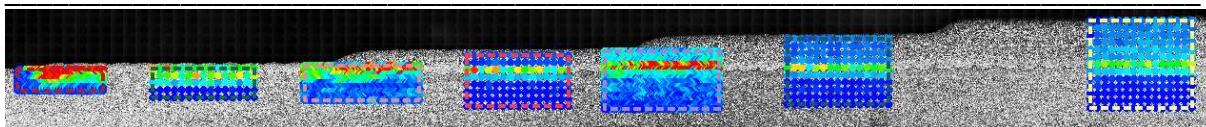


Obrázek 8-43 První a druhá vrstva návaru na tělese H15 bez trhlin

### 8.3.2 Ověření funkce metody popouštěcí housenky na tělese H15

Zároveň byla na tělese H15 ověřena funkce metody popouštěcí housenky. Za účelem ověření funkce metody popouštěcí housenky bylo provedeno měření tvrdosti (HV10) a mikrotvrdosti (HV0,1). Mikrotvrdost byla měřena v úsecích s jednou, dvěma a třemi vrstvami návaru, viz první, třetí a pátá pozice zleva na Obrázek 8-44. Tvrdost byla měřena ve stejných úsecích jako mikrotvrdost, na Obrázek 8-44 pozice dva, čtyři a šest zleva, a navíc v úseku se čtyřmi vrstvami, sedmá pozice zleva na Obrázek 8-44.



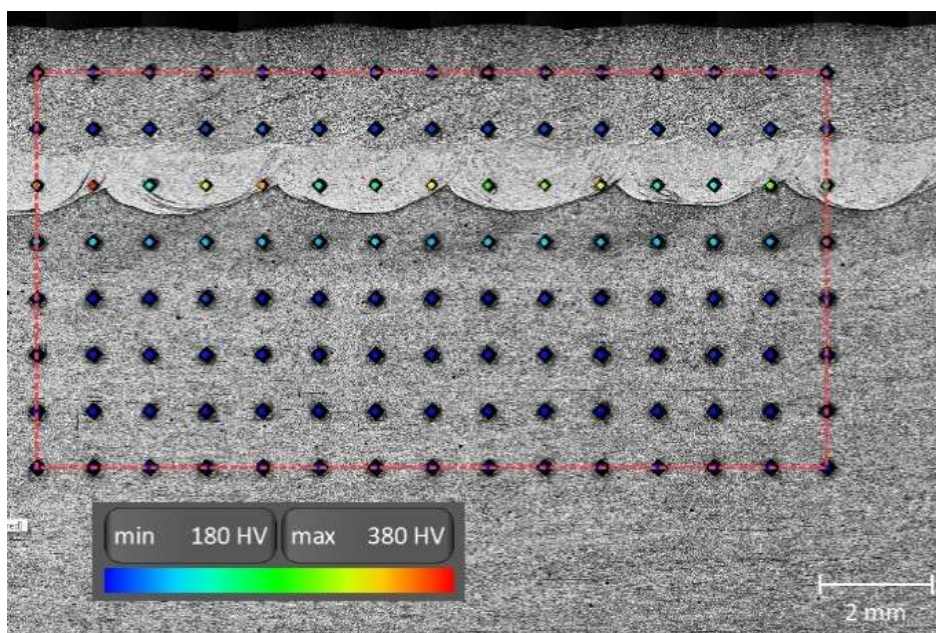


Obrázek 8-44 Pozice měření tvrdosti a mikrotvrdosti na tělese H15

### Zkouška tvrdosti (HV10) na tělese H15

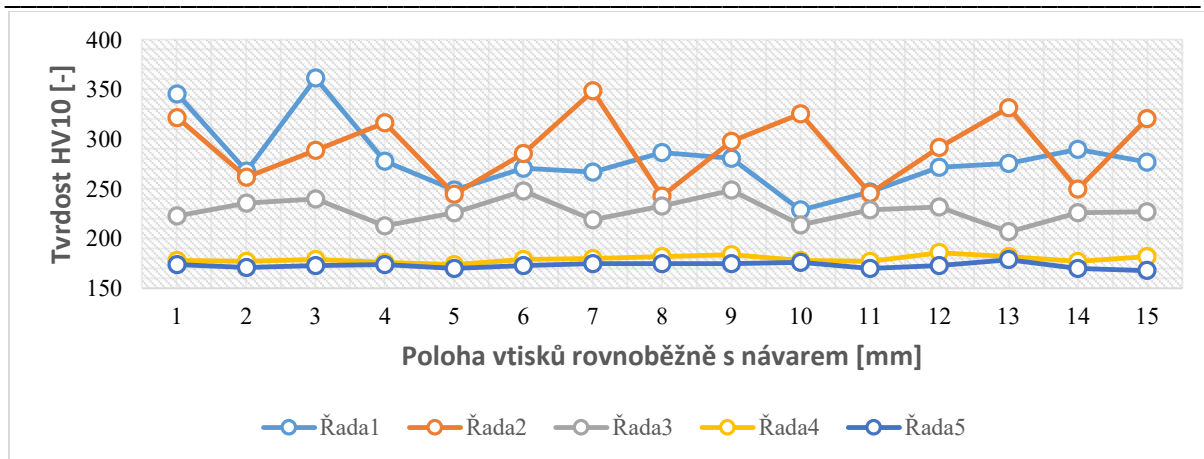
Statická zkouška tvrdosti podle Vickerse byla provedena v souladu s ISO 6507-1 a ISO 6507-2 s nominální hodnotou zkušebního zatížení 98,07 N (HV10). Postup zkoušení volen v rastru pro jednotlivé vtisky 1x1 mm. Tvrdost byla měřena na podélném řezu tělesem na zařízení ATM CARAT 950 přes základní materiál, tepelně ovlivněnou oblast a návarový kov.

Naměřené hodnoty tvrdosti (HV10) svým průběhem korespondují s hodnotami měření mikrotvrdosti (HV0,1). Způsob měření tvrdosti je znázorněn na Obrázek 8-45. Rozdíly v absolutních hodnotách tvrdosti (HV10) a mikrotvrdosti (HV0,1) vyplývají z povahy jednotlivých způsobů měření. V tepelně ovlivněné oblasti první vrstvy návaru byly, zejména v blízkosti linie ztavení, naměřeny hodnoty v intervalu 240 – 365 HV10, viz Obrázek 8-46. S ohledem na poměrně velké rozestupy jednotlivých vtisků, rastr pro jednotlivé vtisky 1x1 mm, nelze v návaznosti na poměrně úzká kritická pásma tepelně ovlivněné oblasti objektivně popsat vlastnosti těchto pásem. Zároveň byly naměřeny vyšší hodnoty tvrdosti v návarovém kovu první vrstvy návaru v intervalu 230 – 350 HV10. Po navaření druhé vrstvy se rovněž potvrdil fenomén posunu tvrdosti z tepelně ovlivněné oblasti první vrstvy návaru do návarového kovu první vrstvy, viz Obrázek 8-47. Hodnoty tvrdosti se pohybovaly v intervalu 240 – 360 HV10 a byly naměřeny v blízkosti linie ztavení. V ostatních oblastech tvrdost nepřekročila hodnotu 230 HV10.

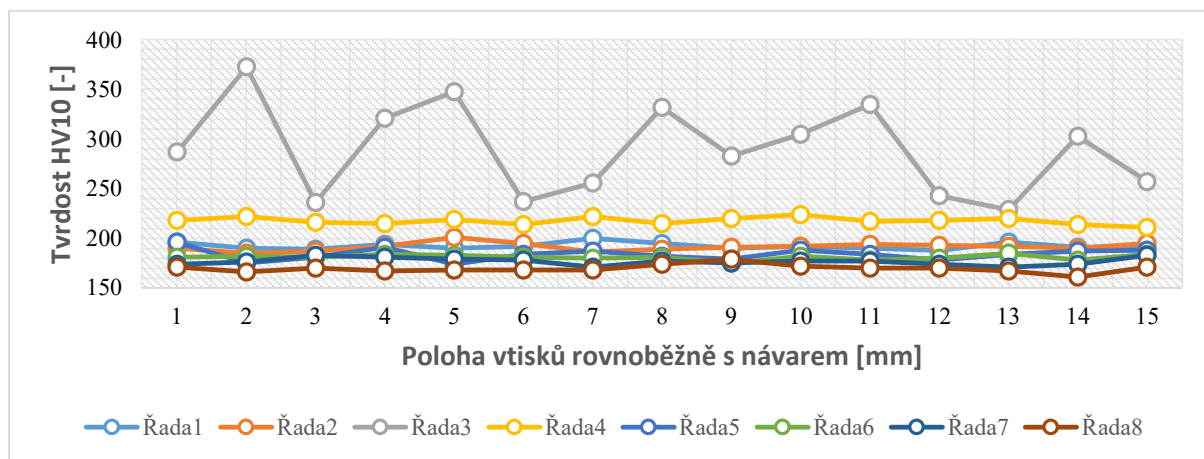


Obrázek 8-45 Způsob měření průběhu tvrdosti (HV10) po druhé vrstvě návaru na tělese H15

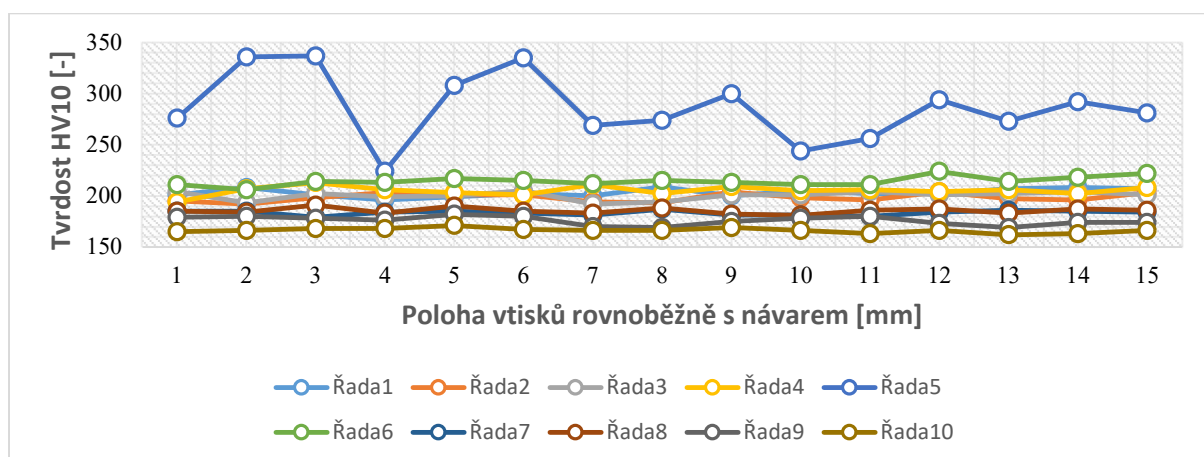
Po navaření třetí a čtvrté vrstvy návaru již nedošlo z pohledu tvrdosti k výrazným změnám. Pouze došlo ke korekci hodnot tvrdosti v návarovém kovu první vrstvy návaru v blízkosti linie ztavení, kdy po třetí vrstvě se hodnoty tvrdosti pohybovaly pod 300 HV10, v ojedinělých případech dosáhly hodnoty až 340 HV10, viz Obrázek 8-48. Po navaření čtvrté vrstvy návaru již nejvyšší hodnoty nepřekročily 320 HV10, viz Obrázek 8-49.



Obrázek 8-46 Měření průběhu tvrdosti (HV10) po první vrstvě návaru na tělese H15

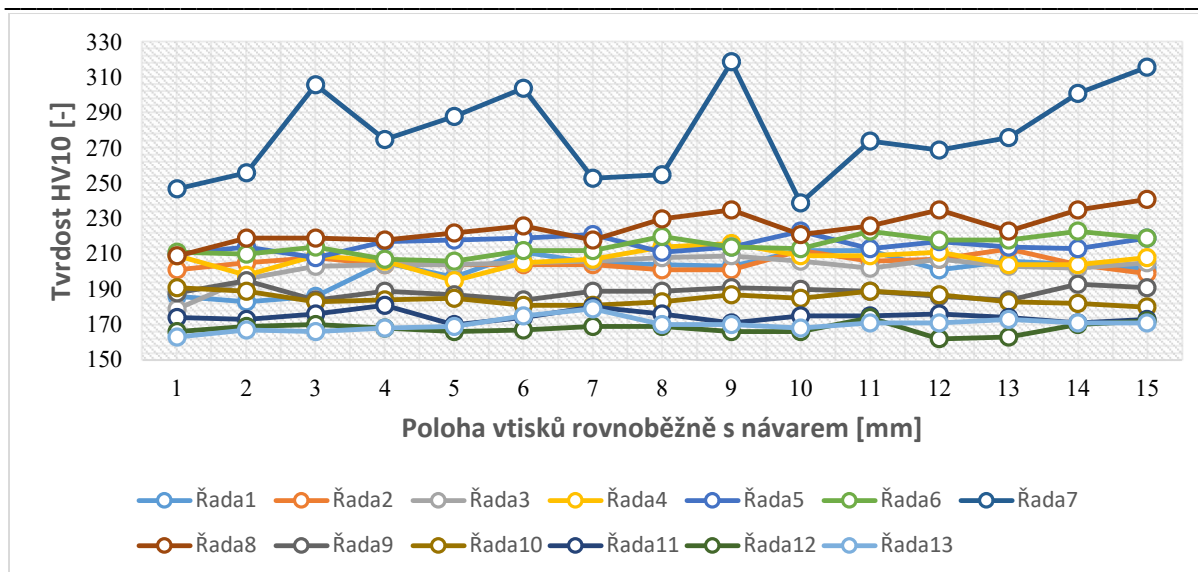


Obrázek 8-47 Měření průběhu tvrdosti (HV10) po druhé vrstvě návaru na tělese H15



Obrázek 8-48 Měření průběhu tvrdosti (HV10) po třetí vrstvě návaru na tělese H15



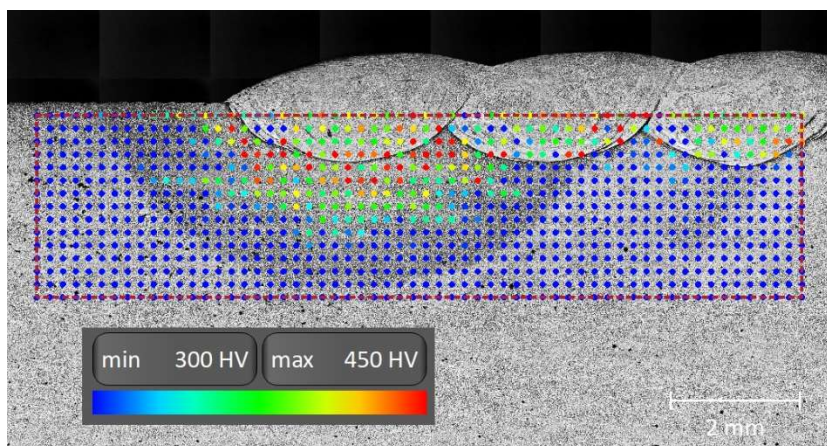


Obrázek 8-49 Měření průběhu tvrdosti (HV10) po čtvrté vrstvě návaru na tělese H15

### Zkouška mikrotvrdosti (HV0,1) na tělese H15

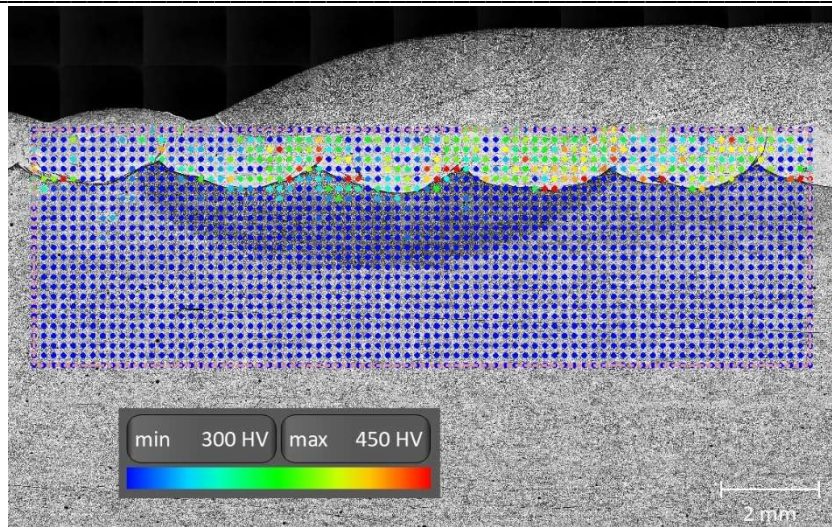
Statická zkouška tvrdosti podle Vickerse byla provedena v souladu s ISO 6507-1 a ISO 6507-2 s nominální hodnotou zkušebního zatížení 0,9807 N (HV0,1). Postup zkoušení volen v rastru pro jednotlivé vtisky 0,2x0,2 mm. Tvrdost byla měřena na podélném řezu tělesem na zařízení ATM CARAT 950 přes základní materiál, tepelně ovlivněnou oblast a návarový kov.

Z měření mikrotvrdosti v oblasti první vrstvy návaru vyplývá, že dochází k rapidnímu nárůstu tvrdosti v blízkosti linie ztavení, ať už v pásmu přehřátí, tak i v návarovém kovu. Hodnoty tvrdosti se v těchto oblastech pohybují mezi 380 až 450 HV0,1 a nejkritičtějších hodnot je dosahováno právě na linii ztavení, viz Obrázek 8-50.



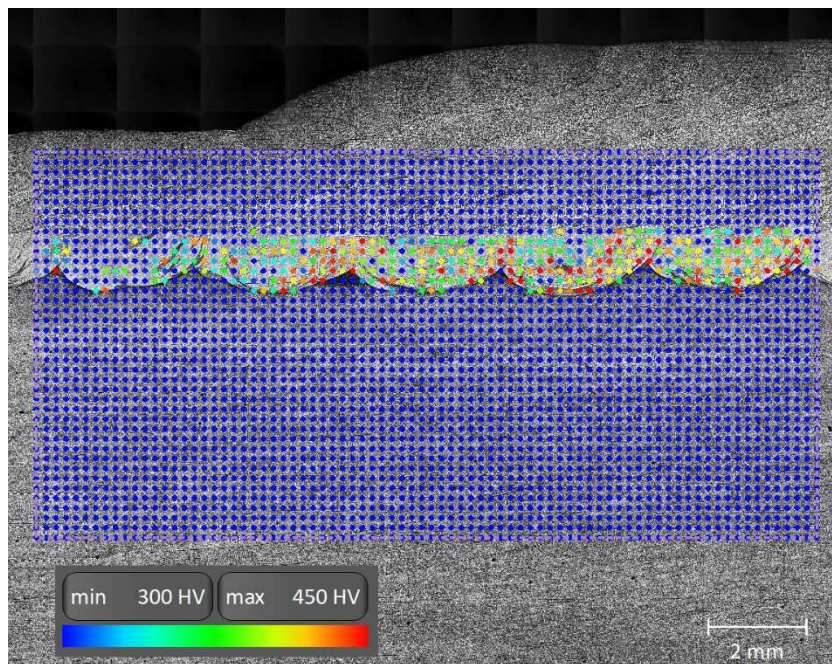
Obrázek 8-50 Měření tvrdosti (HV0,1) po první vrstvě návaru na tělese H15

Z výsledků měření mikrotvrdosti po navaření druhé vrstvy je zřejmé, že dochází k redistribuci tvrdosti v blízkosti linie ztavení z tepelně ovlivněné oblasti první vrstvy do návarového kovu první vrstvy. V tepelně ovlivněné oblasti dochází k rapidnímu poklesu tvrdosti výrazně pod úroveň 300 HV0,1, viz Obrázek 8-51. Většina hodnot tvrdosti v návarovém kovu první vrstvy se pohybuje maximálně na úrovni hodnot 400 HV0,1. V ojedinělých jednotlivých vtiscích dosahuje i hodnot až 450 HV0,1, viz Obrázek 8-51. Výsledky jasně ukazují, že navařením druhé vrstvy návaru dochází k transformaci mikrostruktury v tepelně ovlivněné oblasti.



Obrázek 8-51 Měření tvrdosti (HV<sub>0,1</sub>) po druhé vrstvě návaru na tělese H15

Po navaření třetí vrstvy návaru již nedochází k výrazným změnám tvrdosti. Navařením druhé vrstvy návaru došlo k přesunu tvrdosti do první vrstvy návarového kovu a v první vrstvě návaru zůstává tvrdost formována i po třetí vrstvě návaru. Tvrdost v tepelně ovlivněné oblasti první vrstvy návaru se nachází na úrovni hodnot nižších než 250 HV<sub>0,1</sub>, viz Obrázek 8-52.



Obrázek 8-52 Měření tvrdosti (HV<sub>0,1</sub>) po třetí vrstvě návaru na tělese H15

#### 8.4 Návrh, příprava a provedení zkušebního svarového spoje

Výsledky a poznatky získané při předchozích činnostech v rámci experimentálního programu umožnily provedení návaru na tělese H15. Výsledky získané navařením tělesa H15 daly předpoklad pro úspěšné provedení zkušebního svarového spoje a navržení technologického postupu. Cílem je dosažení vyhovujících výsledků při navařování návaru č. 60 z pohledu přítomnosti horkých trhlin a optimalizace vlastností tepelně ovlivněné oblasti.



### Naváření zkušebního svarového spoje – návar č. 60

Zkušební svarový spoj byl navářen v souladu s pWPS č. S 2545. K naváření byla použita metoda 141 s přidavným materiálem Böhler AWS ER 309 LSi ve formě drátu pro orbitální navarování o průměru 0,8 mm. Navarování bylo provedeno v poloze PK ve smyslu EN ISO 6947 a návarové housenky byly navarovány po kružnicích s roztečí wolframové elektrody po každé návarové housence 3 mm. Pro první úsek první a druhé vrstvy návaru byl proveden přehřev v souladu s požadavky EN 13916. Teplota přehřevu byla regulována pomocí termočlánků připevněných na zkušební desce se stabilizací po dobu 0,5 hodiny na teplotě 100 °C až 120 °C. Maximální rychlost ohřevu byla omezena na maximálně 50 °C/hod. Při navarování následujících úseků a vrstev návaru byla limitována teplota interpass na teplotě maximálně 100 °C. Bezprostředně po naváření následoval dohřev při teplotě 250±20 °C po dobu minimálně 8 hodin. V Tabulka 8-7 je uveden kompletní přehled hlavních parametrů navarování. Doba trvání jednoho pulzu při pulzním navarování je  $I_h$ ,  $U_h$  – 100 ms a  $I_b$ ,  $U_b$  – 100 ms. Pro výpočet  $Q_{WP}$  byla použita Rovnice 5-1.

Tabulka 8-7 Kompletní přehled hlavních parametrů navarování

Vrstva	$I_h$	$I_b$	$I_a$	$U_h$	$U_b$	$U_a$	$v$	$Q_{WP}$	$v_w$
[-]	[A]	[A]	[A]	[V]	[V]	[V]	[mm/min]	[J/mm]	[mm/min]
1	125	95	110	11	9	10	146±10	271	500 – 600
2 - X	150	120	135	11	9	10	146±10	333	900 – 1100

#### 8.4.1 Návrh, příprava, provedení a vyhodnocení destruktivních zkoušek

##### Metalografické hodnocení makrostruktury a mikrostruktury

Pro metalografické hodnocení makrostruktury a mikrostruktury sloužil podélný řez zkušebním svarovým spojem, viz Obrázek 8-53. Metalografické hodnocení bylo provedeno v souladu s EN ISO 17639. Vady ve smyslu EN ISO 6520-1 byly vyhodnoceny v souladu s EN ISO 5817, st. B a NTD A.S.I. Sekce VII, kategorie svarového spoje I.



Obrázek 8-53 Makrostruktura zkušebního svarového spoje

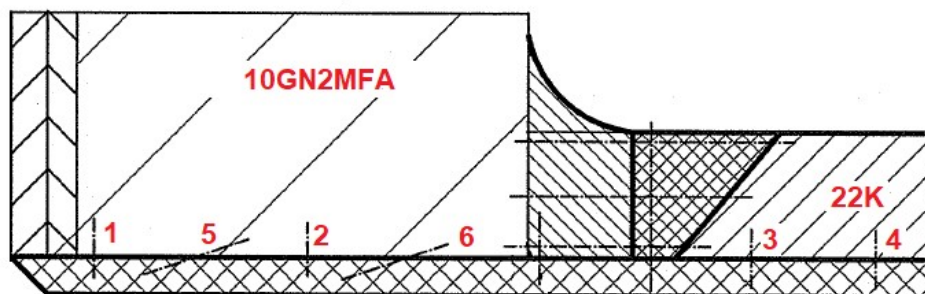
Při hodnocení makrostruktury a mikrostruktury nebyly v celé délce návaru přes základní materiály 10GN2MFA, 22K a 08Ch18N10T nalezeny žádné trhliny či jiné heterogenity nebo anomálie, které by naznačovaly sníženou celistvost návarového kovu. Z pohledu mikrostruktury se potvrdilo, že první vrstva nevykazovala přítomnost delta feritu a delta ferit byl vyloučen až od druhé vrstvy návaru. Skladba návaru v oblasti oceli 10GN2MFA je zřetelně patrná z Obrázek 8-54. Z hlediska kritérií přípustnosti, v podobě EN ISO 5817, st. B a NTD A.S.I. Sekce VII, kategorie svarového spoje I, jsou výsledky návaru č. 60 vyhovující.



Obrázek 8-54 Návar č. 60 v oblasti základního materiálu 10GN2MFA

### Zkouška tvrdosti (HV10)

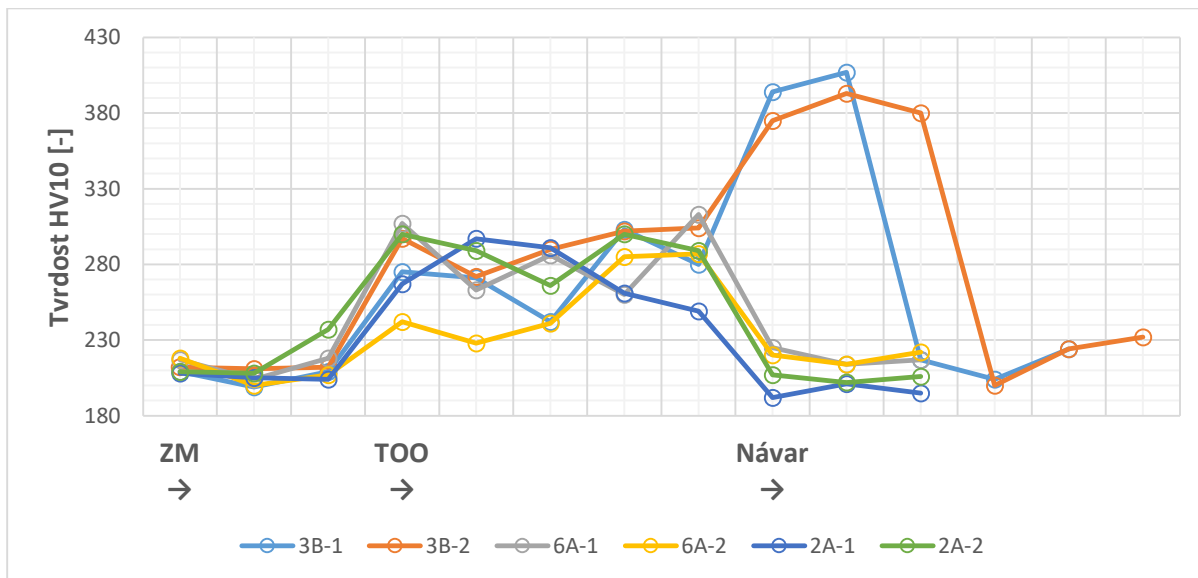
Statická zkouška tvrdosti podle Vickerse byla provedena v souladu s ISO 6507-1 a ISO 6507-2 s nominální hodnotou zkušebního zatížení 98,07 N (HV10). Postup zkoušení volen v souladu s požadavky EN ISO 9015-1, zkušební postup R, vzdálenost mezi vtisky 1 mm. Tvrdost byla měřena na podélném řezu zkušebním svarovým spojem na zařízení WOLPERT 751/250. Umístění jednotlivých linií vtisků dáno rozřezovým plánem na Obrázek 8-55, vyznačené čerchovanými čarami a číselným označením jednotlivých linií. Pro účely zkoušky tvrdosti byly využity vzorky určené pro metalografické hodnocení. Zkoušení tvrdosti bylo provedeno v souladu s EN ISO 15614-7 pod úhlem 15°, který svírá povrch základního materiálu a linie pro zkoušení tvrdosti (linie 5 a 6). Ve vybraných místech bylo měření tvrdosti provedeno v linii kolmé k povrchu návaru (linie 1, 2, 3 a 4). Kritérium vychází z Tabulky 3, resp. Tabulky 4 uvedené v normě EN ISO 15614-1, resp. EN ISO 15614-7, kde je tvrdost pro skupinu materiálu 1 dle TNI CEN ISO/TR 15608 v tepelně nezpracovaném stavu uvedena maximálně 380 HV10 a pro skupinu 4 je v tepelně nezpracovaném stavu maximálně 380 HV10 (pro skupinu 4 obě normy za určitých podmínek připouští vyšší hodnoty, pokud jsou specifikovány před zkouškou postupu svařování). Z pohledu TNI CEN ISO/TR 15608 nelze ocel 10GN2MFA korektně zařadit do žádné ze skupin, ale nejbližší má z hlediska chemického složení do skupiny 4, proto jsou uvažována kritéria pro tuto skupinu.



Obrázek 8-55 Způsob měření tvrdosti (HV10) na zkušebním svarovém spoji (přepřacováno) [67]

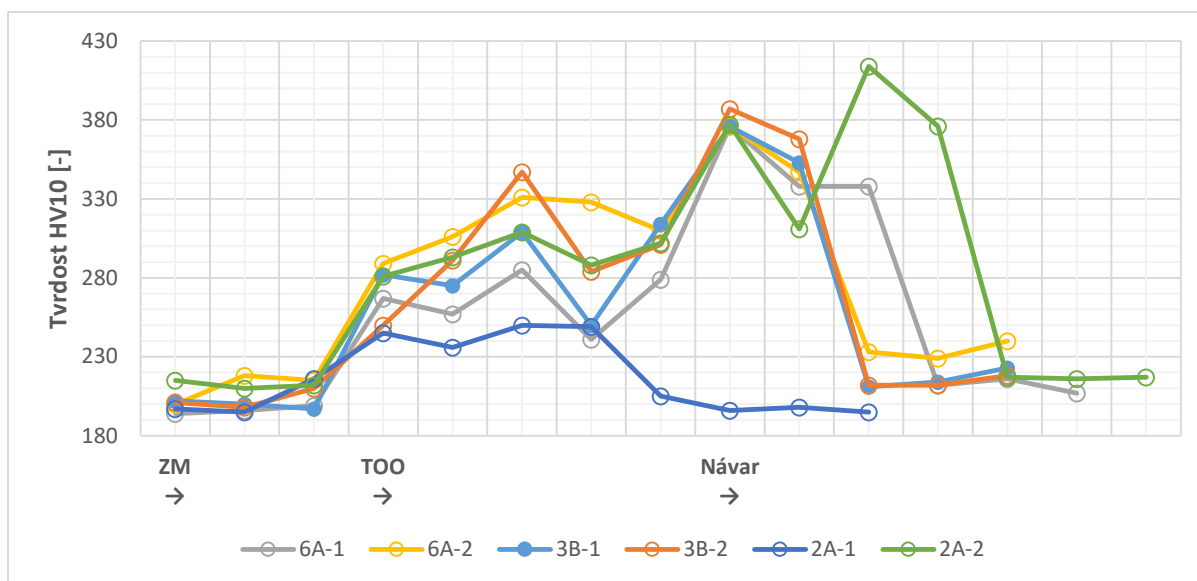
Měření hodnot tvrdosti (HV10) bylo provedeno na tělesech 6A, 2A a 3B zkušebního svarového spoje. Pro sestavení grafů uvedených na Obrázek 8-56, Obrázek 8-57 a Obrázek 8-58 jsou použity hodnoty uvedené v protokolech. Pro těleso 6A protokoly č. 41/MZ/23 Rev. 1 a 62/MZ/33 Rev. 1, pro těleso 2A protokoly č. 43/MZ/23 Rev. 1 a 63/MZ/23 Rev. 1, a pro těleso 3B protokoly č. 39/MZ/23 Rev. 1 a 61/MZ/33 Rev. 1. Průběhy hodnot tvrdosti (HV10), měřené pod úhlem 15° k povrchu návaru na ocel 10GN2MFA, jsou uvedeny na Obrázek 8-56. Výsledky ukazují, že oproti

základnímu materiálu došlo k nárůstu tvrdosti v tepelně ovlivněné oblasti. Hodnoty dosahovaly hodnot maximálně 314 HV10. Současně došlo u tělesa 3B k nárůstu tvrdosti v návaru. U těles 6A a 2A naopak došlo v návaru k poklesu tvrdosti na úroveň tvrdosti v základním materiálu. Z těchto výsledků lze konstatovat, že u tělesa 3B došlo k anomálnímu projevu, který lze přisuzovat heterogenitě chemického složení, a tím i vlastností v návarovém kovu první vrstvy.



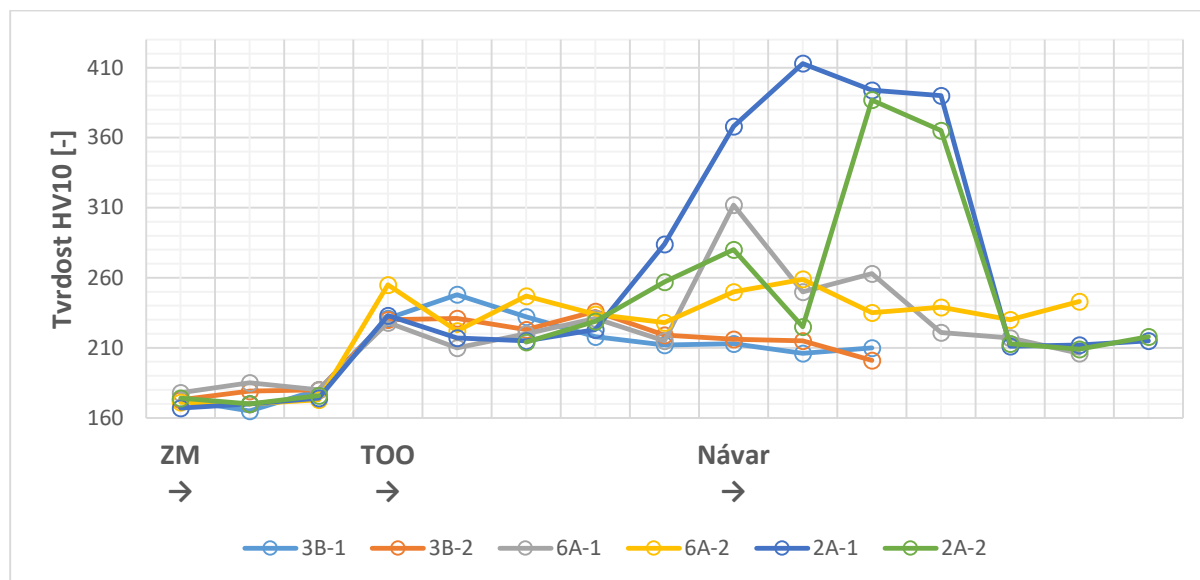
Obrázek 8-56 Měření průběhu tvrdosti (HV10) pod úhlem 15° k povrchu návaru na ocel 10GN2MFA

V případě měření tvrdosti (HV10) kolmo k povrchu návaru na ocel 10GN2MFA, viz Obrázek 8-57, je patrný podobný trend jako v případě měření pod úhlem 15°. Rozdílem je, že v tepelně ovlivněné oblasti je pozorován větší rozptyl hodnot tvrdosti v intervalu 230 až 350 HV10, který lze přisuzovat způsobu měření kolmo k povrchu návaru. Tento způsob měření je, ve srovnání s měřením pod úhlem 15° k povrchu návaru, citlivější na lokální výkyvy hodnot tvrdosti, což ukazují i dosažené výsledky. Výkyvy jsou způsobené relativně velkým krokem vtisků v porovnání s relativně malou tloušťkou tepelně ovlivněné oblasti. Zároveň byly naměřeny vyšší hodnoty tvrdosti v návaru, které potvrzují trend z předchozích částí experimentálního programu, kde bylo vlivem zředění návarového kovu dosahováno podobných výsledků.



Obrázek 8-57 Měření průběhu tvrdosti (HV10) kolmo k povrchu návaru na ocel 10GN2MFA

V souladu s očekáváním bylo při měření průběhu tvrdosti (HV10) kolmo k povrchu návaru na ocel 22K, viz Obrázek 8-58, dosahováno příznivějších hodnot tvrdosti, zejména v tepelně ovlivněné oblasti, ve srovnání s ocelí 10GN2MFA. V tepelně ovlivněné oblasti bylo dosaženo hodnot maximálně 290 HV10, obvykle se hodnoty pohybovaly v intervalu 210 až 260 HV10.



Obrázek 8-58 Měření průběhu tvrdosti (HV10) kolmo na povrch návaru na ocel 22K

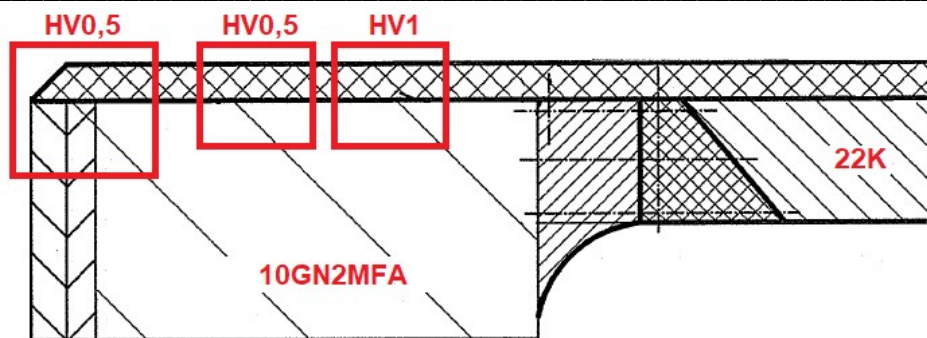
Z hlediska přípustnosti jsou dosažené výsledky vyhovující a jsou v souladu s EN ISO 15614-1, resp. EN ISO 15614-7. V základním materiálu a v tepelně ovlivněné oblasti, v souladu s Tabulkou 3 normy ISO 15614-7, nepřekračují naměřené hodnoty stanovenou hodnotu tvrdosti, uvedenou v Tabulce 4 téže normy, pro tepelně nezpracované návary skupin 1 a 4 ve smyslu TNI CEN ISO/TR 15608, kde je stanovena maximální přípustná hodnota tvrdosti 380 HV10.

Výsledky ukazují, že jednotlivé skokové změny tvrdosti jsou způsobeny lokálními heterogenitami, především v případě návarového kovu, kde jsou tyto výkyvy nejčtenější. To potvrzuje skutečnost, že po navaření druhé a dalších vrstev návaru vlivem vysokého zředění návarového kovu dochází k nárůstu tvrdosti v první vrstvě návaru. Zároveň se potvrzuje, že z hlediska přesnosti a reprezentativnosti výsledků měření tvrdosti (HV10) je vhodnější využití měření pod úhlem 15° k povrchu návaru ve srovnání s měřením kolmo k povrchu návaru.

#### Zkouška mikrotvrdosti (HV1 a HV0,5)

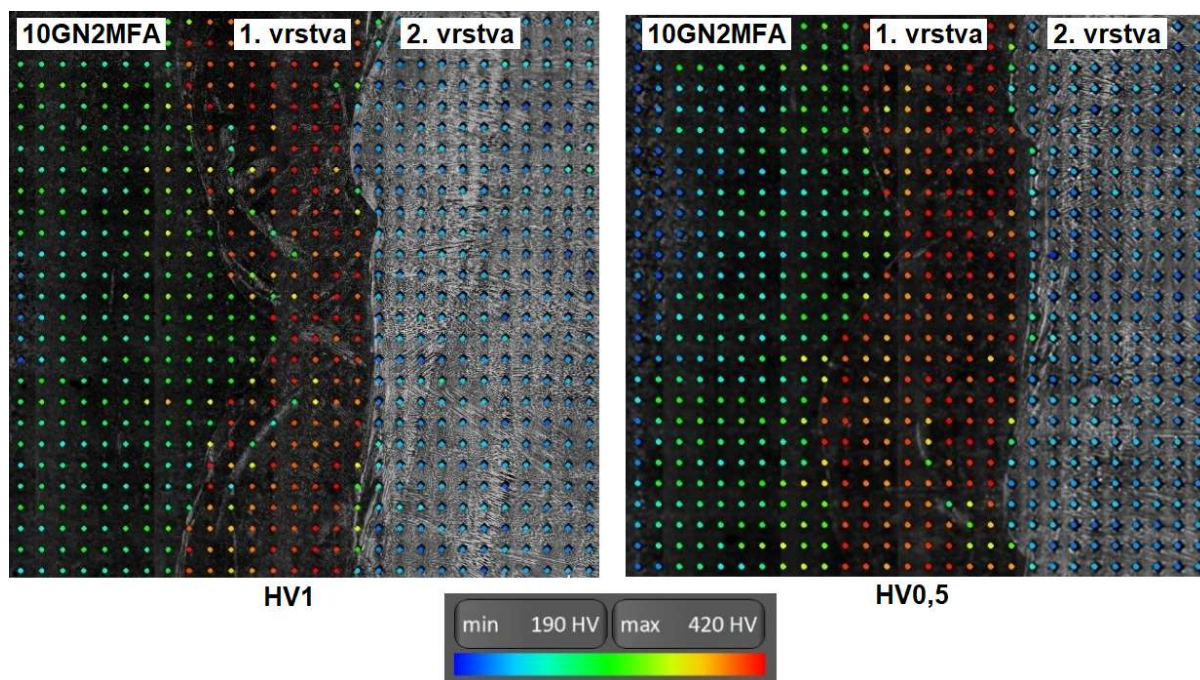
Nad rámec požadavků norem a předpisů byla provedena statická zkouška tvrdosti podle Vickerse v souladu s ISO 6507-1 a ISO 6507-2 s nominální hodnotou zkušebního zatížení 9,807 N (HV1) a 4,9035 N (HV0,5). Mikrotvrdost na vybraných místech byla měřena v rastru 0,15x0,15 mm přes základní materiál, tepelně ovlivněnou oblast a návarový kov. Výsledkem je mapa mikrotvrdosti. Pro zkoušky mikrotvrdosti bylo použito zařízení ATM CARAT 950. Umístění jednotlivých oblastí měření mikrotvrdosti je uvedeno na Obrázek 8-59.





Obrázek 8-59 Místa pro měření průběhu mikrotvrlosti na zkušebním svarovém spoji (přepracováno) [67]

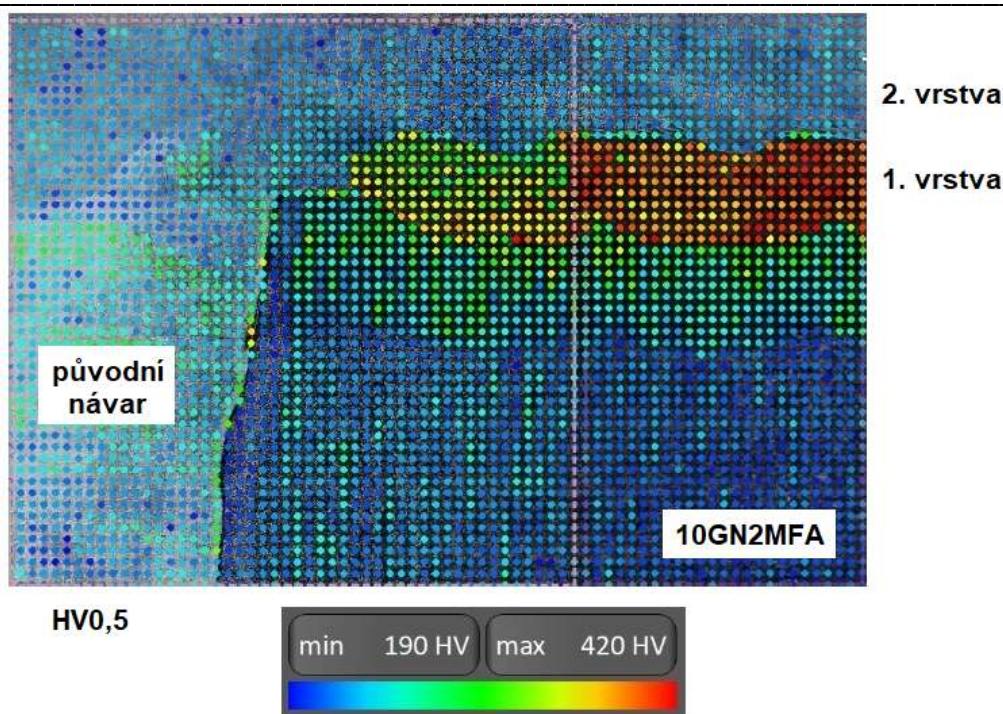
Na Obrázek 8-60 je uvedeno porovnání výsledků měření mikrotvrlosti HV1 a HV0,5 v místě návaru na ocel 10GN2MFA. Z výsledků je zřejmé, že dochází k potvrzení výsledků zjištěných měření tvrdosti (HV10). Mikrotvrdot názorně ukazuje, že v tepelně ovlivněné oblasti je dosahováno příznivých hodnot okolo 300 HV1, resp. HV0,5. Porovnáním s měřením tvrdosti (HV10) v rastru 1x1 mm se ukazuje, že měření mikrotvrdoti je vhodným nástrojem bez ohledu na velikost zatížení (HV1, HV0,5 a HV0,1). Rovněž lze na mapách tvrdosti Obrázek 8-60 pozorovat, že zvýšená mikrotvrdot je ostře ohraničena první vrstvou návaru.



Obrázek 8-60 Průběh mikrotvrlosti (HV1 a HV0,5), rastr 0,15x0,15 mm

Obrázek 8-61 ukazuje oblast reprezentující místo styku původního návaru s nově zhotovovaným náwarem č. 60 na ocel 10GN2MFA. Z hlediska výsledků je zajímavé místo první housenky první vrstvy návaru na ocel 10GN2MFA, která vykazuje nižší mikrotvrdot (HV0,5) ve srovnání s dalšími housenkami první vrstvy návaru na ocel 10GN2MFA. To potvrzuje teorii související s vlivem velikosti zředění návarového kovu. V případě této housenky je menší zředění ocelí 10GN2MFA, ale naopak je návarový kov zředěn návarovým kovem v oblasti původního návaru. Mikrotvrdot (HV0,5) v tepelně ovlivněné oblasti oceli 10GN2MFA se pohybuje okolo hodnoty maximálně 300 HV0,5, což potvrzuje velmi dobrou optimalizaci vlastností tepelně ovlivněné oblasti.





Obrázek 8-61 Průběh mikrotvrdosti (HV0,5), rastr 0,15x0,15 mm

#### 8.4.2 Numerická simulace metodou konečných prvků

Okrajové podmínky pro numerické simulace jsou převzaty z první části experimentálního programu. Rozměry tepelného zdroje jsou uvedeny v Tabulka 8-8 a parametry navařování v Tabulka 8-9. K provedení numerických simulací byl použit program SYSWELD a metoda pohybujícího se tepelného zdroje. Zároveň numerická simulace nezahrnuje a nezohledňuje zředění návarového kovu přídatného materiálu se základními materiály z důvodu omezení, která má program SYSWELD.

Termofyzikální vlastnosti pro teplotně-strukturální analýzy (koeficient měrné tepelné vodivosti, měrná tepelná kapacita, měrná hmotnost, koeficient přestupu tepla příslušného fyzikálního rozhraní) a mechanické vlastnosti pro mechanicko-strukturální analýzy (teplotní deformace, modul pružnosti, smluvní mez kluzu, deformační zpevnění materiálu) byly pro základní materiály převzaty ze [68]. V případě přídatných materiálů byly výše uvedené vlastnosti nahrazeny vlastnostmi základních materiálů ekvivalentního typu.

Tabulka 8-8 Rozměry tepelného zdroje typu dvojitého elipsoidu Goldak

a [mm]	b [mm]	c [mm]	d [mm]
3,5	1,0	4,2	13,9

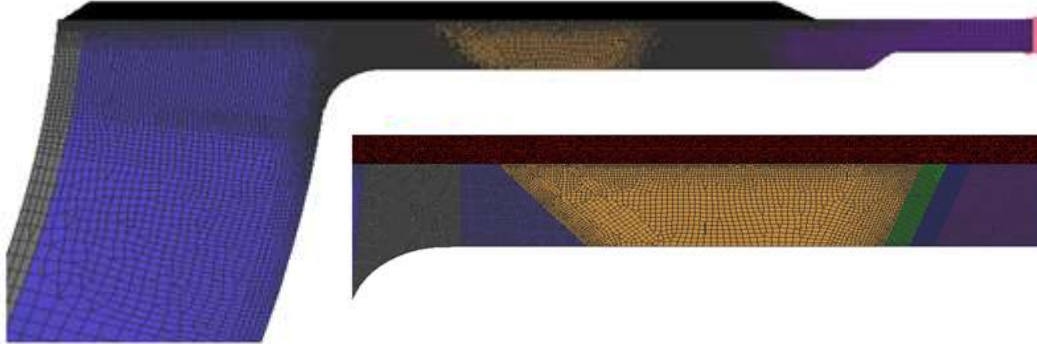
Tabulka 8-9 Parametry navařování

Počet housenek	$I_h$ [A]	$I_b$ [A]	v [mm/min]	$Q_{WP}$ [J/mm]
317	170	140	150	372

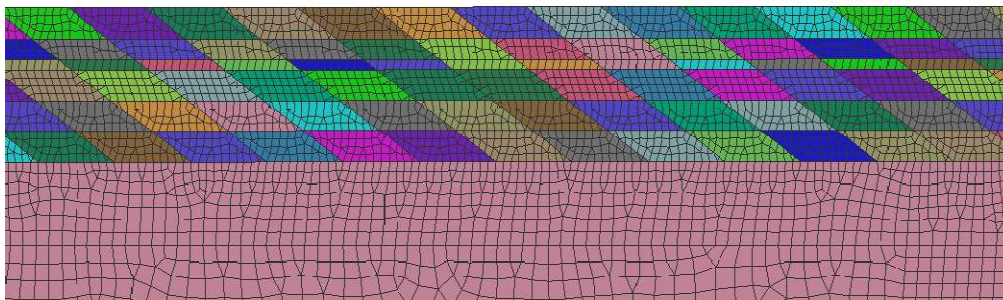
#### Numerická simulace návaru č. 60 metodou konečných prvků

Za účelem numerické simulace byl vytvořen 2D axisymetrický výpočtový model, který byl opatřen sítí konečných prvků – elementů, viz Obrázek 8-62. Na základě předchozích zkušeností s numerickými simulacemi navařování a praktických poznatků z navařování pomocí orbitálního navařovacího zařízení jsou jednotlivé elementy návarových housenek simulovány kosodélníkovým tvarem, viz Obrázek

8-63, který reprezentuje překrytí návarových housenek, ke kterému dochází při reálném navařování. V praxi se překrytí návarových housenek pohybuje na hodnotách 40 – 60 %. Pro účely numerických simulací je překrytí návarových housenek přibližně 50 %. Celkově je v rámci simulace uvažováno s 317 housenkami návaru č. 60.

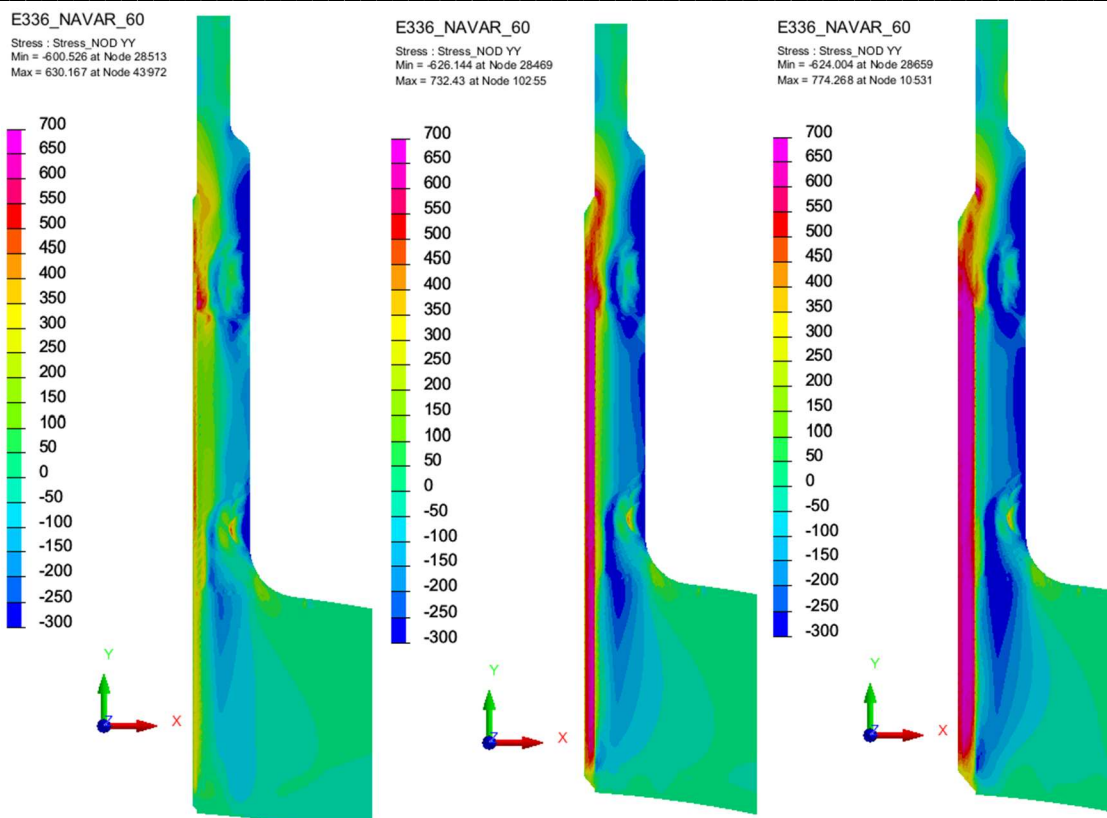


Obrázek 8-62 Výpočtový model nátrubku odběru měření tlaku na hlavním cirkulačním potrubí [68]

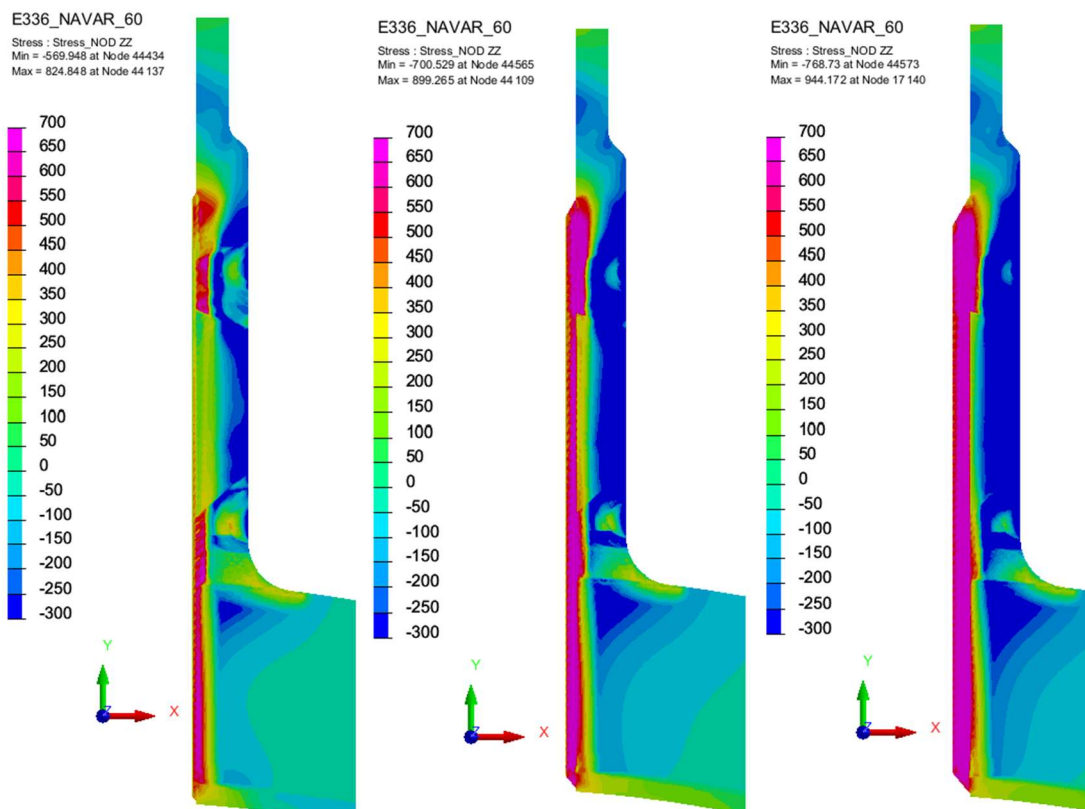


Obrázek 8-63 Kosodélníkový tvar svarových housenek návaru č. 60 [68]

Průběh zbytkových napětí po navaření jednotlivých vrstev je patrný z Obrázek 8-64 a Obrázek 8-65. Tyto obrázky ukazují průběhy napětí po navaření první, třetí a páté vrstvy návaru. Navaření jednotlivých vrstev se projevuje z pohledu zbytkových napětí vznikem tahových napětí v oblasti návaru. V nátrubku naopak dochází k redistribuci napětí, které je ve výsledku tlakové. Výsledky numerických simulací návaru č. 60 ukazují, že z pohledu osových napětí se po navaření první vrstvy návaru začínají na vnějším povrchu nátrubku objevovat tlaková napětí, která se směrem k vnitřnímu povrchu postupně transformují na tahová napětí. Rostoucí počet vrstev zvýrazňuje výše popsané průběhy napětí. Absolutní hodnoty napětí nelze považovat za dostatečně korektní s ohledem na různá omezení numerických simulací, ale zároveň numerické simulace poskytují komplexní představu o průběhu a koncentraci napětí v základním materiálu a návaru.



Obrázek 8-64 Osově napětí po navaření první, třetí a páté vrstvy návaru č. 60 [68]



Obrázek 8-65 Obvodové napětí po navaření první, třetí a páté vrstvy návaru č. 60 [68]

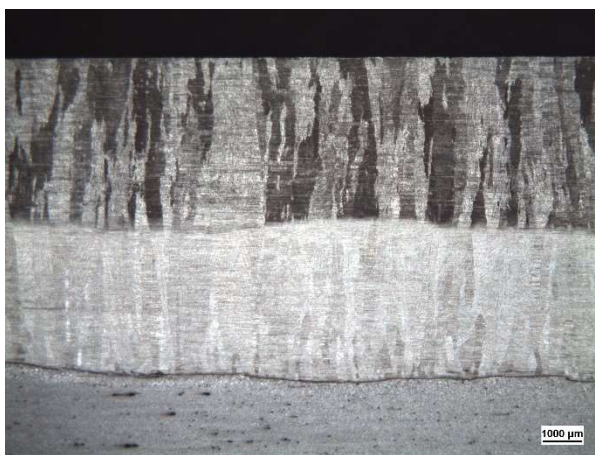


## 8.5 Porovnání s výsledky původního návaru na hlavní cirkulační potrubí

V rámci této části byla použita výseč segmentu trubky z oceli 10GN2MFA s vnitřním korozivzdorným náwarem doložená Protokolem o přejímce číslo 2030 [56] se všemi informacemi o použitých přídavných materiálech a provedených tepelných režimech. Trubka s korozivzdorným náwarem byla vyrobena standardním výrobním postupem včetně provedených tepelných zpracování. Pro první vrstvu návaru výseče segmentu trubky byla použita identická značka přídavného materiálu, jako pro účely experimentální části I a II, Sv-07Ch25N13, pouze ve verzi pro navařování metodou 121, kde jsou jen minimální rozdíly v chemickém složení.

### Metalografické hodnocení makrostruktury a mikrostruktury

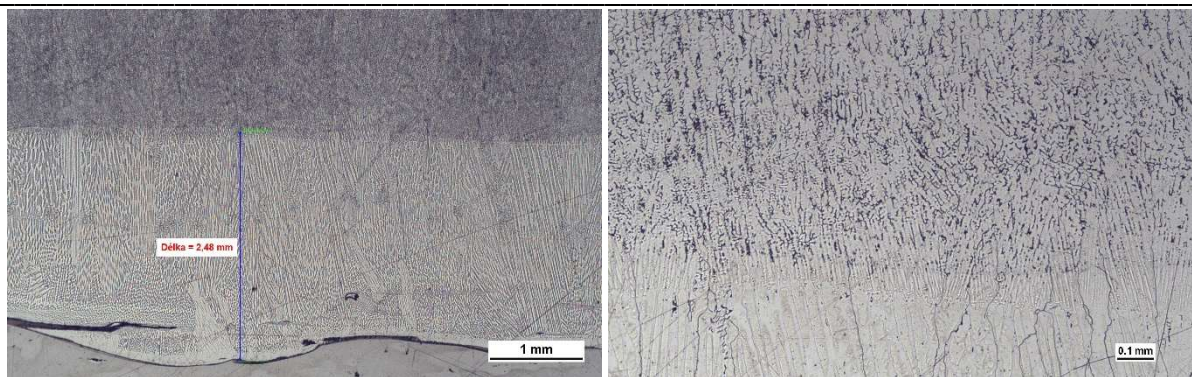
Na Obrázek 8-66 je uveden příčný řez náwarem připraveným pro metalografické hodnocení. Jedná se o dvouvrstvý návar, kde první vrstva je zhotovena přídavným materiálem Sv-07Ch25N13 v kombinaci s tavidlem OF10 a druhá vrstva přídavným materiálem Sv-04Ch20N10G2B v kombinaci s tavidlem OF10. Použitý přídavný materiál byl v obou případech ve formě pásky o průřezu 60x0,5 mm. Ve srovnání s metodou 141, kde je nutné pro dosažení tloušťky návaru minimálně 5 mm navařit přibližně pět vrstev návaru, u návaru metodou 121 je této tloušťky dosaženo na dvě vrstvy. Ve vztahu k výsledkům numerických simulací metodou konečných prvků, kde s každou vrstvou roste tahové napětí v návaru, se jeví požadavek na minimální tloušťku návaru zhotovenou jednou značkou přídavného materiálu  $6_{-1}^{+0}$  mm uvedenou v předpise OP 1513-72 jako nevhodný pro metodu 141. Tento požadavek byl do uvedeného předpisu implementován právě ve vazbě na metodu 121. V současné době, kdy je metoda 121 stále častěji nahrazována metodou 141, je proto takový požadavek překonán. Důvod stanovení minimální tloušťky návaru bylo dosažení dostatečné odolnosti proti mezikrystalové korozi na povrchu návaru.



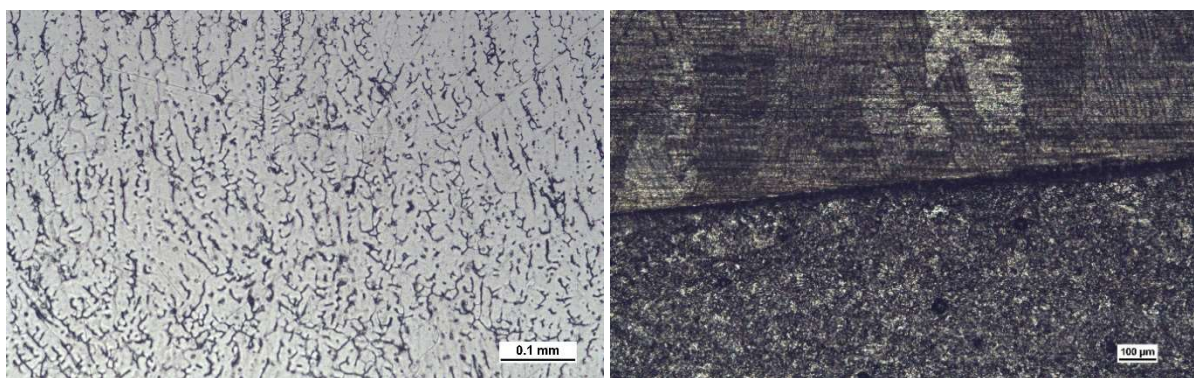
Obrázek 8-66 Fotografie makrostruktury původního návaru na hlavní cirkulační potrubí

Paralelně s linií ztavení mezi ocelí 10GN2MFA a svarovým kovem Sv-07Ch25N13 prochází po celé délce návaru velmi úzká martenzitická mezivrstva, viz Obrázek 8-67, která vykazuje poměrně vysoké hodnoty tvrdosti a mikrotvrdosti. Vznik této vrstvy je jednou z charakteristických vlastností heterogenních svarových spojů a návarů, což ve své práci uvádí i [29]. V první vrstvě návaru je pozorovatelná plně austenitická mikrostruktura návarového kovu, která přechází na rozhraní první a druhé vrstvy návaru, viz Obrázek 8-67, na austenitickou mikrostrukturu s podílem delta feritu. Morfologii delta feritu ve druhé vrstvě návaru lze pozorovat na Obrázek 8-68.





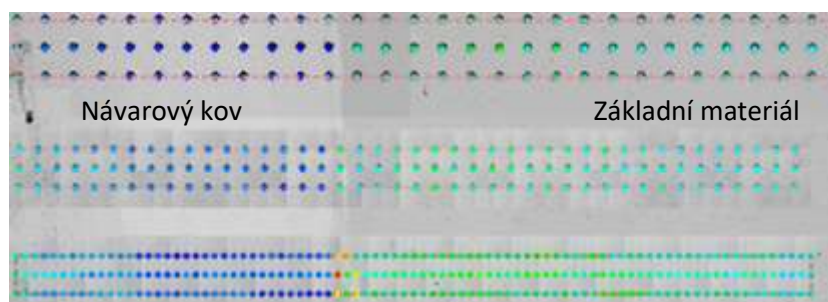
Obrázek 8-67 První a druhá vrstva původního návaru (vlevo) a přechod první a druhé vrstvy (vpravo)



Obrázek 8-68 Morfologie delta feritu v druhé vrstvě návaru (vlevo) a linie ztavení první vrstvy s 10GN2MFA (vpravo)

### Zkouška mikrotvrdomosti (HV1, HV0,5 a HV0,1)

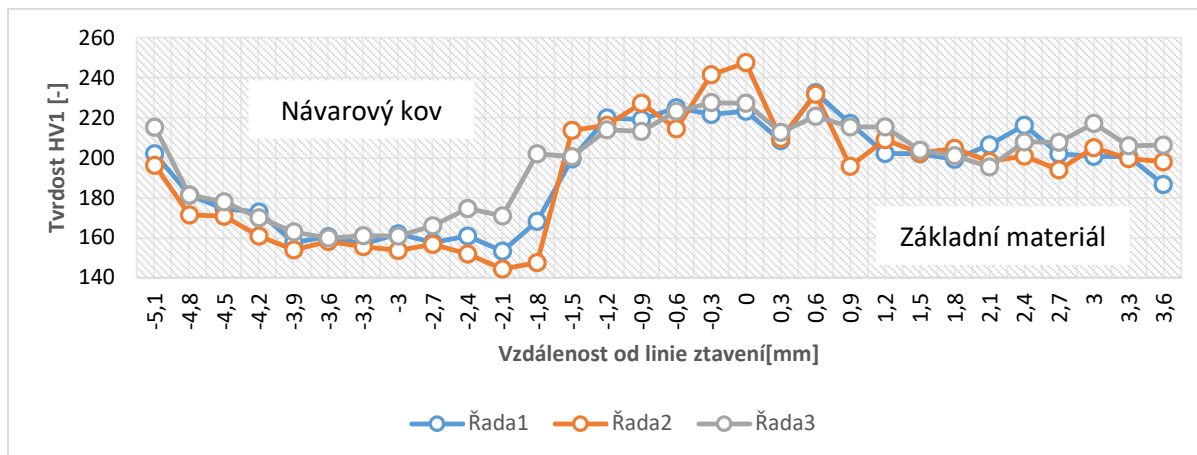
Statická zkouška tvrdosti a mikrotvrdomosti podle Vickerse byla provedena v souladu s ISO 6507-1 a ISO 6507-2 s nominální hodnotou zkušebního zatížení 9,807 N (HV1), 4,9035 N (HV0,5) a 0,9807 N (HV0,1). Postup zkoušení volen v rastru pro jednotlivé vtisky 0,3x0,3 mm (HV1), 0,5x0,2 mm (HV0,5) a 0,1x0,2 mm, resp. 0,5x0,2 mm (HV0,1) přes základní materiál, tepelně ovlivněnou oblast a svarový kov. Měření bylo provedeno na příčném řezu návarem na zařízení ATM CARAT 950. Způsob měření mikrotvrdomosti je na Obrázek 8-69 (zleva návarový kov, tepelně ovlivněná oblast a základní materiál).



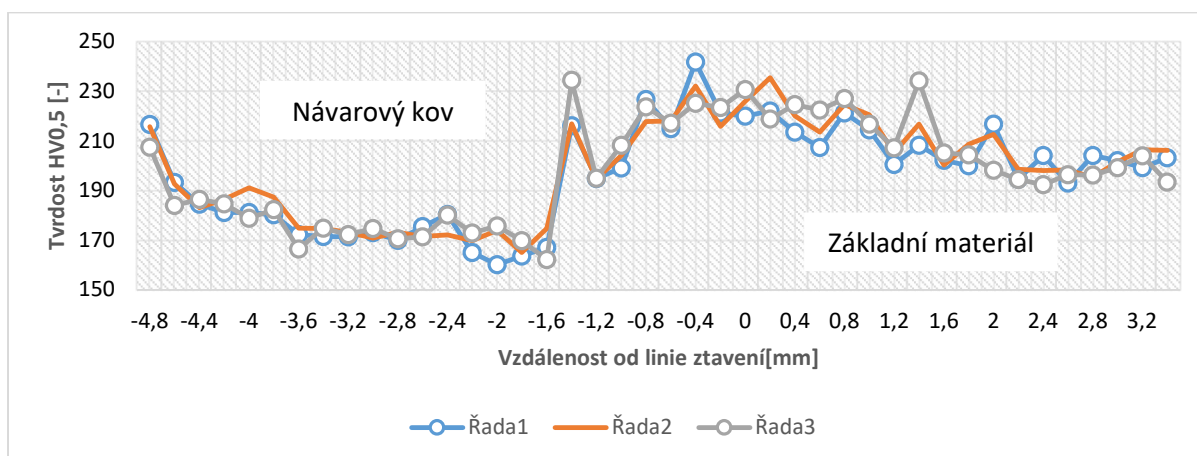
Obrázek 8-69 Způsob měření mikrotvrdomosti HV1 (nahore), HV 0,5 (uprostřed) a HV0,1 (dole)

Na Obrázek 8-70, Obrázek 8-71 a Obrázek 8-71 lze sledovat rozdíly v absolutních hodnotách mikrotvrdomosti měřených na stejném tělese různými zkušebními zatíženími. Průběh mikrotvrdomosti HV1 je na Obrázek 8-70. Z průběhu je zřejmé, že ve srovnání se základním materiálem je v první vrstvě návaru dosahováno vyšších hodnot tvrdosti, která postupně s rostoucí vzdáleností od linie ztavení klesá. Obdobný průběh byl i u měření mikrotvrdomosti HV0,5 na Obrázek 8-70 a HV0,1 na Obrázek 8-71. Při vzájemném porovnání výsledků měření mikrotvrdomosti HV1, HV0,5 a HV0,1 je patrné, že nejvyšší

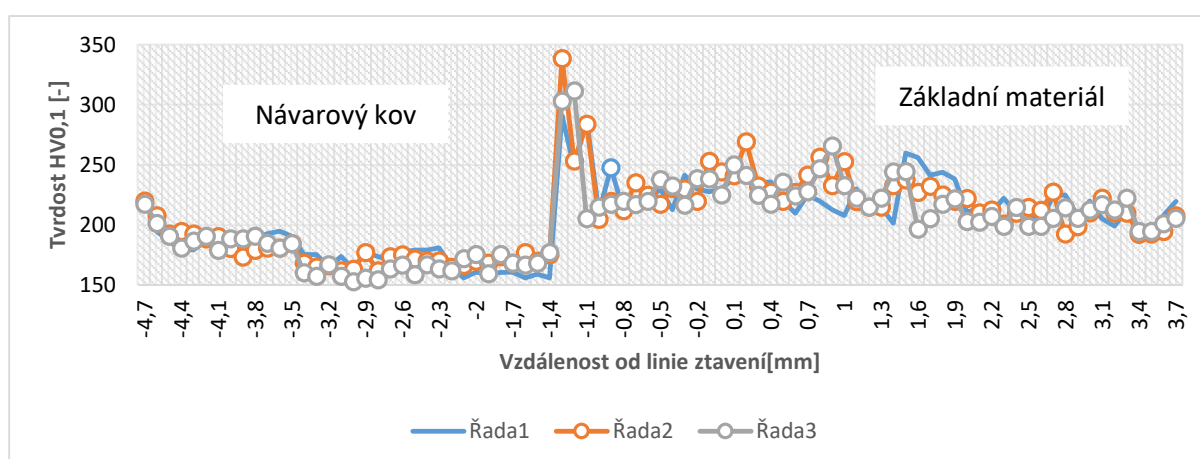
citlivosti je logicky dosahováno u mikrotvrdosti HV0,1. Rozdíly mezi měřeními HV0,5 a HV1 jsou minimální v řádu jednotek HV0,5, resp. HV1.



Obrázek 8-70 Průběh mikrotvrdosti (HV1), rastr 0,3x0,3 mm



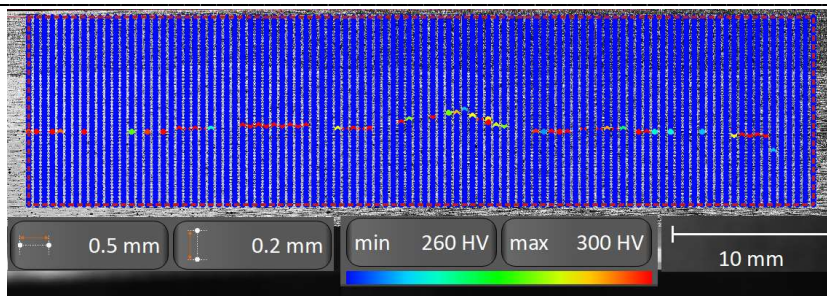
Obrázek 8-71 Průběh mikrotvrdosti (HV0,5), rastr 0,5(šířka)x0,2 mm



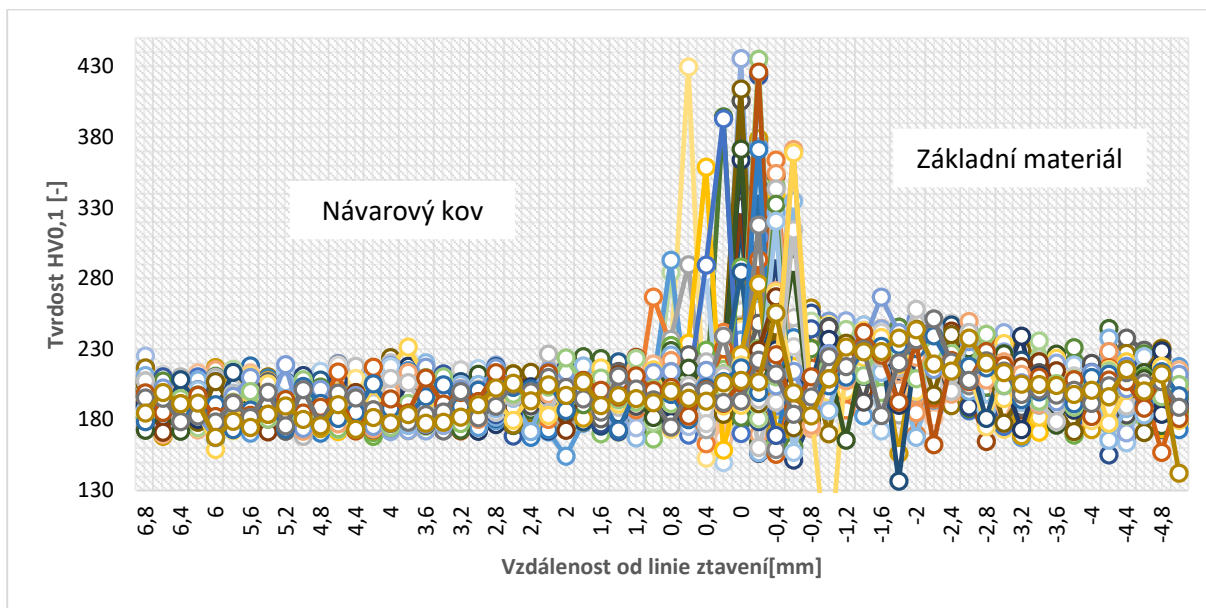
Obrázek 8-72 Průběh mikrotvrdosti (HV0,1), rastr 0,1x0,2 mm

Na Obrázek 8-73 je mapa mikrotvrdosti HV0,1. Je zde patrná, pro heterogenní návary charakteristická, martenzitická vrstva na linii ztavení mezi základním materiálem a první vrstvou návaru na ocel 10GN2MFA. Tato vrstva dosahuje hodnot až 430 HV0,1, což lze vidět v grafickém vyjádření na Obrázek 8-74. Její šířka je obvykle v řádu jednotek až nižších desítek mikrometrů.





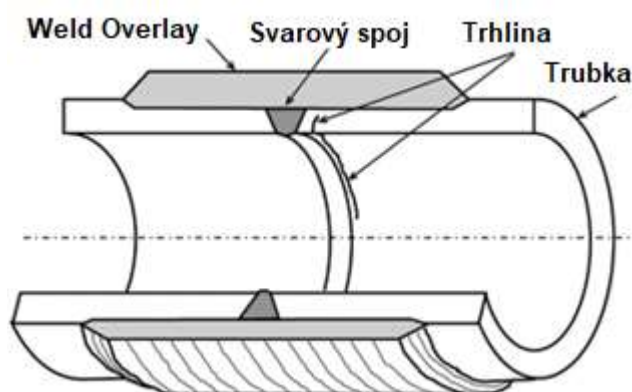
Obrázek 8-73 Měření tvrdosti (HV<sub>0,1</sub>) původního návaru na oceli 10GN2MFA, rastr 0,5x0,2 mm



Obrázek 8-74 Průběh mikrotvrdosti (HV<sub>0,1</sub>), rastr 0,5x0,2 mm

## 8.6 Porovnání s výsledky technologického postupu Weld Overlay

Za účelem porovnání dosažených výsledků v rámci výše uvedeného experimentálního programu je využito výsledků získaných při kvalifikaci technologického postupu Weld Overlay pro opravy heterogenních svarových spojů nátrubků superhavarijního napájení parních generátorů jaderné elektrárny Dukovany. Nejen na kvalifikaci, ale i na zavedení technologického postupu Weld Overlay ve spolupráci s Electric Power Research Institute (EPRI), včetně implementace do NTD A.S.I. Sekce Zvláštní případy, se autor disertační práce významně podílel jako jeden z hlavních řešitelů. Princip technologického postupu Weld Overlay spočívá v navaření návarového kovu v oblasti poškozeného heterogenního svarového spoje, viz Obrázek 8-75. Navařením návarového kovu dochází vlivem efektu smrštění, vycházejícímu z návaru, k redistribuci napětí v poškozeném svarovém spoji a v oblasti čela trhliny vzniká tlakové napětí. Zároveň dochází k vytvoření tlakového napětí, případně mírně tahového, v oblasti kořene svarového spoje. Aplikací uvedeného technologického postupu je zamezeno dalšímu šíření trhliny v poškozeném svarovém spoji. Aby byla zaručena popsána funkce návaru, musí být použit přídatný materiál, který dosahuje dostatečných hodnot smrštění po navaření. Pro materiálovou kombinaci heterogenního svarového spoje oceli 22K s ocelí 08Ch18N10T byl vyhodnocen jako nejvhodnější přídatný materiál Sv-07Ch25N13. [69]

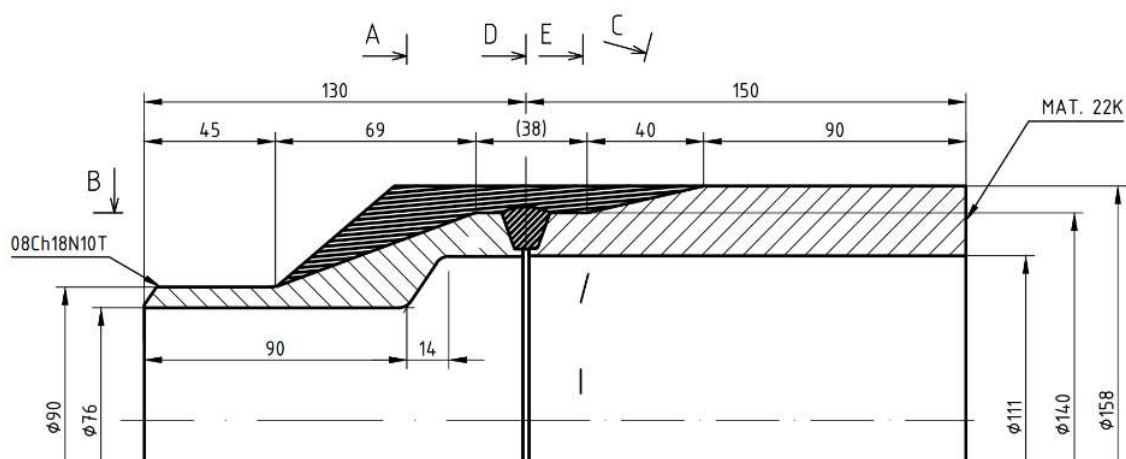


Obrázek 8-75 Princip technologického postupu Weld Overlay (přepracováno) [70]

Z důvodu použití stejné značky základního materiálu (ocel 22K) a přídavného materiálu (Sv-07Ch25N13) je možné provést srovnání dosažených vlastností v tepelně ovlivněné oblasti návaru. Ve srovnání s řešenou aplikací byl v tomto případě použit přídavný materiál Sv-07Ch25N13 ve formě drátu o průměru 1 mm. Při navařování byly použity rozdílné parametry navařování pro první vrstvu návaru na ocel 08Ch18N10T (tavba č. 15196) a 22K (E64189). Pro ocel 22K byly použity parametry navařování uvedené v Tabulka 8-10. Pro výpočet  $Q_{WP}$  byla použita Rovnice 5-1. Ve srovnání s postupem navařování po úsecích (větší počet návarových housenek navařených bez přerušení), který je použit při navařování řešeného návaru č. 60, se při aplikaci technologického postupu Weld Overlay navařuje po jedné návarové housence a je důsledně dodržována teplota interpass v rozmezí 60 – 100 °C. Obrázek 8-76 znázorňuje geometrii a rozměry zkušebního tělesa použitého pro kvalifikaci technologického postupu Weld Overlay pro konkrétní aplikaci uvedenou výše.

Tabulka 8-10 Parametry navařování pro první vrstvu návaru na ocel 22K [71]

Vrstva	$l_h$	$l_b$	$t_h / t_b$	U	V	$Q_{WP}$	$v_w$
[-]	[A]	[A]	[ms]	[V]	[mm/min]	[J/mm]	[mm/min]
1	200±10	170±10	100 / 200	10±0,5	150±10	432	1500±50
2 – X	170±10	140±10	100 / 300	9,6±0,5	130±10	346	1200±50



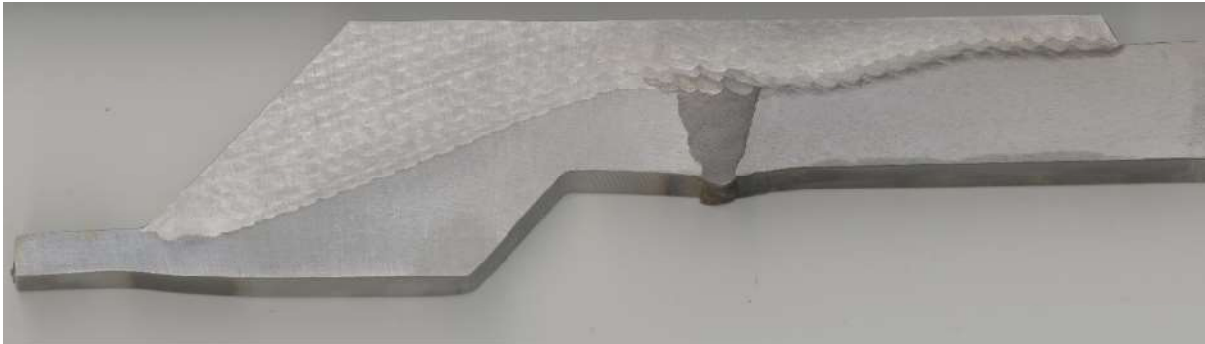
Obrázek 8-76 Zkušební těleso použité pro kvalifikaci technologického postupu [72]

### Metalografické hodnocení makrostruktury a mikrostruktury

Obrázek 8-77 zobrazuje podélný řez náwarem, kde je patrné provedení návaru včetně skladby housenek návaru. Z pohledu porovnání výsledků s výsledky získanými v rámci experimentálního programu je zajímavá oblast se základním materiálem 22K. Tuto oblast lze vidět na Obrázek 8-77



vpravo od svarového spoje. Na Obrázek 8-78 lze vidět detail návaru na základní materiál 22K  
přidavným materiálem Sv-07Ch25N13 průměr 1,0 mm.

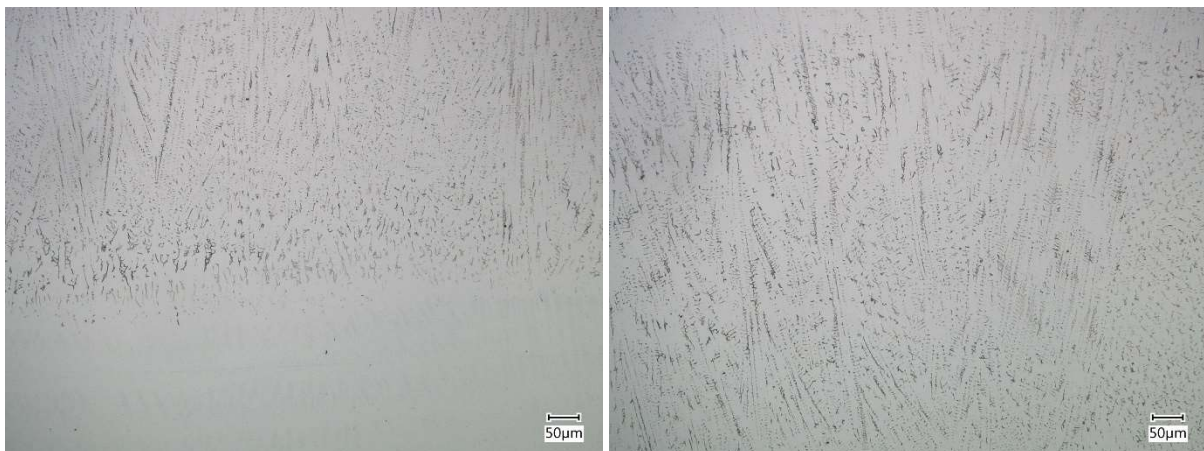


Obrázek 8-77 Zkušební těleso v podélném řezu [69]

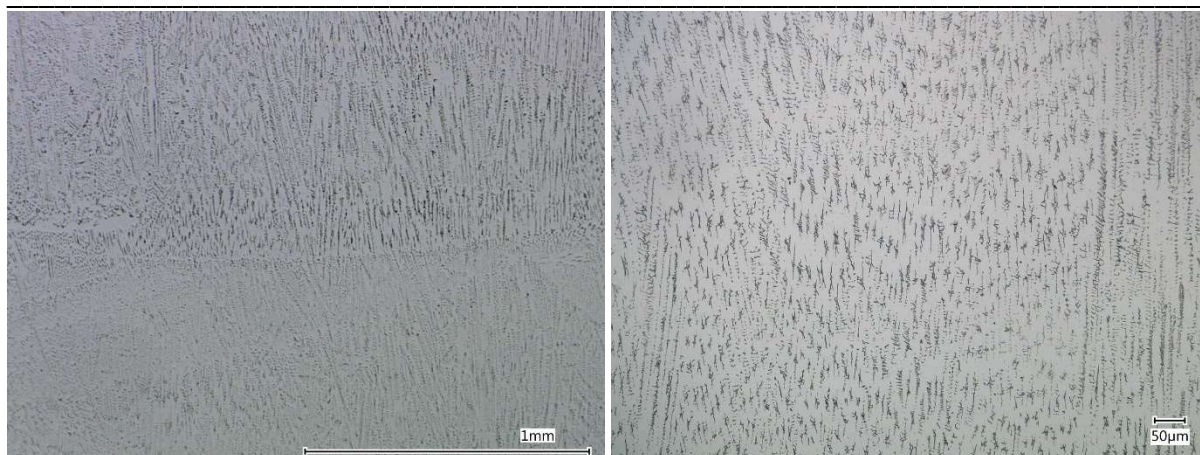


Obrázek 8-78 Návar Weld Overlay na základní materiál 22K přidavným materiálem Sv-07Ch25N13 průměr 1,0 mm

Při bližším pohledu lze na Obrázek 8-79 pozorovat na rozhraní první a druhé vrstvy návaru přechod z plně austenitické mikrostruktury první vrstvy do mikrostruktury obsahující delta ferit ve druhé vrstvě. S navařením třetí vrstvy se ve třetí vrstvě návaru zvyšuje podíl delta feritu, což lze vidět na Obrázek 8-80. Při hodnocení makrostruktury a mikrostruktury nebyly nalezeny trhliny ani jiné heterogenity s potenciálním vlivem na celistvost návaru.



Obrázek 8-79 Přechod první a druhé vrstvy návaru (vlevo) a morfologie delta feritu v druhé vrstvě (vpravo)

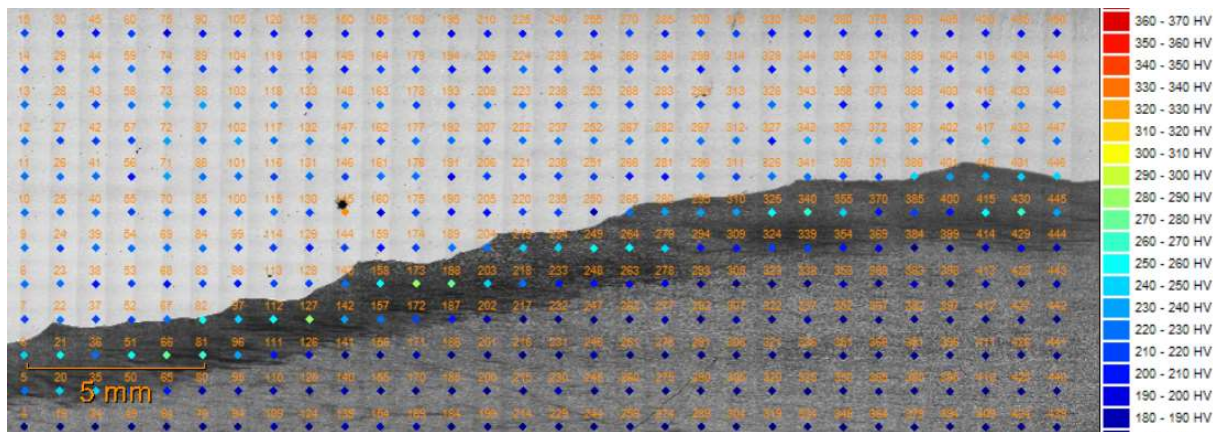


Obrázek 8-80 Přechod druhé a třetí vrstvy návaru (vlevo) a morfologie delta feritu ve třetí vrstvě (vpravo)

### Zkouška tvrdosti (HV10) a mikrotvrdosti (HV0,1)

Statická zkouška tvrdosti a mikrotvrdosti podle Vickerse byla provedena v souladu s ISO 6507-1 a ISO 6507-2 s nominální hodnotou zkušebního zatížení 98,07 N (HV10) a 0,9807 N (HV0,1). Postup zkoušení volen v rastru pro jednotlivé vtisky 1x1 mm (HV10) a 0,2x0,2 mm (HV0,1) přes základní materiál, tepelně ovlivněnou oblast a svarový kov. Měření bylo provedeno na příčném řezu návarom ve směru rovnoběžném s osou nátrubku na zařízení Buehler Wilson VH3100.

Výsledky měření tvrdosti (HV10), měřené na rozhraní základního materiálu a návarového kovu formou mapy tvrdosti, viz Obrázek 8-81, ukazují, že se průběh tvrdosti ze základního materiálu přes tepelně ovlivněnou oblast až do návarového kovu pohybuje v intervalu 150 až 300 HV10. V tepelně ovlivněné oblasti dochází k vysokému stupni popuštění, které je reprezentováno tvrdostí nejčastěji v rozsahu hodnot 230 až 260 HV10. Ojedinelá lokální místa jsou charakterizována izolovanými hodnotami dosahujícími hodnot až 300 HV10. Jak základní materiál, tak návarový kov, vykazují homogenní hodnoty tvrdosti odpovídající tvrdosti konkrétních typů ocelí bez výrazných lokálních odchylek hodnot tvrdosti. Pro ocel 22K jsou hodnoty tvrdosti okolo 175 HV10, v návarovém kovu mírně přes 200 HV10.



Obrázek 8-81 Mapa tvrdosti (HV10) v oblasti návaru přidávaným materiálem Sv-07Ch25N13 na ocel 22K

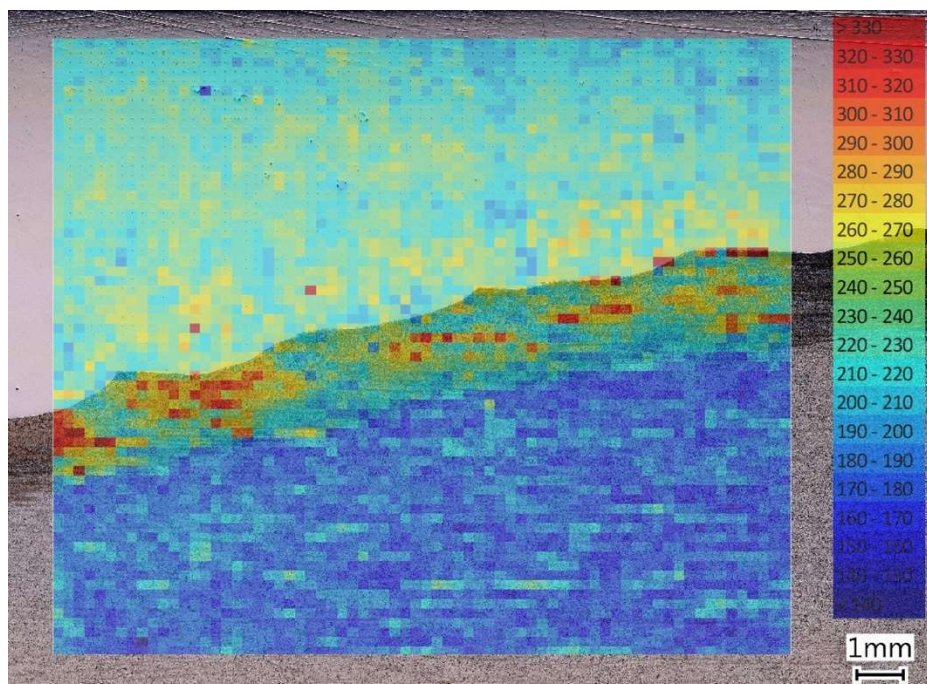
Prostým srovnáním získaných výsledků s výsledky z tělesa H15 (po navaření čtvrté vrstvy) lze konstatovat, že naměřené hodnoty tvrdosti a jejich průběh je srovnatelný. Nicméně je zde pozorovatelný jeden podstatný rozdíl. Zatímco u tělesa H15 byly nejvyšší hodnoty tvrdosti dosahovány v první vrstvě návaru v blízkosti linie ztavení, tak v případě tělesa pro kvalifikaci technologického postupu Weld Overlay byly maximální hodnoty tvrdosti v celé šíři pásma tepelně



ovlivněné oblasti s tendencí vyšší četnosti v blízkosti linie ztavení. První vrstva návaru nevykazovala v žádné ze svých oblastí výraznější nárůst tvrdosti. Vzhledem k faktu, že ve srovnání s tělesem H15 bylo těleso pro kvalifikaci technologického postupu Weld Overlay navařeno za velmi odlišných podmínek a parametrů navařování, lze jen obtížně přisuzovat tuto odlišnost konkrétnímu faktoru. S ohledem na nedostupnost tělesa, které by reprezentovalo vliv navařování jednotlivých vrstev návaru, není možné jednoznačně popsat vlivy jednotlivých vrstev návaru na děje v tepelně ovlivněné oblasti a první vrstvě návaru stejně jako v případě těles zhotovených v rámci výše uvedeného experimentálního programu. Na základě předchozích zkušeností z navařování lze však předpokládat, že jako dominantní faktory působí:

- Rozdílné chemické složení přídavného materiálu a základního materiálu
- Rozdílný průměr drátu 0,8, resp. 1,0 mm, a s ním spojené odlišné parametry navařování

Z výsledků měření mikrotvrdosti (HV0,1), které jsou graficky vyjádřeny na Obrázek 8-82, je zřejmé, že v porovnání s měřením tvrdosti (HV10) bylo zejména v tepelně ovlivněné oblasti identifikováno několik míst, které vykazovaly mikrotvrdost vyšší než 300 HV0,1, ale celkově tyto hodnoty nepřesáhly 350 HV0,1. V návarovém kovu se neprojevil podobný efekt zvýšené mikrotvrdosti (HV0,1), který se objevoval u těles H0 až H15, resp. na zkušebním svarovém spoji. To může být zapříčiněno nižším zředěním návarového kovu, které může souviset s odlišnými podmínkami a parametry navařování v návaznosti na větší průměr drátu (1,0 mm). Obecně návar vykazuje z pohledu tvrdosti (HV10) a mikrotvrdosti (HV0,1) nízkých hodnot, které ukazují na vysokých stav popuštění.

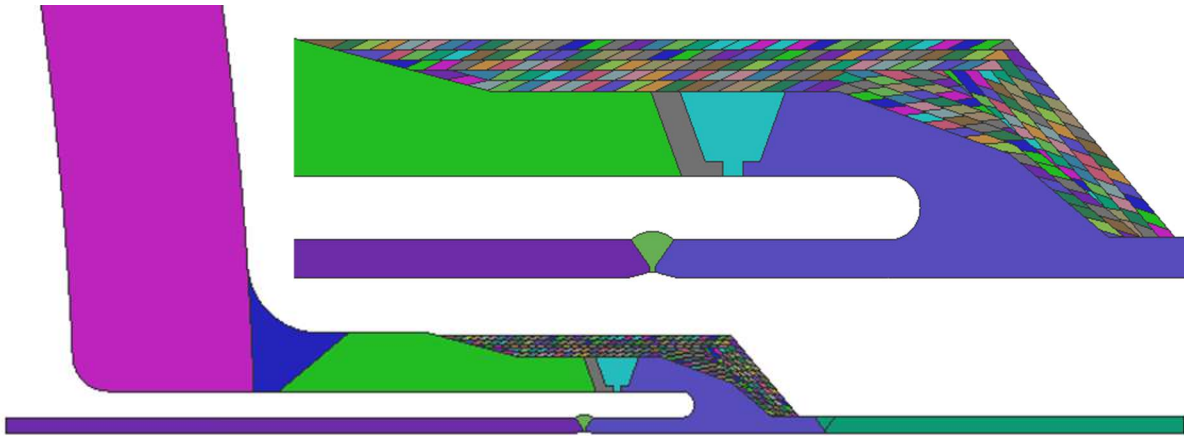


Obrázek 8-82 Mapa mikrotvrdosti (HV0,1) v oblasti návaru přídavným materiálem Sv-07Ch25N13 na ocel 22K

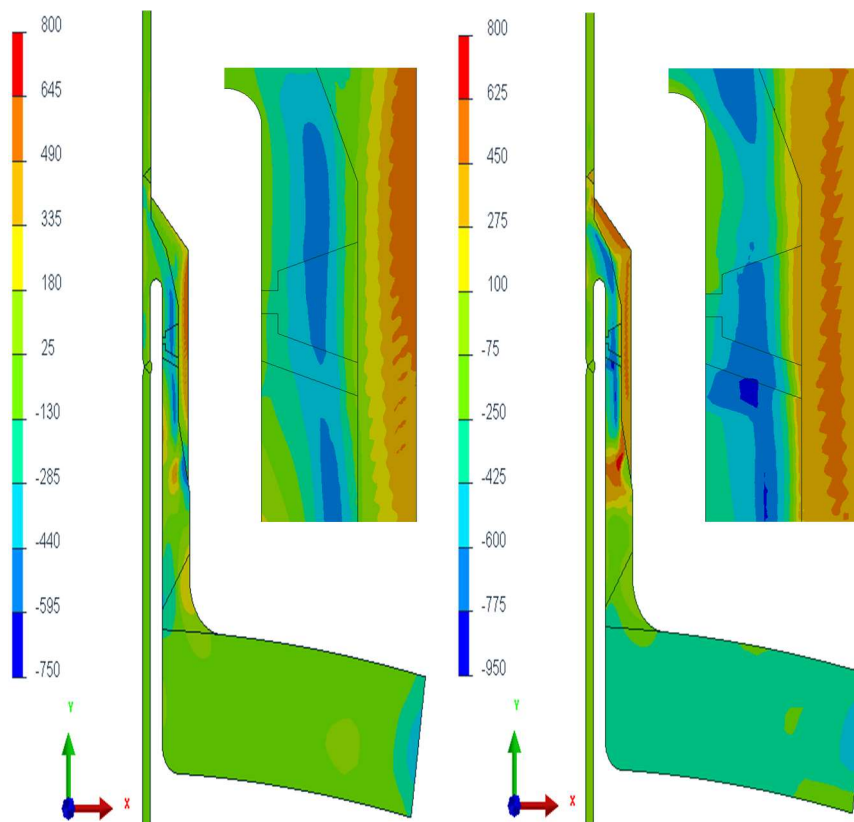
### Numerické simulace metodou konečných prvků

Zajímavé jsou i výsledky numerických simulací technologického postupu Weld Overlay, které poskytují jiný pohled na problematiku navařování. Na Obrázek 8-83 je výpočtový model zahrnující přes 250 návarových housenek. Z průběhu osového napětí, viz Obrázek 8-84, je zřejmé, že nejvyšší tahové napjatosti je dosahováno v oblasti nacházející se v blízkosti povrchu návaru. Směrem k základnímu materiálu dochází ke snižování tahového napětí, kde v okolí linie ztavení dochází k transformaci napětí z tahového na tlakové. Nejvyšší tlakové napjatosti je dosahováno přibližně

v polovině tloušťky stěny základního materiálu, což je místo, kde se nachází čelo trhliny v poškozeném heterogenním svarovém spoji. Jak je vidět na Obrázek 8-84, obdobný průběh napětí je i v případě obvodového napětí. S ohledem na různá omezení numerických simulací nelze považovat konkrétní hodnoty napětí za dostatečně korektní, ale zároveň numerické simulace poskytují komplexní představu o průběhu a koncentraci napětí v základním materiálu a návaru.



Obrázek 8-83 Výpočtový model nátrubku superhavarijního napájení parních generátorů JE typu VVER-440/213 [70]



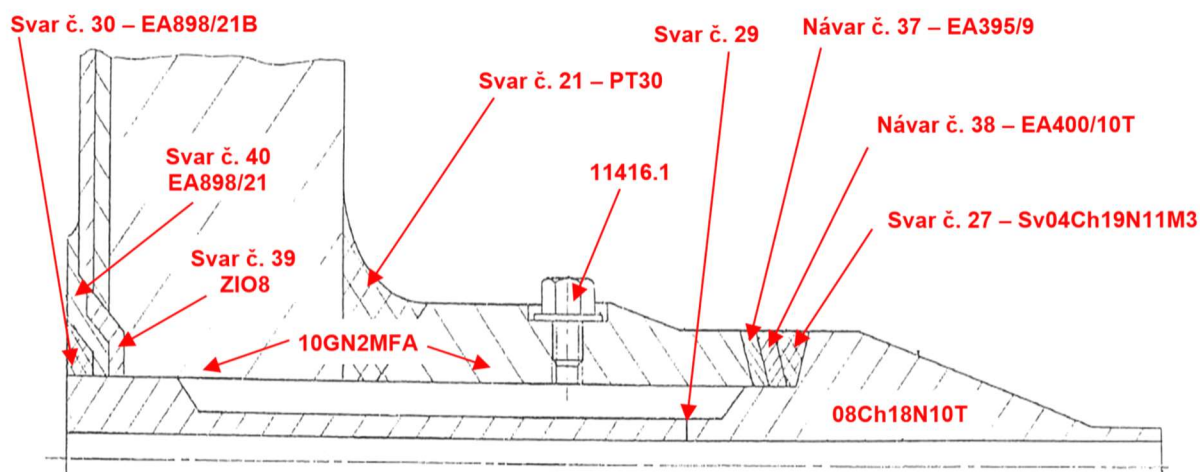
Obrázek 8-84 Průběh osového (vlevo) a obvodového (vpravo) napětí po navaření návaru Weld Overlay [70]



## 9 Reálná aplikace navařování návarovým kovem typu 25Cr13Ni v JE

Na základě provedeného experimentálního programu, provedení a vyhodnocení zkušebního svarového spoje sloužícího pro kvalifikaci postupu svařování ve smyslu EN ISO 15613, respektive EN ISO 15614-1 a EN ISO 15614-7, a jako Kontrolní svarový spoj ve smyslu NTD A.S.I. Sekce I [73], je navařování návarovým kovem typu 25Cr13Ni kvalifikováno pro konkrétní aplikaci.

Jedná se o výměnu nátrubku odběru měření tlaku na hlavním cirkulačním potrubí jaderné elektrárny Temelín. V rámci výměny nátrubku bude provedena modifikace současného konstrukčního řešení, viz Obrázek 9-1, a stávající nátrubek z oceli 10GN2MFA bude odstraněn a nahrazen novým nátrubkem z nízkouhlíkové oceli 22K. V současném konstrukčním řešení je součástí nátrubku vložka z austenitické chromniklové korozivzdorné oceli 08Ch18N10T (označené podle GOST, dále jen 08Ch18N10T), která plní funkci bariéry proti korozi oceli 10GN2MFA. Modifikovaná konstrukce nátrubku s touto vložkou již nepočítá a tato vložka bude nahrazena austenitickým korozivzdorným návarem přídavným materiálem Böhler AWS ER 309 LSi na vnitřní válcový povrch o průměru přibližně 60 mm a tloušťce návaru minimálně 5 mm. Přídavný materiál Böhler AWS ER 309 LSi je schválenou náhradou ve smyslu NTD A.S.I. Sekce I za původní, projektem schválený, přídavný materiál Sv-07Ch25N13.



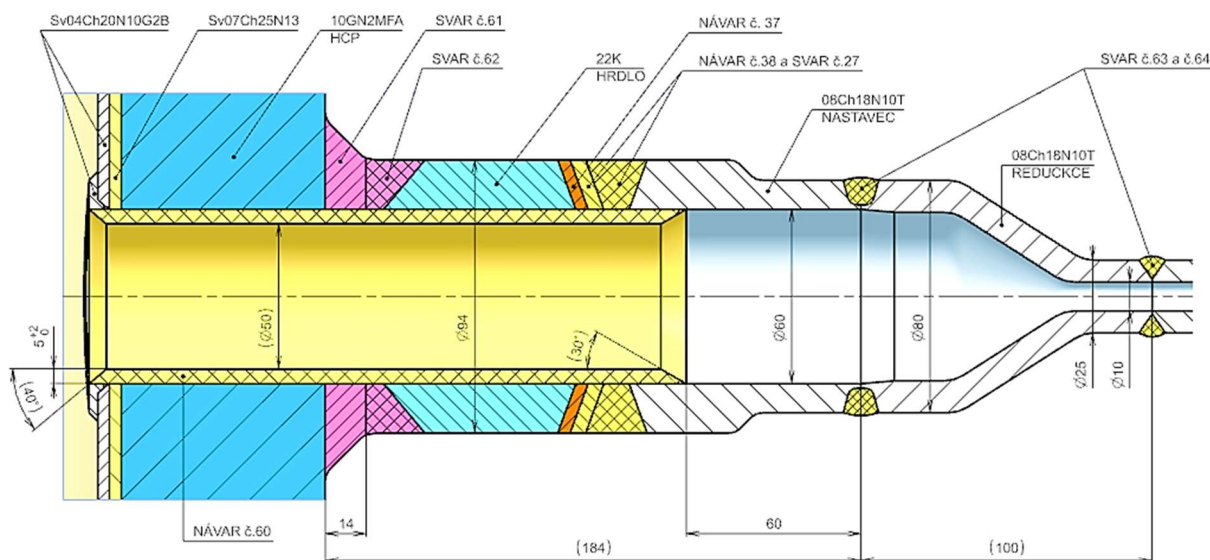
Obrázek 9-1 Současné konstrukční řešení nátrubku odběru měření tlaku [7]

S ohledem na rozměrnost, tvarovou složitost a další úskalí (například riziko zcitlivění austenitické výstelky provozovaného zařízení na mezikrystalovou korozi) související s provedením řádného teplotního režimu na hlavním cirkulačním potrubí, zejména tepelného zpracování po svařování, je kvalifikován postup navařování založený na metodě popouštěcí housenky. Doporučená minimální teplota předehřevu, pro tento případ minimálně 50 °C, je v postupu respektována pro první vrstvu návaru.

Poznámka: Předpis NP-104-18 [74] v tabulce 7.2 uvádí pro navařování korozivzdorného návaru minimální teplotu předehřevu 50 °C pro tloušťku větší než 50 mm. Dále v tabulce 9.3 uvádí, že přechodné popouštění oceli 10GN2MFA pro jmenovitou tloušťku větší než 10 mm je prováděno při teplotě 620±10 °C a závěrečné popouštění při teplotě 650±10 °C.

Provedení kvalifikace ve výše popsaném rozsahu předcházely intenzivní, téměř čtyřletý, komplexní vývoj, který nesouvisel pouze s kvalifikací metody popouštěcí housenky, ale zahrnoval celou řadu dalších oborů. Úvodní myšlenky pracovaly s tezí nátrubku z austenitické korozivzdorné oceli 08Ch18N10T a umístěním heterogenního svarového spoje mezi oceli 10GN2MFA a 08Ch18N10T na plášti hlavního cirkulačního potrubí. Na základě provedených

numerických simulací napěťových stavů v oblasti heterogenního svarového spoje a jejich výsledků bylo od této varianty ustoupeno a začala být rozvíjena varianta s nátrubkem z oceli 22K. Vzhledem k omezenému přístupu z vnitřní strany hlavního cirkulačního potrubí (bez možnosti přístupu personálu; přístup pouze pomocí zařízení a vybavení; úroveň nátrubku se nachází přibližně 6800 mm pod úrovní dělicí roviny víka primárního kolektoru; vnitřní průměr hlavního cirkulačního potrubí 850 mm) a uvažovaným rozměrům nátrubku, byla zahájena příprava technologického postupu výměny nátrubku zahrnující vývoj a výrobu speciálních, jednoúčelových zařízení, především pro obrábění a navařování. Součástí přípravy byl i vývoj a odzkoušení vhodných postupů pro provedení odpovídajících nedestruktivních kontrol, zejména ultrazukovou metodou. Důležitým aspektem byl rovněž vývoj a výroba přípravků pro zajištění ochrany místa výměny nátrubku před působením vlhkosti z primárního kolektoru a vytvoření podmínek pro zajištění kvalitní ochrany ochranným plynem při navařování. V rámci přípravy byl opakovaně prováděn detailní nácvik realizace výměny nátrubku včetně přípravy tří rozměrových variant nátrubku, kdy bude o konečné rozměrové variantě rozhodnuto až v průběhu výměny nátrubku na základě aktuálního stavu základního materiálu 10GN2MFA hlavního cirkulačního potrubí. V průběhu vývoje byl počet variant zúžen pouze na dvě rozměrové varianty, a to z důvodu vysokých rizik spojených s realizací nejmenší rozměrové varianty. Součástí výměny nátrubku je i provedení svarových spojů č. 37, 38, 27, 62, 63, 64 v uvedeném chronologickém pořadí, viz Obrázek 9-2. Návar č. 61 bude proveden před svarovým spojem č. 62 a návar č. 60 bude proveden mezi svarovými spoji č. 62 a 63.



Obrázek 9-2 Realizované konstrukční řešení nátrubku odběru měření tlaku (přepracováno) [62]

Vlastní navařování návarů č. 61 a 60 bude provedeno v souladu s kvalifikovanými postupy metodou svařování 141 přidavným materiálem Böhler EMK 6, respektive Böhler AWS ER 309 LSi o průměru 0,8 mm. V průběhu navařování bude prováděna kontrola návarů metodou vizuální (přímou i nepřímou pomocí videoskopu) a po dokončení návarů a přípravě povrchů budou provedeny nedestruktivní kontroly metodou vizuální (přímá i nepřímá pomocí videoskopu), kapilární a ultrazukovou. Ultrazuková kontrola bude provedena technikou impulzní odrazovou za účelem kontroly přilnutí návaru. Rozsah všech nedestruktivních kontrol bude odpovídat 100 % povrchu návaru.

Nátrubek a hlavní cirkulační potrubí je klasifikováno jako vybrané zařízení ve smyslu vyhlášky č. 358/2016 Sb. [75], spadající pod § 12, odst. 2), písm. a), bod 2, a zařazeno do bezpečnostní třídy 1 ve smyslu vyhlášky č. 329/2017 Sb. [76].

---

Návrh výměny nátrubku vychází z původních projektových požadavků definovaných v ÚP/PP, jedná se zejména o požadavky předpisů OP 1513-72 [57], PK 1514-72 [77], PNAE G-7-002-86 [78], OST 108.300.02-86 [79] nahrazující RTM 108.300.02-82 [80], a splňuje požadavky stanovené Atomovým zákonem č. 263/2016 Sb. [81] a vyhláškou č. 358/2016 Sb. [75]. Svařování, navařování a nedestruktivní kontroly budou prováděny v souladu s požadavky uvedenými v NTD A.S.I. Sekce I [73], NTD A.S.I. Sekce II [82] a NTD A.S.I. Sekce VII [83].

Realizace výměny nátrubku odběru měření tlaku na hlavním cirkulačním potrubí jaderné elektrárny Temelín je plánována v letošním roce v odstavce druhého bloku, což je krátce po termínu odevzdání této práce.

## 10 Diskuze výsledků

Navařování návarovým kovem typu 25Cr13Ni na jakostní uhlíkové a nízkolegované oceli je problematika, která, pro dosažení návaru splňujícího relevantní kvalitativní požadavky, s sebou nese řadu protichůdných východisek. Proto jsou pro dosažení požadovaného výsledku složitě vyhledávána kompromisní řešení. Výsledky provedeného experimentálního programu poskytují předpoklad pro rozšíření vybraných dlouhodobě přijímaných teorií, zejména z pohledu mechanismu vzniku horkých trhlin v austenitických korozivzdorných svarových a návarových kovech. V rámci práce byla pozornost zaměřena na eliminaci přítomnosti horkých trhlin v návarových kovech typu 25Cr13Ni a optimalizaci vlastností tepelně ovlivněných oblastí těchto návarů.

Krystalizační a likvační horké trhliny jsou založeny na principu segregace. K segregaci vybraných prvků dochází vlivem změny rozpustnosti segregujících prvků, viz Tabulka 4-1. Z hlediska rozpustnosti segregujících prvků je vyšší rozpustnost u feritické fáze ve srovnání s austenitickou fází. Potlačení segregace lze u austenitických chromniklových korozivzdorných ocelí provést dvěma způsoby: omezením obsahu segregujících prvků nebo zvýšením podílu delta feritu v mikrostruktuře.

Řada autorů ve svých publikacích uvádí teorii, že pro zajištění dostatečné odolnosti proti vzniku horkých trhlin u austenitických chromniklových korozivzdorných ocelí musí mikrostruktura obsahovat určitý podíl delta feritu. Interval obsahů delta feritu jsou u jednotlivých autorů různé ([29], [30], [31], [32], [33], [34]). Lze je zobecnit tak, že obsah delta feritu okolo 5 % je dostatečný. Výsledky experimentálního programu ukazují, že ačkoliv přídatný materiál vykazuje z pohledu uvedených teorií dostatečný obsah delta feritu, není tento obsah dostatečnou zárukou pro zamezení vzniku horkých trhlin.

V rámci experimentálního programu této disertační práce se potvrdilo, že podíl delta feritu v mikrostruktuře není definován pouze chemickým složením, ale je silně závislý i na rychlosti ochlazování taveniny návarového kovu. Z pohledu použití standardních prediktivních diagramů (Schaeffler diagram, DeLong diagram, WRC-1992 diagram) lze konstatovat, že žádný z diagramů nezohledňuje rychlost ochlazování pro stanovení podílu delta feritu v mikrostruktuře. Experimentálním ověřením se následně potvrdil rozptyl hodnot stanovených z prediktivních diagramů se skutečností. Vzhledem k výše uvedenému je zřejmé, že s ohledem na rozdílné rychlosti ochlazování při navařování jednotlivých housenek a vrstev v závislosti na chemickém složení daném zředitím návarového kovu, není podíl delta feritu v návaru konstantní, ale gradientně roste se vzrůstající vzdáleností od linie ztavení. Tzn. v objemu návaru se liší jeho podíl i morfologie. To je zásadní poznatek s ohledem na rozdílná rizika vzniku horkých trhlin v celém objemu návaru.

Zároveň autoři ([29], [30], [31], [32], [33], [34]) neurčitě uvádějí požadavek na obsah delta feritu bez jednoznačné specifikace, jakým způsobem má být provedeno stanovení obsahu delta feritu. Rovněž v tomto případě výsledky vlastního experimentálního programu ukazují, že stanovení obsahu delta feritu je silně závislé na způsobu, kterým je stanoven. V experimentální části jsou uvedeny výsledky získané feritometry FERITSCOPE® MP30E a FC-2. Obě zařízení ukazují na stejných vzorcích značné rozdíly v naměřených hodnotách (jak procentuální podíl delta feritu, tak feritové číslo), viz Tabulka 8-5. Dalším parametrem, který výrazně ovlivňuje naměřené hodnoty, je způsob přípravy vzorku pro stanovení obsahu delta feritu. Jeho obsah závisí na tom, zda je navařován na desku s chlazením na vzduchu, ve vodě, nebo byl vytaven ve vodou chlazené kokile. Z výše uvedených důvodů nelze bez jednoznačného definování podmínek stanovování obsahu delta feritu považovat konstatování o minimálním obsahu delta feritu za dostatečné.

Při porovnání dosažených výsledků u těles H0 až H15 s výsledky původního návaru na hlavním cirkulačním potrubí provedeného páskou Sv-07Ch25N13 o průřezu 60x0,5 mm a tavidlem OF-10 metodou 121 a s výsledky návaru provedeného technologickým postupem Weld Overlay přídatným



materiálem Sv-07Ch25N13 ve formě drátu o průměru 1 mm metodou 141 lze konstatovat, že ve všech případech došlo k vyloučení delta feritu v mikrostruktuře návarového kovu nejdříve od druhé vrstvy návaru. Tato skutečnost vylučuje přímý vliv metody použité pro navařování z pohledu vyloučení delta feritu v první vrstvě návaru. Plně austenitickou mikrostrukturu v první vrstvě návaru lze pravděpodobně přisuzovat vlivu zředění návarového kovu především o silně austenitotvorný uhlík ze základního materiálu.

V souvislosti s výskytem delta feritu v jednotlivých vrstvách návaru je pozorovatelná měnící se četnost výskytu a morfologie delta feritu s rostoucí tloušťkou návaru (přibývají počet vrstev). Obecně lze říci, že směrem od linie ztavení k povrchu návaru množství vyloučeného delta feritu roste. V rámci experimentálních návarů byly zjištěny odlišnosti, kdy se četnost výskytu a morfologie delta feritu při použití stejného přídavného materiálu identické tavby mění v závislosti na podmínkách a parametrech navařování. To dává předpoklad pro teorii, že podíl delta feritu v čistém návarovém kovu nemůže být určujícím parametrem pro posuzování vhodnosti/nevhodnosti přídavného materiálu, protože za různých podmínek a parametrů navařování je dosahováno rozdílného podílu delta feritu v mikrostruktuře.

Získané poznatky, zejména z navařování těles H0 až H15, prokazatelně ukazují, že postupné snižování maximální celkové teploty tělesa (až 400 °C), ke kterému přispěla následující opatření: zvýšení odvodu tepla z tělesa vsazením do ocelové kostky, odstranění předehřevu (100 °C) pro první vrstvu návaru, snížení teploty interpass (ze 100 na 50 °C), zkrácení délky navařovaného úseku bez přerušování (z 80 na 40 mm), snížení parametrů navařování, viz Tabulka 8-1, vede ke zvýšení četnosti výskytu delta feritu v jednotlivých vrstvách a ke změně jeho morfologie. Vzhledem k tomu, že trhliny byly identifikovány především ve vrstvách a oblastech, kde nebyl vyloučen žádný delta ferit, je možné dát do spojitosti přítomnost trhlín s nepřítomností delta feritu.

Paralelně se snižující se maximální celkovou teplotou tělesa klesá četnost výskytu trhlín v jednotlivých návarech. Nejvíce se tato skutečnost projevuje u stejných přídavných materiálů identické tavby, kde je patrná závislost na maximální celkové teplotě tělesa. Snižováním maximální celkové teploty tělesa se zvyšuje rozdíl teplot mezi tělesem a maximální teplotou tavné lázně dosaženou při navařování, tím dochází ke zvýšení rychlosti ochlazování návarového kovu (v oblasti teplot transformace delta feritu na austenit v tuhém stavu, viz Obrázek 4-2), která pozitivně ovlivňuje přítomnost delta feritu v návarovém kovu. Lze to přisuzovat krátkému času na proběhnutí transformace delta feritu na austenit v celém objemu, a proto je v návarovém kovu vyloučeno větší množství delta feritu. To potvrzuje teorii uvedenou autorem v [50], kde uvádí, že maximální teplota cyklu a rychlost ochlazování ovlivňuje u návarového kovu stejného chemického složení podíl delta feritu v mikrostruktuře návarového kovu. Z popsaných důvodů je při návrhu technologického postupu navařování nutné se zaměřit na maximalizaci rychlosti ochlazování v oblasti teplot transformace delta feritu na austenit v tuhém stavu.

Další vliv maximální celkové teploty tělesa lze přisuzovat prodloužení výdrže v intervalu mezi teplotou likvidu a teplotou solidu, která podle [50] zvyšuje pravděpodobnost vzniku krystalizačních trhlín. Tento fakt doplňuje další souvislost mezi teplotou tělesa a náchylností na vznik horkých trhlín.

V rámci experimentálního programu byly použity přídavné materiály, které se z pohledu jejich chemického složení a směrných chemických složení definovaných v normách a předpisech liší minimálně. Pro přídavné materiály ESAB OK Autrod 309LSi, Böhler AWS ER 309, Oerlikon INERTFIL 309LSi jsou směrná chemická složení dokonce totožná a vycházejí z požadavků EN ISO 14343-A. V případě Sv-07Ch25N13, u něž je chemické složení definováno předpisem NP-105-18, se intervaly koncentrace jednotlivých prvků z velké části kryjí s přídavnými materiály ESAB OK Autrod 309LSi, Böhler AWS ER 309, Oerlikon INERTFIL 309LSi, viz Tabulka 10-1. Pro přídavný materiál Sv-07Ch25N13 je uváděno chemické složení návarového kovu v porovnání s ostatními materiály, kde se jedná o chemické složení drátu.

Tabulka 10-1 Směrné chemické složení přídavných materiálů [84]

Přídavný materiál	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P	Co	Cu
Sv-07Ch25N13	max. 0,09	0,14 – 1,0	0,9 – 2,0	22,8 – 26,0	11,8 – 14,0		max. 0,01 8	max. 0,02 5	max. 0,05	max. 0,25
ESAB OK Autrod 309LSi, Böhler AWS ER 309, Oerlikon INERTFIL 309LSi	max. 0,03	0,65 – 1,2	1,0 – 2,5	22,0 – 25,0	11,0 – 14,0	max. 0,5	max. 0,02	max. 0,03		max. 0,5

Z pohledu absolutních hodnot naměřených hm. % jednotlivých prvků nejsou patrné žádné abnormality nebo závislosti, kterým by bylo možné přisoudit vliv na zvýšenou citlivost některých přídavných materiálů na tvorbu horkých trhlin. Výsledky ukazují, že zvýšená citlivost na vznik horkých trhlin bude zřejmě spojena s kombinací vybraných prvků a jejich negativním vlivem na vznik horkých trhlin. Například Suutalův diagram vyjadřuje závislost obsahu P+S a poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  z pohledu citlivosti na vznik horkých trhlin. Pokud je použit Suutalův diagram se vztahem pro stanovení poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , uvedeným v [32], tak se pohybují hodnoty  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  v rozsahu  $\sim 1,5 - 1,7$ . V případě vztahu pro stanovení poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , uvedeném v [26], do nějž je zahrnut dusík (váha 14,2), se poměr pohybuje v rozsahu  $\sim 1,5 - 1,62$ . V obou případech se přídavné materiály ESAB OK Autrod 309LSi, Böhler AWS ER 309, Oerlikon INERTFIL 309LSi a Sv-07Ch25N13 průměr 0,8 a 1,0 mm nacházejí v pásmu bez trhlin v blízkosti mezní křivky přechodu do pásma s trhlínami. Paradoxně přídavné materiály ESAB OK Autrod 309LSi a Sv-07Ch25N13 průměr 1,0 mm, které vykazovaly vyšší odolnost proti vzniku horkých trhlin, než jiné přídavné materiály, se nachází nejbližší mezní křivce. Na Obrázek 4-5 je dobře patrné, že v blízkosti poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  1,5 dochází s jeho poklesem ke změně krystalizace z feriticko-austenitické na austeniticko-feritickou a zvyšuje se riziko vzniku horkých trhlin. Vzhledem k velmi nízkým koncentracím fosforu ( $\sim 0,02$  %) a síry ( $\sim 0,001$  %) u všech zkoumaných přídavných materiálů, lze v těchto případech prakticky vyloučit vliv těchto prvků na vznik horkých trhlin (krystalizačního i likvačního typu). Rozdíly mezi obsahy manganu u zkoumaných přídavných materiálů jsou prakticky nulové. U všech přídavných materiálů se obsah manganu pohybuje okolo 1,8 %, proto nepřipadá v úvahu ani rozdílná možnost vazby na síru a tvorbu sulfidu MnS, který potlačuje negativní vliv síry.

Experimenty rovněž nepotvrdily teorii uvedenou v [65], že vznik horkých krystalizačních trhlin je závislý na obsahu křemíku a niobu vyjádřený poměrem  $(Nb+Si)/C$  v závislosti na poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Přídavné materiály, které fyzicky neobsahovaly trhlíny (ESAB OK Autrod 309LSi a Böhler AWS ER 309), se vyskytovaly hluboko v pásmu s trhlínami, a naopak přídavný materiál, který byl v pásmu bez trhlin (Sv-07Ch25N13 průměr 0,8 mm), vykazoval vysokou náchylnost na vznik horkých trhlin. Na základě relativně malého souboru dat nelze prokazatelně vyloučit vliv křemíku a niobu v závislosti na obsahu uhlíku a vzniká tak prostor pro možnost zkoumání uvedené závislosti. Jako jeden ze způsobů potlačení vlivu křemíku na vznik horkých trhlin je v [66] uváděna kompenzace větším obsahem uhlíku v přídavném materiálu. Na konkrétním případě porovnání návarových kovů provedených přídavnými materiály Sv-04Ch20N10G2B a Sv-08Ch20N10G2B je v uvedené publikaci ukázáno, že varianta s vyšším obsahem uhlíku zaručuje odolnost proti vzniku horkých trhlin v porovnání v nízkouhlíkovou variantou. V [66] je tato skutečnost vyjádřena poměrem  $Si/C$ , rovněž v závislosti na poměru  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . Výsledky dosažené v rámci experimentálního programu jsou v nesouladu se závěry uvedenými v [66], neboť u přídavného materiálu Sv-07Ch25N13 průměr 0,8 s vyšším obsahem uhlíku (0,039 %) byla citlivost na vznik trhlin relativně vysoká a u přídavných materiálů ESAB OK Autrod 309LSi a Böhler AWS ER 309 s obsahy uhlíku v intervalu 0,010 – 0,014 % naopak nízká. Vzhledem k současnému trendu limitování obsahu uhlíku v přídavných materiálech je vhodným způsobem omezení obsahu křemíku při spodní hranici jeho intervalu.

Mechanismus vzniku horkých trhlin v návarech je nezbytné dávat do souvislostí i se zbytkovým napětím po navařování, které výrazně roste s přibývajícím počtem housenek a vrstev návaru, což ukazují i Obrázek 8-64a Obrázek 8-65. Ve výsledcích numerických simulací lze najít paralelu mezi navařováním na vnitřní povrch polotovaru typu trubka (návar na hlavní cirkulační potrubí) a navařováním na vnější povrch stejného typu polotovaru (technologický postup Weld Overlay). V obou případech je osově i obvodově tahové napětí koncentrováno v oblasti povrchu návaru a směrem k přechodu do základního materiálu klesá, až dochází na druhém povrchu k transformaci na tlakové napětí. Absolutní hodnoty napětí z numerické simulace nelze považovat za zcela objektivní vzhledem k omezením spojeným s numerickými simulacemi, ale poskytují komplexní představu o průběhu a koncentraci napětí v základním materiálu a návaru. O této skutečnosti svědčí i potíže spojené s dělením těles na strojní pile, kde docházelo ke svírání pilového listu a musely být hledány jiné způsoby dělení. Tahové napětí vznikající v návaru při navařování je pravděpodobně jedním z přispěvatelů ke vzniku horkých trhlin, zejména od druhé vrstvy návaru v kombinaci s nevhodnou mikrostrukturou.

Při navařování metodou 121 lze tloušťku 5 mm navařit na dvě vrstvy na rozdíl od metody 141, kde k navaření 5 mm tloušťky návaru je potřeba přibližně pět vrstev. Výsledky numerické simulace metodou konečných prvků ukazují, že s každou vrstvou roste tahové napětí v návaru, proto se požadavek na minimální tloušťku návaru zhotovenou jednou značkou přídavného materiálu  $6_{-1}^{+0}$  mm uvedenou v předpise OP 1513-72 jeví jako nevhodný pro metodu 141. Tento požadavek byl do uvedeného předpisu implementován právě ve vazbě na metodu 121. V současné době, kdy je metoda 121 stále častěji nahrazována metodou 141, je proto takový požadavek překonaný. Minimální tloušťka návaru byla stanovena z důvodu dosažení dostatečné odolnosti proti mezikrystalové korozi na povrchu návaru.

Orbitální navařování metodou 141 v pulzním režimu umožňuje navařování velmi nízkými parametry za účelem zajištění stability lázně, rovnoměrného návaru po celém obvodu, zvýšení produktivity navařování, ale zejména eliminace tepelného příkonu. Vhodnou optimalizací parametrů je při navařování těles H0 – H15 dosaženo velmi nízkých tepelných příkonů na v rozmezí ~260 – 370 J/mm. Uvedené hodnoty jsou ve srovnání s ručním způsobem svařování řádově o 500 J/mm nižší. Výsledky navařování ukázaly, že v případě přídavných materiálů Böhler AWS ER 309, ESAB OK Autrod 309LSi, Oerlikon INERTFIL 309 LSi a Sv-Ch25N13 průměr 0,8 mm se výrazně pozitivně projevuje vliv snižujících se parametrů navařování (horní hodnota navařovacího proudu v intervalu 125 – 170 A, podrobně v Tabulka 8-2) na přítomnost horkých trhlin. Naopak obecně má minimalizace tepelného příkonu, především pro druhou a další vrstvy, negativní důsledek v omezení popouštěcího účinku při navařování na uhlíkové a nízkolegované oceli, kde může dojít k nedostatečnému popuštění tepelně ovlivněné oblasti předchozí vrstvy návaru. Tento jev se při navařování tělesa H15 ani zkušebního svarového spoje neprojevil. Teplený příkon taktéž ovlivňuje i velikost zředění návarového kovu.

Při porovnání návaru zhotoveného přídavným materiálem Sv-07Ch25N13 průměr 1,0 mm pro aplikaci technologického postupu Weld Overlay s návary zhotovenými přídavným materiálem Sv-07Ch25N13 průměr 0,8 mm, lze pozorovat patrný rozdíl ve způsobu navařování. Sv-07Ch25N13 průměr 1,0 mm byl navařován po jednotlivých housenkách a důsledně byla dodržována teplota interpass v rozmezí 60 – 100 °C. Proti tomu Sv-07Ch25N13 průměr 0,8 mm byl navařován v nepřetržitých úsecích o větším počtu housenek – 13, resp. 26 housenek, s následným respektováním teploty interpass 100, resp. 50 °C. Tento způsob navařování výrazně více zvyšuje teplotu tělesa ve srovnání s navařováním po jedné housence a je více než zřejmé, že se jedná o jeden z významných přispěvatelů k tvorbě horkých trhlin. Zároveň vyšší parametry navařování v případě přídavného materiálu Sv-07Ch25N13 jsou kompenzovány větším průměrem drátu a větším množstvím spotřebované energie potřebné k natavení přídavného materiálu a vytvoření dostatečně velké a tekuté lázně.

Zajímavý protiklad uvádí výrobní předpis OP 1513-72, kde je doporučení na nepřetržité navařování první vrstvy (za vrstvu je ve smyslu uvedeného předpisu považován jeden nebo více průchodů po výšce zhotovených jednou značkou, za průchod považována souvislá řada housenek navařených vedle sebe o výšce jedné housenky). Druhá vrstva musí být navařována za důsledného dodržování teploty interpass 100 °C, která je měřena v místě opakovaného průchodu. Zároveň je předepsán požadavek na dodržení teploty předehřevu 50, resp. 100 °C v závislosti na tloušťce stěny pro ocel 10GN2MFA. [57] V návaznosti na výsledky dosažené v rámci experimentálního programu lze konstatovat, že nepřetržité navařování první vrstvy je z pohledu rizika tvorby horkých trhlin nevhodné.

I přes skutečnost, že u těles H7 až H12 byly pro první vrstvy návaru použity shodné parametry navařování, bylo s přídavnými materiály dosahováno různých výsledků z hlediska přítomnosti trhlin. Lze vyvozovat, že zředění návarového kovu po provedení první vrstvy návaru není jediným dominantním přispěvatelem, ale společně s dalšími vlivy může náchylnost na vznik trhlin ovlivnit. Z tohoto důvodu byla při navařování těles H13 a H14 zmenšena rozteč mezi návarovými housenkami z původních 3 mm na hodnotu 2,5, resp. 2,3 mm, za účelem omezení zředění návarového kovu snížením závaru do základního materiálu. Použité parametry navařování jsou minimální, ale rovněž jsou technologicky zvládnutelné a poskytují očekávaný výsledek z pohledu skladby návarových housenek a přítomnosti technologických vad. Při porovnání hodnot zředění návarového kovu při použití parametrů navařování pro tělesa H7 až H12 s hodnotami zředění návarového kovu na tělesech H13 a H14 lze konstatovat, že snížení zředění návarového kovu bylo minimální.

Zředění, kromě tvorby horkých trhlin, úzce souvisí s podílem martenzitických mikrostruktur v tepelně ovlivněné oblasti a prvních vrstvách návarového kovu. Z výsledků navařování těles H0 až H14 je zřejmé, že při navařování první a dalších vrstev je značný rozdíl ve zředění návarového kovu, což lze vidět na Obrázek 8-40. Zředění prvních vrstev se pohybovalo v intervalech 50 – 65 %. Ve výrazném kontrastu pak bylo zředění u druhé a dalších vrstev, kde se velikost zředění pohybovala v závislosti na parametrech navařování v intervalech od 10 – 20 % do 30 – 40 %. K takto nízkým velikostem zředění u druhé a dalších vrstev docházelo i v případech, kdy pro druhou a další vrstvy byly používány vyšší parametry navařování než pro první vrstvu. Možnost použití vyšších parametrů pro druhou a další vrstvy návaru je zásadní z pohledu optimalizace vlastností tepelně ovlivněné oblasti a zvýšení efektivity navařování.

Relativně výraznou diferencí ve velikosti zředění lze pravděpodobně přisuzovat nižší tepelné vodivosti austenitické fáze ve srovnání s feritickou fází. První vrstva návaru je tvořena austenitickou fází, na kterou je od druhé vrstvy navařováno. Naopak při navařování první vrstvy je navařováno na základní materiál s převládající feritickou fází, která má vyšší tepelnou vodivost, a tudíž dochází k natavení většího objemu materiálu.

V práci [47] je popsán vliv na hloubku závaru a tím i na velikost zředění působením Marangoniho efektu v rozsahu obsahu síry 0,001 – 0,03 %. S ohledem na skutečnost, že u všech zkoumaných přídavných materiálů byl obsah síry menší než 0,001 %, lze vliv síry na hloubku závaru vyloučit.

Zároveň výsledky experimentálního programu potvrzují, že při navařování metodou 141 orbitální způsobem je dosahováno většího zředění (10 – 65%), než v případě navařování metodou 121 porovnáním s výsledky uvedenými v práci [29].

Vlastnosti tepelně ovlivněné oblasti jsou poměrně dobře reprezentovány průběhem hodnot tvrdosti. Při posuzování vlastností tepelně ovlivněných oblastí návarů austenitických chromniklových ocelí na uhlíkové a nízkolegované oceli je v současnosti používáno zejména měření tvrdosti (HV10). Z hlediska popisu vlastností v tepelně ovlivněných oblastech se v rámci experimentálního programu potvrdilo, že je vhodnější využívání hodnocení mikrotvrdosti, především (HV0,1). Měření mikrotvrdosti (HV0,1) je dostatečně citlivé na změny vlastností v tepelně ovlivněných oblastech heterogenních návarů. K podobným výsledkům došel ve své práci i [85]. Součástí uvedené práce



je i návrh Přílohy B k normě EN ISO 9015-2, který je založen na výsledcích experimentálních programů a ukazuje se jako vhodný nástroj pro hodnocení tepelně ovlivněných oblastí, kde dochází k dynamickým změnám vlastností. Jako kritérium pro vyhodnocení je uveden rozdíl sousedních hodnot mikrotvrlosti 100 HV0,1 (u map mikrotvrlosti i vtisk umístěný úhlopříčně). V případě, že je rozdíl  $\leq 100$  HV0,1 je mikrotvrlost považována za přípustnou. [85] uvádí doporučené vzdálenosti mezi vtisky pouze pro kombinace skupin 1, 6 a 7 dle TNI CEN ISO/TR 15608 se skupinou 8. Skupina 4, kam je řazena i ocel 10GN2MFA, v této příloze uvedena není a jedná se o další oblast, kam je možné zaměřit výzkumnou činnost. Měření mikrotvrlosti (HV0,1) je možné využívat jak samostatně, tak v kombinaci s měřením tvrdosti (HV10) pro komplexní popis vlastností tepelně ovlivněné oblasti.

Zaměřením na první vrstvu návaru a její tepelně ovlivněnou oblast je zřejmé, že díky vysoké míře zředění návarového kovu dochází ke vzniku zvýšené tvrdosti nejen v tepelně ovlivněné oblasti, ale i v návarovém kovu. To je způsobeno vlivem obohacení návarového kovu o uhlík ze základního materiálu. S navařením dalších vrstev návaru se jednoznačně projevuje efekt popuštění tepelně ovlivněné oblasti první vrstvy návaru a zvýšené hodnoty tvrdosti (HV10) a mikrotvrlosti (HV0,1) se posouvají do návarového kovu první vrstvy návaru. Znamená to, že v kritické tepelně ovlivněné oblasti dojde ke vzniku příznivější mikrostruktury z hlediska jejích vlastností.

Na základě výše provedeného rozsáhlého teoretického rozboru problematiky, následného široce pojatého experimentálního programu a uvedené diskuze výsledků lze formulovat tato doporučení pro praxi:

- Volit přídavné materiály s vysokým poměrem  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  (1,7 a více) za účelem vyloučení většího podílu delta feritu v mikrostruktuře návarového kovu, případně posoudit vhodnost z pohledu přítomnosti horkých trhlin.
- Potlačit možný vliv křemíku na vznik horkých trhlin limitováním jeho obsahu na spodní hranici intervalu obsahu s ohledem na současný trend snižování obsahu uhlíku, který kompenzuje jeho vliv z pohledu vzniku horkých trhlin.
- Vhodnými opatřeními (předehřev, interpass, parametry navařování, zkrácení délky navařovaného úseku) minimalizovat maximální celkovou teplotu tělesa za účelem zvýšení rozdílu teplot mezi tělesem a maximální teplotou tavné lázně dosaženou při navařování z důvodu nutnosti zvýšení rychlosti ochlazování v oblasti teplot transformace delta feritu na austenit v tuhém stavu.
- Navařovat po jednotlivých housenkách nikoliv po úsecích více housenek a důsledně dodržovat teplotu interpass – snížení rizika vzniku horkých trhlin.
- Vhodnými technologickými opatřeními minimalizovat zředění návarového kovu při navařování první vrstvy návaru na uhlíkové a nízkolegované oceli – omezení martenzitických mikrostruktur a náchylnosti na vznik horkých trhlin
- Pro hodnocení vlastností tepelně ovlivněných oblastí využívat měření mikrotvrlosti (HV0,1) jako doplněk k měření tvrdosti (HV10).

Rovněž je možné naznačit směry dalšího výzkumu v oblasti navařování přídavným materiálem typu 25Cr13Ni na uhlíkové a nízkolegované oceli:

- Posoudit vliv vybraných, především stopových, prvků jako je Sn, Pb, Zn, As, Cu a jejich kombinací na vznik horkých trhlin.
- Na širším souboru dat prokazatelně potvrdit/vyloučit vliv křemíku a niobu na vznik horkých trhlin v závislosti na obsahu uhlíku.
- Definovat přesnější kritéria přípustnosti pro hodnocení vlastností tepelně ovlivněných oblastí návarů měřeními mikrotvrlosti a jejich implementace do normativní základny.
- Hledat technologická řešení za účelem minimalizace velikosti zředění návarového kovu metodou 141.

## Závěr

Problematika navařování je velice složitou oblastí bez ohledu na účel, který má návar plnit. Pro úspěšné zvládnutí navařování je zásadní pochopení souvislostí, které ovlivňují výslednou kvalitu návaru. Obzvláště důležité je to v jaderné energetice, kde kvalita bezprostředně ovlivňuje technickou a jadernou bezpečnost.

Cílem předkládané práce bylo komplexní řešení problematiky navařování austenitickým chromniklovým korozivzdorným návarovým kovem typu 25Cr13Ni na nízkolegovanou ocel 10GN2MFA a jakostní uhlíkovou ocel 22K. Z hlediska identifikovaných faktorů ovlivňujících výslednou kvalitu návarů byla pozornost soustředěna na vlastnosti tepelně ovlivněné oblasti a přítomnost horkých trhlin v návarových kovech.

Teoretický rozbor a experimentální program s řadou analýz byl účelně směřován k získání poznatků, výsledků a závěrů, které umožnily jejich praktickou aplikaci do technologického postupu pro následnou kvalifikaci postupu svařování ve smyslu EN ISO 15613, respektive EN ISO 15614-1 a EN ISO 15614-7, a Kontrolního svarového spoje ve smyslu NTD A.S.I. Sekce I. Po souhrnném posouzení všech zjištěných poznatků a výsledků experimentálního programu i na základě opakovaně dosahovaných nejlepších výsledků při navařování přídavným materiálem Böhler AWS ER 309, byl tento přídavný materiál zvolen pro provedení výměny nátrubku odběru měření tlaku na hlavním cirkulačním potrubí jaderné elektrárny Temelín. S ohledem na nemožnost provedení tepelného zpracování oceli 10GN2MFA a 22K při praktické aplikaci je za klíčové považována dosažená optimalizace vlastností v tepelně ovlivněné oblasti. Na základě úspěšné kvalifikace je technologický postup připraven k reálnému nasazení při odstávce druhého bloku v tomto roce.

Zároveň byla formulována obecná doporučení pro praxi a naznačeny směry pro další výzkum, především při řešení problematiky horkých trhlin.

Přínos disertační práce pro obor materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie spočívá v předložení nových poznatků a myšlenek, které rozšiřují a více objasňují zejména problematiku vzniku horkých trhlin a dávají je do souvislostí s dosud přijímanými teoriemi a významně tím přispívají k rozvoji vědního oboru. Za hlavní přínos lze považovat objasnění problematiky delta feritu a praktickou aplikaci inovativního přístupu k eliminaci horkých trhlin v návarovém kovu.

Poznatky, získané při řešení této disertační práce, budou zahrnuty do bezpečnostního návodu: Temper Bead Welding Process in Operating NPP's, který je připravován členy úzké skupiny přibližně 25 expertů z celého světa, pracujících v oblasti jaderné energetiky, kteří jako spoluautoři pracují pod vedením expertů z Mezinárodní agentury pro atomovou energii (IAEA) a Electric Power Research Institute (EPRI).

Na základě výše uvedeného lze konstatovat, že vytyčený hlavní cíl a všechny dílčí cíle disertační práce byly v plném rozsahu splněny.

---

## Seznam citované literatury

- [1] Kolektiv autorů. *Materiály a jejich chování při svařování*. Ostrava: Český svářečský ústav s.r.o., 2016.
- [2] OCHODEK, Vladislav. *Materiály a jejich svařitelnost*. Ostrava: ZEROSS, 2000. ISBN 80-85771-85-3.
- [3] KOUKAL, Jaroslav, Drahomír SCHWARZ a Jiří HAJDÍK. *Materiály a jejich svařitelnost*. Ostrava: Český svářečský ústav, 2009. ISBN 978-80-248-2025-5.
- [4] KRAUS, Václav. *Tepelné zpracování a slinování*. Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 2013. ISBN 978-80-2610-260-1.
- [5] VOJTĚCH, Dalibor. *Kovové materiály*. Praha: Vysoká škola chemicko-technologická v Praze, 2006. ISBN 80-7080-600-1.
- [6] PTÁČEK, Luděk a kolektiv. *Nauka o materiálu II*. Brno: CERM, 2002.
- [7] Interní materiály ČEZ, a. s.
- [8] *Materiály a jejich svařitelnost: učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. 2., upr. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2001. ISBN 80-85771-85-3.
- [9] MAZANCOVÁ, Eva. *Technické materiály I*. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2012. ISBN 978-80-248-2577-9.
- [10] BEČKA, Josef. *Vývoj typových opravných svarů a návarů zhotovených mechanizovaným svařováním v ochranné atmosféře plynů bez náhřevu a tepelného zpracování TNR z oceli 15Ch2NMFA (AA) reaktoru VVER 1000*. Plzeň: ŠKODA JADERNÉ STROJÍRENSTVÍ Plzeň, 1996, 29 s. Ae 8802/Dok.
- [11] ASME BPVC.IX-2019. *ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section IX: Welding and Brazing Qualifications*. New York: ASME International, 2019. ISBN 9710791872901.
- [12] ASME BPVC.XI-2019. *ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI: Rules for Inservice Inspection of Nuclear Power Plant Components*. New York: ASME International, 2019. ISBN 9780791872932.
- [13] ASME BPVC.III-2019. *ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III: Rules for Construction of Nuclear Facility Components*. New York: ASME International, 2019. ISBN 9780791872772.
- [14] ČSN EN ISO 15614-1. *Stanovení a kvalifikace postupů svařování kovových materiálů – Zkouška postupu svařování – Část 1: Obloukové a plamenové svařování ocelí a obloukové svařování niklu a slitin niklu*. Praha: Česká agentura pro standardizaci, 2018.

- 
- [15] RSE-M. *In-Service Inspection Rules for Mechanical Components of PWR Nuclear Islands*. Edice 2018. AFCEN, 2018.
- [16] RCC-M. *Design and Construction Rules for Mechanical Components of PWR Nuclear Islands*. Edice 2018. AFCEN, 2018.
- [17] SSMFS. *Swedish Radiation Safety Authority Regulatory Code*. ISSN 2000-0987.
- [18] STP-PT-058 – 2013. *Temper Bead Qualification Hardness Acceptance Criteria*. New York: ASME International, 2013, 108 s. ISBN 9780791869086.
- [19] STEWART, Jeffrey. *Temper Bead Welding for Dissimilar Metal Welds and Overlays*. Ohio, 2019. Dissertation thesis. Ohio State University.
- [20] SEMIATIN, S. L., D. E. STUTZ a T. G. BYRER. Induction tempering of steel: Part I. Development of an effective tempering parameter. *Journal of Heat Treating* [online]. 1985, 4(1), 39-46 [cit. 2020-08-15]. DOI: 10.1007/BF02835488. ISSN 0190-9177. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/BF02835488>
- [21] McCracken, Steve. EPRI Welding and Repair Technology Center. *What's Next for Temper Bead Welding?* Williamsburg, 2019, 60 s.
- [22] TRZASKA, J. Calculation of the steel hardness after continuous cooling. *Archives of Materials Science and Engineering*. World Academy of Materials and Manufacturing Engineering, 2013, s. 87-92.
- [23] SAMODAJEV, Nina. *Prediction of the Hardness in the HAZ of S890QL as a Function of Cooling Time*. Aalborg, 2018, 41 s. Master thesis. Aalborg University.
- [24] OYEDEMI, Kayode a Vitor ROCHA. *Hardness Prediction of the Heat Affected Zone on A36 and A514 (Grade H) steels*. 29 s.
- [25] ČERNÝ, Vladimír a Pavel KŘIČKA. Krystalizace dvojfázových austeniticko feritických návarových kovů a její vliv na vznik trhlin. In: *Materiálové a technologické otázky jaderných reaktorů VVER*. 1988, s. 248-258.
- [26] LIPPOLD, John C. a Damian J. KOTECKI. *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. Hoboken, New Jersey: John Wiley&Sons, 2005, 357 s. ISBN 0-471-47379-0.
- [27] LIPPOLD, John C. *Welding Metallurgy and Weldability*. Hoboken, New Jersey: John Wiley&Sons, 2015, 400 s. ISBN 978-1-118-23070-1.
- [28] FOLKHARD, Erich. *Welding Metallurgy of Stainless Steels* [online]. Vienna: Springer Vienna, 1988 [cit. 2022-10-18]. ISBN 978-3-7091-8967-2. Dostupné z: doi:10.1007/978-3-7091-8965-8



- 
- [29] KUNCIPÁL, Josef. *Speciální technologie - svařování*. I. Plzeň: VŠSE v Plzni - ediční středisko, 1988, 186 s.
- [30] HULL, Frederick C. *Effect of Delta Ferrite on the Hot Cracking of Stainless Steel*. *Welding Journal*, 1967.
- [31] POLGARY, S. *Crack Sensitivity of Weld Metal from Nb-Stabilized Stainless Electrodes*. *Svetsaren in Engl.*, 1965, s. 10-14.
- [32] KUJANPÄÄ, V. P., N. J. SUUTALA, T. K. TAKALO a J. J. L. MOISIO. *Correlation Between Solidification Cracking and Microstructure in Austenitic and Austenitic-Ferritic Stainless Steel Welds*. *Welding Research International*, 1979, (9), 55-76.
- [33] AL-AKEL, Abdulhamid S., A. K. A. K. ABDELATIF a F. Abo GHARBIA. *Effect of Preheating on Hot Cracking Susceptibility of Welded Austenitic Stainless Steels*. In: *The 6th Saudi Engineering Conference*. Dhahran: KFUPM, 2002, (5), s. 243-255.
- [34] MATSUDA, Fukuhisa, Hiroji NAKAGAWA, Takeo UEHARA, Seiji KARAYAMA a Yoshiaki ARATA. *A New Explanation for Role of Delta-Ferrite Improving Weld Solidification Crack Susceptibility in Austenitic Stainless Steel*. *Joining and Welding Research Institute*, 1979, (8), 105-112.
- [35] *Hot Cracking in Austenitic Stainless Steel* [online]. Faculty of Engineering, Built Environment and Information Technology University of Pretoria, 2020.
- [36] *Measuring Ferrite Content: Physical principles of magnetic-inductive measurement* [online]. [cit. 2023-04-15]. Dostupné z: <https://www.helmut-fischer.com/techniques/ferrite-content-measurement>
- [37] BRANDI, Sérgio Duarte a Cláudio Geraldo SCHÖN. *A Thermodynamic Study of a Constitutional Diagram for Duplex Stainless Steels*. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion* [online]. 2017, 38(3), 268-275 [cit. 2023-04-16]. ISSN 1547-7037. Dostupné z: DOI:10.1007/s11669-017-0537-8.
- [38] *What is the Difference between Heat Input and Arc Energy?* TWI Ltd. [online]. [cit. 2020-08-15]. Dostupné z: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/faqs/faq-what-is-the-difference-between-heat-input-and-arc-energy#:~:text=In%20arc%20welding%20processes%2C%20heat,tends%20to%20be%20kJ%2Fin.>
- [39] POLYSOUDE. *The orbital welding handbook*. Nantes: POLYSOUDE, 2009. PN-0509078.
- [40] NASIR, Nurul Syahida Mohd, Mohammad Khairul Azhar Abdul RAZAB, Muhammad Iqbal AHMAD a Sarizam MAMAT. *Influence of heat input on carbon steel microstructure*. In: *ARPN Journal of Engineering and Applied Sciences*. Asian Research Publishing Network, 2017, s. 2689-2697. ISSN 1819-6608.

- 
- [41] POORHAYDARI, K., B. M. PATCHETT a D.G. IVEY. *Estimation of Cooling Rate in Welding of Plates with Intermediate Thickness*. In: *Welding Journal*. 2005, s. 149-155.
- [42] McCracken, Steve a Stephen TATE. EPRI Welding and Repair Technology Center. *Temper Bead Welding for Nuclear Power Repair Applications: Recent WRTC Studies and Research*. Brno, 2019, 48 s.
- [43] PALÁN, Marek. *Svařování rotorových materiálů*. Brno, 2014. 42 s. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce: doc. Ing. Ladislav Daněk, CSc.
- [44] Weld pool Dilution. Weldknowledge. [online]. [cit. 2020-08-15]. Dostupné z: <https://weldknowledge.com/2015/09/02/weld-pool-dilution/>.
- [45] CRA Weld Overlay - Dilution and corrosion resistance. TWI Ltd. [online]. [cit. 2020-08-15]. Dostupné z: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/cra-weld-overlay-influence-of-welding-process-and-parameters-on-dilution-and-corrosion-resistance>.
- [46] AVERY, Richard E. *Pay attention to dissimilar-metal welds: Guidelines for welding dissimilar metals*. American Institute of Chemical Engineers, 1991, 8 s.
- [47] POLYSOUDE. *Automated TIG weld overlay cladding*. Nantes: POLYSOUDE, 2011. 01/2016. PN-1011133.
- [48] SUN, Y. L., C. J. HAMELIN, T. F. FLINT, A. N. VASILEIOU, J. A. FRANCIS a M. C. SMITH. Prediction of Dilution and Its Impact on the Metallurgical and Mechanical Behavior of a Multipass Steel Weldment. *Journal of Pressure Vessel Technology* [online]. 2019, 141(6) [cit. 2020-08-15]. DOI: 10.1115/1.4044337. ISSN 0094-9930. Dostupné z: <https://asmedigitalcollection.asme.org/pressurevesseltech/article/doi/10.1115/1.4044337/955355/Prediction-of-Dilution-and-Its-Impact-on-the>
- [49] TOMKÓW, J., D. FYDRYCH, G. ROGALSKI a J. ŁABANOWSKI. Temper Bead Welding of S460N Steel in Wet Welding Conditions. *Advances in Materials Science* [online]. 2018, 18(3), 5-14 [cit. 2020-08-15]. DOI: 10.1515/adms-2017-0036. ISSN 2083-4799. Dostupné z: <https://content.sciendo.com/view/journals/adms/18/3/article-p5.xml>
- [50] MESZAROS, Kimberley. *CASTI Codes a Standards Training Institute: Connecting-the-Codes from Temper Bead Welding to the ASME Codes, CSA Codes and the NBIC*. CASTI Codes a Standards Training Institute.
- [51] WĘGŁOWSKI, M. St., M. ZEMAN a A. GROCHOLEWSKI. Effect of Welding Thermal Cycles on Microstructure and Mechanical Properties of Simulated Heat Affected Zone for a Weldox 1300 Ultra-High Strength Alloy Steel. *Archives of Metallurgy and Materials* [online]. 2016, 61(1), 127-132 [cit. 2020-08-15]. DOI: 10.1515/amm-2016-0024. ISSN 2300-1909. Dostupné z: <http://journals.pan.pl/dlibra/publication/105482/edition/91329/content>

- 
- [52] DUCHÁČEK, Petr. ČEZ, a. s. *Problematika svařování heterogenních svarových spojů 22K a 08Ch18N10T*. Temelín, 2018, 31 s.
- [53] NAJMAN, Martin. *Možnosti využití přístroje Gleeble pro simulace dějů v tepelně ovlivněné oblasti svarů*. Liberec, 2016, 71 s. Bakalářská práce. Technická univerzita v Liberci.
- [54] KATSINA, Ibrahim Nuruddin. *Effect of Welding Thermal Cycles on the Heat Affected Zone Microstructure and Toughness of Multi-Pass Welded Pipeline Steels*. Cranfield, 2012, 306 s. Dissertation thesis. Cranfield University.
- [55] VÍTKOVICE Železářny a strojířny Klementa Gottwalda, k. p. *Specifikace materiálů parogenerátor PGV 1000M*. 1982, 60 s. SM 1000/80.
- [56] VÍTKOVICE Železářny a strojířny Klementa Gottwalda, k. p. *Protokol o přejímce číslo 2030 + příloha*. 1990, 9 s. 2030.
- [57] OP 1513-72. *Основные положения по сварке и наплавке узлов и конструкций атомных электростанций, опытных и исследовательских ядерных реакторов и установок*. Москва, 1975.
- [58] PALÁN, Marek. *Nákupní specifikace pro přídavný materiál Sv-07Ch25N13*. Temelín: ČEZ, 2020. RZPaTK/19/PAL/ETE/Sv-07Ch25N13/073r01.
- [59] MLYNÁŘ, Pavel. *Nákupní specifikace pro svařovací drát Sv-07Ch25N13, metoda TIG (141)*. Dukovany: ČEZ, 2017. SVPRID\_Sv-07Ch25N13 rev. 02.
- [60] GOST 2246-70. *Проволока стальная сварочная. Технические условия*. Москва: ИПК Издательство стандартов, 1973.
- [61] PALÁN, Marek. *Nákupní specifikace pro přídavný materiál Sv-04Ch20N10G2B*. Temelín: ČEZ, 2020. RZPaTK/18/PAL/ETE/Sv-04Ch20N10G2B/074r01.
- [62] ŠKODA JS A.S. *Technický výkres: Odběr tlaku K2 - Varianta 2*. 2020. Ae 39481 P.
- [63] NETOPIĽ, Vladimír. *Výměna nářrubku odběru tlaku 2YA20P14B na HCP 2YA22Z01: Verifikace svařovacích parametrů*. Brno: Ústav aplikované mechaniky Brno, 2021, 43 s. 7609/21.
- [64] ŠKODA JS A.S. *Technický výkres: Sestava KSS E336 3B*. 2022. Ae 41639 P.
- [65] ČERNÝ, Vladimír a Pavel KŘIČKA. *Krystalizace dvojfázových austeniticko feritických návarových kovů a její vliv na vznik trhlin*. In: *Materiálové a technologické otázky jaderných reaktorů VVER*. 1988, s. 248-258.

- 
- [66] KŘIČKA, Pavel a Vladimír ČERNÝ. *Řešení problematiky tvorby horkých krystalizačních trhlin v návarových kovech provedených páskami Sv-04Ch20N10G2B čsl. výroby: Výzkumná zpráva*. Plzeň: ŠKODA koncernový podnik Plzeň, 1987, 45 s. Ae 6427/Dok.
- [67] ŠKODA JS A.S. *Technický výkres: Sestava KSS E336 3B*. 2022. Ae 41639 P.
- [68] NETOPIIL, Vladimír. *Výměna nátrubku odběru tlaku 2YA20P14B na 2YA22Z01: Simulace technologického postupu svařování kontrolního svarového spoje*. Brno: Ústav aplikované mechaniky Brno, 2021, 67 s. 7824/21.
- [69] PALÁN, Marek, MLYNÁŘ, Pavel, DUCHÁČEK, Petr. *Kvalifikace inovativní technologie Weld Overlay pro opravy heterogenních svarových spojů nátrubků superhavarijního napájení parních generátorů JE typu VVER 440 MW*. ZVÁRAČ profesionál. Bratislava: PRVÁ ZVÁRAČSKÁ, 2018, 15.(4), s. 3-6. ISSN 1336-5045.
- [70] PALÁN, Marek, MLYNÁŘ, Pavel, DUCHÁČEK, Petr. *Opravná technologie Weld Overlay a její zavedení pro opravy heterogenních svarových spojů nátrubků superhavarijního napájení parních generátorů JE typu VVER 440 MW*. All for Power. Praha: AF Power agency, 2018, 12.(4), s. 50-54. ISSN 1802-8535.
- [71] ČEZ ENERGOSERVIS SPOL. S.R.O. *Předběžná specifikace postupu navařování (ČSN EN 15609-1)*. 2017. pWPS č. 1-WOL-SHN-2017.
- [72] ČEZ ENERGOSERVIS SPOL. S.R.O. *Technický výkres: Rozřezový plán*. 2017. EGS-K-06778.
- [73] NTD A.S.I. Sekce I. *Normativně technická dokumentace Asociace strojních inženýrů – Sekce I: Svařování zařízení a potrubí jaderných elektráren typu VVER*. Praha, 2020.
- [74] NP-104-18. *Сварка и наплавка оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок*. Москва, 2018.
- [75] Vyhláška č. 358/2016 Sb., o požadavcích na zajišťování kvality a technické bezpečnosti a posouzení a prověřování shody vybraných zařízení. In: *Sbírka zákonů Česká republika*. 17. 10. 2016. ISSN 1211-1244.
- [76] Vyhláška č. 329/2017 Sb., o požadavcích na projekt jaderného zařízení. In: *Sbírka zákonů Česká republika*. 26. 9. 2017. ISSN 1211-1244.
- [77] PK 1514-72. *Правила контроля сварных соединений и наплавки узлов и конструкций атомных электростанций, опытных и исследовательских ядерных реакторов и установок*. Москва, 1974.



- 
- [78] ПНАЭ Г–7–002–86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. Москва: Энергоатомиздат, 1989.
- [79] OST 108.300.02-86. *Оборудование и трубопроводы атомных электростанций. Сварка, наплавка и термическая обработка сварных соединений деталей из стали марок 10ГН2МФА, 10ГН2МФАЛ, 15Х2НМФА и 15Х2НМФА-А.* 1987.
- [80] RTM 108.300.02-82. *Оборудование и трубопроводы атомных электростанций. Сварка, наплавка и термическая обработка сварных соединений деталей из стали марок 10ГН2МФА, 10ГН2МФАЛ, 15Х2НМФА и 15Х2НМФА-А.* 1982.
- [81] Zákon č. 263/2016 Sb., atomový zákon. In: *Sbírka zákonů Česká republika*. 14. 7. 2016. ISSN 1211-1244.
- [82] NTD A.S.I. Sekce II. *Normativně technická dokumentace Asociace strojních inženýrů – Sekce II: Charakteristiky materiálů pro zařízení a potrubí jaderných elektráren typu VVER.* Praha, 2020.
- [83] NTD A.S.I. Sekce VII. *Normativně technická dokumentace Asociace strojních inženýrů – Sekce VII: NDT kontroly.* Praha, 2020.
- [84] NP-105-18. *Правила контроля металла оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок при изготовлении и монтаже.* Москва, 2018.
- [85] DUCHÁČEK, Petr. *Materiálové vlastnosti heterogenních svarových spojů pro energetiku.* Praha, 2021. 159 s. Disertační práce. České vysoké učení technické v Praze. Vedoucí práce doc. Ing. Jiří Janovec, CSc.

Mimo řádně citovanou literaturu je uveden seznam ČSN, EN a ISO norem, a technických reportů odkazovaných v rámci této práce. Normy jsou v textu uváděny ve zkráceném označení jako EN, ISO, nebo EN ISO.

ČSN EN ISO 4063. *Svařování a příbuzné procesy – Přehled metod a jejich číslování*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2011.

ČSN EN ISO 15613. *Stanovení a kvalifikace postupů svařování kovových materiálů – Kvalifikace na základě předvýrobní zkoušky svařování*. Praha: Český normalizační institut, 2005.

ČSN EN ISO 15614-1. *Stanovení a kvalifikace postupů svařování kovových materiálů – Zkouška postupu svařování – Část 1: Obloukové a plamenové svařování ocelí a obloukové svařování niklu a slitin niklu*. Praha: Česká agentura pro standardizaci, 2018.

ČSN EN ISO 15614-7. *Stanovení a kvalifikace postupů svařování kovových materiálů – Zkouška postupu svařování – Část 7: Navařování*. Praha: Česká agentura pro standardizaci, 2020.

ČSN EN ISO 6507-1. *Kovové materiály – Zkouška tvrdosti podle Vickerse – Část 1: Zkušební metoda*. Praha: Česká agentura pro standardizaci, 2018.

ČSN EN ISO 6507-2. *Kovové materiály – Zkouška tvrdosti podle Vickerse – Část 2: Ověřování a kalibrace zkušebních strojů*. Česká agentura pro standardizaci, 2018.

ČSN EN ISO 9015-1. *Destruktivní zkoušky svarů kovových materiálů – Zkoušení tvrdosti – Část 1: Zkouška tvrdosti spojů svařovaných obloukovým svařováním*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2011.

ČSN EN ISO 9015-2. *Destruktivní zkoušky svarů kovových materiálů – Zkoušení tvrdosti – Část 2: Zkoušení mikrotvrdosti svarových spojů*. Praha: Česká agentura pro standardizaci, 2018.

ČSN EN ISO 14341. *Svařovací materiály – Drátové elektrody pro obloukové svařování nelegovaných a jemnozrnných ocelí v ochranném plynu a jejich svarové kovy – Klasifikace*. Praha: Česká agentura pro standardizaci, 2021.

ČSN EN ISO 14343. *Svařovací materiály – Drátové elektrody, páskové elektrody, dráty a tyče pro tavné svařování korozivzdorných a žáruvzdorných ocelí – Klasifikace*. Praha: Česká agentura pro standardizaci, 2019.

ČSN EN 60584-1. *Termoelektrické články – Část 1: Údaje napětí a tolerance*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2014.

ČSN EN ISO 6947. *Svařování a příbuzné procesy – Polohy svařování*. Praha: Česká agentura pro standardizaci, 2021.

ČSN EN ISO 6520-1. *Svařování a příbuzné procesy – Klasifikace geometrických vad kovových materiálů – Část 1: Tavné svařování*. Praha: Český normalizační institut Praha, 2008.

ČSN EN ISO 13916. *Svařování – Směrnice pro měření teploty předeřevu, teploty interpass a teploty ohřevu*. Česká agentura pro standardizaci, 2018.

ČSN EN ISO 17639. *Destruktivní zkoušky svarů kovových materiálů – Makroskopická a mikroskopická kontrola svarů*. Česká agentura pro standardizaci, 2022.

ČSN EN ISO 5817. *Svařování – Svarové spoje oceli, niklu, titanu a jejich slitin zhotovené tavným svařováním (kromě elektronového a laserového svařování) - Určování stupňů kvality*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2014.

ČSN EN 1011-2. *Svařování – Doporučení pro svařování kovových materiálů – Část 2: Obloukové svařování feritických ocelí*. Praha: Český normalizační institut, 2001.

---

ČSN EN 10204. *Kovové výrobky – Druhy dokumentů kontroly*. Praha: Český normalizační institut, 2005.

ČSN EN 10025-2. *Výrobky válcované za tepla z konstrukčních ocelí – Část 2: Technické dodací podmínky pro nelegované konstrukční oceli*. Praha: Česká agentura pro standardizaci, 2020.

TNI CEN ISO/TR 15608. *Svařování – Směrnice pro zařazování kovových materiálů do skupin*. Praha: Český normalizační institut, 2008.

## Seznam publikační činnosti k 18. 4. 2023

1. PALÁN, Marek. *Svařování rotorových materiálů*. Brno, 2014, 42 s. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie, Odbor technologie svařování a povrchových úprav. Vedoucí bakalářské práce: doc. Ing. Ladislav Daněk, CSc. (Česká republika)
2. PALÁN, Marek. *Oprava primárního kolektoru parního generátoru JE typu VVER 440 MW svařováním*. Plzeň, 2016, 78 s. Diplomová práce. Západočeská univerzita v Plzni, Fakulta strojní, Katedra materiálu a strojírenské metalurgie. Vedoucí diplomové práce: Ing. Jiří Hájek, Ph.D. (Česká republika)
3. PALÁN, Marek. *Svařovací automat pro opravy na výměnu horní části kolektoru PG JE typu VVER 440 MW*. In: *Svarové spoje – legislativa, normy, nedestruktivní zkoušení a provádění oprav*. Husinec, Řež: ÚJV Řež, a.s., 2016, 20 s. (Česká republika)
4. PALÁN, Marek. *Kultura práce při provádění svářečských prací a sebekontrola ze strany svářečů v návaznosti na ČEZ\_SD\_0020 a NTD A.S.I*. In: *Svařování v jaderné energetice VII*. Ostrava: Český svářečský ústav s.r.o., 2017, 8 s. (Česká republika)
5. DUCHÁČEK, Petr, PALÁN, Marek, ČANČURA, Zdeněk. *Heterogenní svarové spoje parních generátorů JE typu VVER 1000 MW zhotovené přídavným svařovacím materiálem typu Sv-10Ch16N25AM6*. In: *Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*. Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 2017, s. 63-66. ISBN 978-80-261-0741-5. (Česká republika)
6. PALÁN, Marek, MLYNÁŘ, Pavel. *Aplikace Weld Overlay jako progresivní technologie pro opravy heterogenních svarových spojů nátrubků superhavarijního napájení parních generátorů JE typu VVER 440 MW*. In: *Zborník prednášok z konferencie Kvalita vo zváraní 2018*. Bratislava: Výzkumný ústav zvaračský - Priemyselný inštitut SR, 2018, s. 85-91. ISBN 978-80-88734-81-9. (Slovenská republika)
7. PALÁN, Marek, HAJDÍK, Jiří. *Aplikace metody WOL na HSS nátrubku SHN PG JE Dukovany*. In: *Svařovací den 2018 (odborný seminář)*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava, 2018, s. 69-107. ISBN 978-80-248-4179-3. (Česká republika)
8. SCHWARZ, Drahomír, KOUKAL, Jaroslav, SCHWARZ, David, PALÁN, Marek, GALATÍK, Stanislav. *Zastavení rozvoje trhliny v kořeni heterogenního svaru metodou Weld Overlay*. In: *Nové materiály, technologie a zařízení pro svařování 2018*. Ostrava: Český svářečský ústav s.r.o., 2018, 52 s. (Česká republika)
9. DUCHÁČEK, Petr, PALÁN, Marek, ČANČURA, Zdeněk. *Degradační poškození heterogenních svarových spojů feriticko-perlitických ocelí 12022.1/22K s austenitickou korozivzdornou ocelí 08Ch18N10T a přídavným materiálem Sv-10Ch16N25AM6*. In: *Zborník prednášok z konferencie Národné dni zvárania 2018*. Bratislava: Výzkumný ústav zvaračský - Priemyselný inštitut SR, 2018, s. 9-15. (Slovenská republika)
10. PALÁN, Marek, DUCHÁČEK, Petr, ČANČURA, Zdeněk. *Oprava heterogenního svarového spoje parního generátoru č. 25 na JE Dukovany technologií Weld Overlay*. In: *Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*. Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 2018, s. 99-102. ISBN 978-80-261-0794-1. (Česká republika)
11. DUCHÁČEK, Petr, PALÁN, Marek, ČANČURA, Zdeněk. *Orbitální svařování heterogenních svarových spojů ocelí 12022.1 a 08Ch18N10T přídavným materiálem Sv-07Ch25N13*. In: *Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*. Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 2018, s. 95-98. ISBN 978-80-261-0794-1. (Česká republika)

12. PALÁN, Marek, MLYNÁŘ, Pavel, DUCHÁČEK, Petr. *Progresivní technologie Weld Overlay a její kvalifikace pro opravu heterogenního svarového spoje nátrubku superhavarijního napájení parního generátoru JE typu VVER 440 MW*. In: *PROMATTEN 2018*. Ostrava: Flash Steel Power, 2018, s. 40-48. ISBN 978-80-905947-4-6. (Česká republika)
13. PALÁN, Marek, MLYNÁŘ, Pavel, DUCHÁČEK, Petr. *Opravná technologie Weld Overlay a její zavedení pro opravy heterogenních svarových spojů nátrubků superhavarijního napájení parních generátorů JE typu VVER 440 MW*. *All for Power*. Praha: AF Power agency, 2018, 12.(4), s. 50-54. ISSN 1802-8535. (Česká republika)
14. PALÁN, Marek, MLYNÁŘ, Pavel, DUCHÁČEK, Petr. *Kvalifikace inovativní technologie Weld Overlay pro opravy heterogenních svarových spojů nátrubků superhavarijního napájení parních generátorů JE typu VVER 440 MW*. *ZVÁRAČ profesionál*. Bratislava: PRVÁ ZVÁRAČSKÁ, 2018, 15.(4), s. 3-6. ISSN 1336-5045. (Česká republika)
15. Electric Power Research Institute, Inc. *Welding and Repair Technology Center: Repair Handbook*. Spoluautor revize Marek PALÁN. Palo Alto: Electric Power Research Institute, Inc., 2018. 3002013127. (USA)
16. HORVÁTH, Jakub, DUCHÁČEK, Petr, JANOVEC, Jiří, JUNEK, Michal, PALÁN, Marek. *Hodnocení kvality provozovaných heterogenních svarových spojů primárního okruhu JE typu VVER-1000*. In: *XXXIV. DNY SVAŘOVACÍ TECHNIKY*. Rychnov nad Kněžnou: ESAB VAMBERK, s.r.o. člen koncernu, 2019, 10 s. ISBN 978-80-02-02856-7. (Česká republika)
17. SCHWARZ, Drahomír, KOUKAL, Jaroslav, SCHWARZ, David, GALATÍK, Stanislav, PALÁN, Marek. *Kvalifikace metody WOL pro opravy potrubí na JE a její aplikace*. In: *XXXIV. DNY SVAŘOVACÍ TECHNIKY*. Rychnov nad Kněžnou: ESAB VAMBERK, s.r.o. člen koncernu, 2019, 43 s. ISBN 978-80-02-02856-7. (Česká republika)
18. McCracken, Steve, PALÁN, Marek, MLYNÁŘ, Pavel, MOHR, Nicholas. *Full Structural Weld Overlay on a Super Emergency Feedwater Nozzle at the Dukovany Nuclear Power Plant*. In: *Proceedings of the 2019 ASME Pressure Vessels & Piping Division Conference*. San Antonio, Texas, USA: ASME, 2019, 10 s. PVP2019-93664. WOS: 000505870400090 (USA)
19. DUCHÁČEK, Petr, PALÁN, Marek, ČANČURA, Zdeněk. *Hodnocení kvality provozovaného heterogenního svarového spoje mezi hlavním cirkulačním čerpadlem a hlavním cirkulačním potrubím s aplikací Transcopy replik*. In: *Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*. Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 2019, s. 121-124. ISBN 978-80-261-0885-6. (Česká republika)
20. PALÁN, Marek, DUCHÁČEK, Petr, NETOPIĽ, Vladimír. *Advanced Repair Techniques of Dissimilar Metal Welds*. In: *Experience in the Operation of VVER Steam Generators*. Hrotovice: WANO Moscow Centre, 2019. (Česká republika)
21. DUCHÁČEK, Petr, PALÁN, Marek. *Semi-destructive Methods for Quality Evaluation of Welded Joints*. In: *Experience in the Operation of VVER Steam Generators*. Hrotovice: WANO Moscow Centre, 2019. (Česká republika)
22. PALÁN, Marek, DUCHÁČEK, Petr. *Problematika provádění oprav svarových spojů v jaderné energetice*. In: *Svařování v jaderné energetice VIII*. Ostrava: Český svářečský ústav s.r.o., 2020, 27 s. (Česká republika)
23. DUCHÁČEK, Petr, PALÁN, Marek, MILT, Jindřich. *Svařování korozivzdorných ocelí dle ČSN EN 1011-3*. Ostrava: Český svářečský ústav s.r.o., 2020, 24 s. (Česká republika)



24. DUCHÁČEK, Petr, PALÁN, Marek, ČANČURA, Zdeněk. *Aspekty ovlivňující stanovení obsahu delta feritu v austenitických korozivzdorných ocelích*. In: *Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*. Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 2020, s. 93-97. ISBN 978-80-261-0959-4. (Česká republika)
25. PALÁN, Marek, DUCHÁČEK, Petr, ČANČURA, Zdeněk. *Kvalifikace postupů ve vztahu k žárově stříkaným součástem pro oblast jaderné energetiky*. In: *Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*. Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 2020, s. 217-220. ISBN 978-80-261-0959-4. (Česká republika)
26. PALÁN, Marek, DUCHÁČEK, Petr, ČANČURA, Zdeněk. *Výsledky vývoje a přípravy výměny nátrubku odběru měření tlaku na hlavním cirkulačním potrubí JE typu VVER-100/320*. In: *Životnost komponent energetických zařízení*. Plzeň: Západočeská univerzita v Plzni, 2021, s. 73-76. ISBN 978-80-261-1045-3. (Česká republika)
27. PALÁN, Marek. *Problematika žárových nástřiků a jejich kvalifikace*. In: *Svařování v jaderné energetice IX*. Ostrava: Český svářečský ústav s.r.o., 2022, 12 s. (Česká republika)
28. MILT, Jindřich, PALÁN, Marek. *Tréninkové a realizační centrum – atestace svářečů a NDT personálu*. In: *Svařování v jaderné energetice IX*. Ostrava: Český svářečský ústav s.r.o., 2022, 27 s. (Česká republika)
29. HLAVATÝ, Ivo, KREJČÍ Lucie, BUČKO, Michal, TICHÝ Miroslav, FRYŠÁK, Martin, PALÁN, Marek. *Technology of Resurfacing Mn-steels Used to Manufacture Rails*. *MM Science Journal* [online]. 2023, 2023(1) [cit. 2023-03-11]. ISSN 18031269. Dostupné z: DOI:10.17973/MMSJ.2023\_03\_2022114