

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: B0715A270013 – Strojní inženýrství
Studijní specializace: Strojírenské materiály a technologie

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Využití elektronového paprsku pro spojování vysocepevných ocelí

Autor: Jan ROSENTHALER
Vedoucí práce: Prof. Ing. Ludmila KUČEROVÁ, Ph.D.

Akademický rok 2022/2023

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2022/2023

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Jan ROSENTHALER**
Osobní číslo: **S22B0029P**
Studijní program: **B0715A270013 Strojní inženýrství**
Specializace: **Strojírenské materiály a technologie**
Téma práce: **Využití elektronového paprsku pro spojování vysocepevných ocelí**
Zadávající katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Zásady pro vypracování

1. Úvod do řešené problematiky
2. Vysocepevné oceli
 - 2.1. Legující prvky
 - 2.2. Tepelné zpracování
3. Svařování elektronovým paprskem
 - 3.1. Svařitelnost vysocepevných martenzitických ocelí
 - 3.2. Svařování elektronovým paprskem
4. Tepelné zpracování
5. Experimentální program
 - 5.1. Charakterizace materiálu, použitých metod a zařízení
 - 5.2. Optimalizace parametrů svařování
 - 5.3. Optimalizace tepelného zpracování
 - 5.4. Metalografie
 - 5.5. Tvrdost
6. Shrnutí a diskuse
7. Závěr

Rozsah bakalářské práce: **30-40 stran**
Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**
Forma zpracování bakalářské práce: **tištěná/elektronická**

Seznam doporučené literatury:

WEGLOWSKI, M., BLACHA, S., PHILIPS, A. Electron beam welding – Techniques and trends – Review. *Vaccum*. 130, 2016, 72-92.

HANSSON, P., ARESKOUG, M. Possibilities with Use of Electron Beam Welding of Very High Strength Steel. *Materials Science Forum*. 491, 2018, 443-452.

HASSEL, T., et al. Economical joining of tubular steel towers for wind turbines employing non-vacuum electron beam welding for high-strength steels in comparison with submerged arc welding. *Weld World*. 57, 2013, 551–559.

WEGLOWSKI, M., et al. Electron Beam Welding of High Strength Quenched and Tempered Steel. *Materials Science Forum*. 879, 2016, 2078-2083.

BLACHA, S., et al. Microstructural and Mechanical Characterization of Electron Beam Welded Joints of High Strength S960QL and Weldox 1300 Steel Grades. *Archives of Metallurgy and Materials*. 62, 2017, 627-634.

Vedoucí bakalářské práce: **Doc. Ing. Ludmila Kučerová, Ph.D.**
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Konzultant bakalářské práce: **Ing. Jan Hajšman**
Regionální technologický institut

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

L.S.

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

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

Prohlášení o autorství

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

Prohlašuji, že jsem tuto bakalářskou práci vypracoval samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů uvedených v seznamu, který je součástí této bakalářské práce.

V Plzni dne:

.....
podpis autora

Poděkování

Tímto bych rád poděkoval paní profesorce Ludmile Kučerové za její skvělý přístup, za konzultace a veškerou poskytnutou pomoc a podporu během vypracovávání mé bakalářské práce. Dále bych chtěl poděkovat panu Bc. Vojtěchu Bílkovi a panu PhDr. Ladislavu Třískovi za pomoc s přípravou, vyhodnocováním vzorků a měřením mikrotvrdomosti. Dále bych pak rád poděkoval pracovníkům RTI pod paní profesorkou Kučerovou za jejich rady a pomoc během praktické části bakalářské práce. A pak bych chtěl poděkovat všem, kteří se podíleli na práci *SGS_2021-025-prubezna zprava_2022* a umožnili mi porovnat některé výsledky.

ANOTAČNÍ LIST BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

AUTOR	Příjmení Rosenthaler	Jméno Jan	
STUDIJNÍ PROGRAM	B0715A270013 Strojní inženýrství		
VEDOUcí PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Prof. Ing. Kučerová, PhD.	Jméno Ludmila	
PRACOVISŤE	ZČU - FST – KMM		
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	Využití elektronového paprsku pro spojování vysocepevných ocelí		

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

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	47	TEXTOVÁ ČÁST	35	GRAFICKÁ ČÁST	12
---------------	----	---------------------	----	----------------------	----

STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK) ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY	Předmětem bakalářské práce je princip elektronového svařování, vysocepevných ocelí a jejich tepelné ovlivnění svařováním, praktickou část svaření, tepelné zpracování a vyhodnocení mikrostruktury a mikrotvrdosti
KLÍČOVÁ SLOVA ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE	Elektronové svařování, tepelné zpracování, tepelně ovlivněná oblast, vysocepevné oceli, mikrostruktura, mikrotvrdost

SUMMARY OF BACHELOR SHEET

AUTHOR	Surname Rosenthaler	Name Jan	
STUDY PROGRAMME	B0715A270013 Mechanical Engineering		
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) Prof. Ing. Kučerová, PhD.	Name Ludmila	
INSTITUTION	ZČU - FST - KMM		
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR	Delete when not applicable
TITLE OF THE WORK	The use of electron beam joining for high-strength steels		

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

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	47	TEXT PART	35	GRAPHICAL PART	12
----------------	----	------------------	----	-----------------------	----

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	The bachelor's thesis contains the principle of electronic welding, high-strength steels and their influence by welding, the practical part of welding, heat treatment and evaluation of microstructures and microhardness
KEY WORDS	Electron welding, heat treatment, heat affected zone, high strength steels, microstructure, microhardness

Obsah

1.	Úvod do řešení problematiky	7
1.1	Cíle.....	7
2.	Svařování elektronovým paprskem	8
2.1	Princip elektronového svařování	8
2.1.1	Chování elektronů při kolizi s materiálem	8
2.1.2	Využití vakua.....	9
2.1.3	Svařitelnost různých materiálů.....	9
2.1.4	Metoda svařování – keyhole	10
2.1.5	Tepelně ovlivněná oblast.....	11
2.2	Zařízení pro elektronové svařování	12
2.2.1	Princip fungování	12
2.2.2	Typy zařízení	12
2.2.3	Části zařízení a jejich funkce	12
2.2.4	Parametry zařízení pro elektronové svařování	15
3.	Vysocepevné oceli	17
3.1	Výroba vysocepevných ocelí.....	17
3.1.1	Termomechanické zpracování (TMZ).....	17
3.2	AHS oceli	19
3.2.1	Martenzitické vysocepevné oceli	19
3.3	Legující prvky a jejich vlastnosti.....	20
3.3.1	C – Uhlík	20
3.3.2	Si – Křemík	20
3.3.3	Mn – Mangan	20
3.3.4	Cr – Chrom.....	20
3.4	Svařování martenzitických ocelí	20
3.4.1	Uhlíkový ekvivalent	21
3.4.2	Tepelný příkon.....	22
3.4.3	Předehřev.....	22
3.4.4	Vodíkové trhliny	25
4.	Úvod do experimentální části.....	27
5.	Ocel 42SiCr (H0)	28
5.1	Quenching and partitioning (Q-P proces).....	28
5.2	Svařitelnost	29
6.	Ocel 18Ni300 (MS1).....	30
6.1	Legující prvky.....	30

6.2	Svařitelnost	30
7.	Zkušební vzorky	32
7.1	Materiál a složení.....	32
8.	Přehled experimentu.....	33
8.1	Elektronové svařování	33
8.1.1	Parametry svařování	33
8.2	Tepelné zpracování	34
8.2.1	Quenching and partitioning (Q-P proces).....	34
8.2.2	Žihání a precipitace	35
8.2.3	Kalení a popouštění	36
8.3	Metalografická příprava vzorků	37
8.3.1	Kroky metalografické přípravy	37
8.4	Leptání	38
8.5	Pozorování vzorků	39
8.6	Měření mikro tvrdosti	39
9.	Výsledky.....	40
9.1	Mikrostruktura	40
9.1.1	Vzorek H0-H0	40
9.1.2	Vzorek H0-H0-t.....	42
9.1.3	Vzorek MS1-MS1	44
9.1.4	MS1-MS1-t.....	46
9.1.5	Vzorek MS1-H0	49
9.1.6	Vzorek MS1-H0-t.....	51
9.2	Zkouška tvrdosti	53
9.2.1	Vzorek H0-H0	53
9.2.2	Vzorek H0-H0-t.....	55
9.2.3	Vzorek MS1-MS1	57
9.2.4	Vzorek MS1-MS1-t.....	59
9.2.5	Vzorek MS1-H0	61
9.2.6	Vzorek MS1-H0-t.....	63
10.	Diskuse výsledků.....	66
11.	Závěr.....	68
12.	Seznam použité literatury.....	69
	Příloha č.1.....	72

Přehled použitých symbolů a zkratk

ČSN	Česká technická norma
EN	Evropská norma
FST	Fakulta strojní
ZČU	Západočeská univerzita v Plzni
KMM	Katedra materiálu a strojírenské metalurgie
TOO	Tepelně ovlivněná oblast
Si	Křemík
Cr	Chrom
Ni	Nikl
Ti	Titan
C	Uhlík
Mn	Mangan
Co	Kobalt
Mo	Molybden
Al	Hliník
EBW	Electron beam welding (Svařování elektronovým paprskem)
ZM	Základní materiál

Seznam obrázků

Obrázek 2-1 - Chování elektronu při kolizi s materiálem [4]	9
Obrázek 2-2 - Přehled spolu svařitelných materiálů [1]	10
Obrázek 2-3 - Keyhole [1].....	11
Obrázek 2-4 - Postup tvorby kavity a svaru [2]	11
Obrázek 2-5 - srovnání TOO s ostatními metodami [1].....	12
Obrázek 2-6 - Schéma zařízení pro elektronové svařování [2]	13
Obrázek 2-7 - Pohyb elektronů v elektrickém poli [6].....	14
Obrázek 2-8 - Pohyb elektronů v magnetickém poli [6].....	14
Obrázek 2-9 - Porovnání špatného a správného svařování [14].....	15
Obrázek 2-10 - Varianty oscilace [14].....	16
Obrázek 3-1 - Postupy válcování při TMZ [23].....	18
Obrázek 3-2 - Změna mikrostruktury během ochlazování [16].....	19
Obrázek 3-3 - Diagram pro určení přechodové teploty [27].....	23
Obrázek 3-4 - Rozdíl mezi předehřevem a zpomalením ochlazování [1].....	24
Obrázek 3-5 - Poměr mezi svařováním a ohřevem [1]	24
Obrázek 3-6 - Předehřev mimo oblast svaru [1]	25
Obrázek 3-7 - Schéma předehřevu a svařování [1]	25
Obrázek 3-8 - Diagram rozpustnosti vodíku v železe [24]	26
Obrázek 5-1 - Q-P proces se změnami v mikrostruktuře [29].....	28
Obrázek 7-1 - Názorná mikrotrvdost_MS1-H0	32
Obrázek 7-2 - Názorné naleptání_MS1-MS1.....	32
Obrázek 8-1 - FOCUS MEWB-60/2	33
Obrázek 8-2 - Ukázka svaru v MBW	34
Obrázek 8-3 - graf Q-P zpracování	35
Obrázek 8-4 - graf žihání a precipitace	36
Obrázek 8-5 – graf kalení a popouštění	36
Obrázek 8-6 - METALCO QATM Brillant 220	37
Obrázek 8-7 - STRUERS CITOPRESS-10.....	37
Obrázek 8-8 - STRUERS TEGRAMIN-30.....	38
Obrázek 8-9 - Ukázka spáleného vzorku 1	38
Obrázek 8-10 - Ukázka spáleného vzorku 2	38
Obrázek 8-11 - OLYMPUS BX61.....	39
Obrázek 8-12 - LECO AMH 55 – model LM-248AT	39
Obrázek 9-1 - Skládání obraz_H0-H0.....	40
Obrázek 9-2 - základní mat-TOO_H0-H0.....	41
Obrázek 9-3 - TOO_H0-H0.....	41
Obrázek 9-4 - TOO-svar_H0-H0.....	42
Obrázek 9-5 - svar_H0-H0	42
Obrázek 9-6 - Skládání obraz_H0-H0-t	43
Obrázek 9-7 - TOO-svar_H0-H0-t	43
Obrázek 9-8 - Základní materiál-TOO_H0-H0-t	44
Obrázek 9-9 - Svar_H0-H0-t.....	44
Obrázek 9-10 - Skládání obraz_MS1-MS1	45
Obrázek 9-11 - Základní materiál-TOO_MS1-MS1	45
Obrázek 9-12 - TOO-svar_MS1-MS1	46
Obrázek 9-13 - Svar_MS1-MS1	46
Obrázek 9-14 - Skládání obraz_MS1-MS1-t.....	47
Obrázek 9-15 - Základní materiál (TOO)_MS1-MS1-t	47

Obrázek 9-16 - Základní materiál (TOO)_MS1-MS1-t	48
Obrázek 9-17 - TOO-svar_MS1-MS1-t	48
Obrázek 9-18 - Svar_MS1-MS1-t	49
Obrázek 9-19 - Skládání obraz_MS1-H0	49
Obrázek 9-20 - TOO-svar-H0	50
Obrázek 9-21 - TOO-MS1	50
Obrázek 9-22 - Svar_MS1-H0	51
Obrázek 9-23 - Skládání obraz_MS1-H0-t	52
Obrázek 9-24 - Základní materiál (TOO)-svar-H0-t	52
Obrázek 9-25 - Základní materiál (TOO)-svar-MS1-t	53
Obrázek 9-26 - Svar_MS1-H0-t	53
Obrázek 9-27- Linie tvrdosti_H0-H0	54
Obrázek 9-28 - Graf hodnot tvrdosti_H0-H0	54
Obrázek 9-29 - Mapa tvrdosti_H0-H0	55
Obrázek 9-30 - Naleptaná linie vtisků_H0-H0-t	55
Obrázek 9-31 - Linie vtisků_H0-H0-t	56
Obrázek 9-32 - Graf hodnot tvrdosti_H0-H0-t	56
Obrázek 9-33 - Mapa tvrdosti_H0-H0-t	57
Obrázek 9-34 - Naleptaná linie vtisků v oceli_MS1-MS1	57
Obrázek 9-35 - Linie vtisků_MS1-MS1	58
Obrázek 9-36 - Graf linie mikrotvrdosti_MS1-MS1	58
Obrázek 9-37 - Mapa tvrdosti_MS1-MS1	59
Obrázek 9-38 - Linie vtisků_MS1-MS1-t	59
Obrázek 9-39 - Graf linie mikrotvrdosti_MS1-MS1-t	60
Obrázek 9-40 - Mapa tvrdosti_MS1-MS1-t	60
Obrázek 9-41 - Naleptaná linie vtisků v oceli_MS1-H0	61
Obrázek 9-42 - Linie vtisků_MS1-H0	61
Obrázek 9-43 - Graf linie mikrotvrdosti_MS1-H0	62
Obrázek 9-44 - Mapa tvrdosti_MS1-H0	63
Obrázek 9-45 - Linie vtisků_MS1-H0-t	64
Obrázek 9-46 - Graf linie mikrotvrdosti_MS1-H0-t	64
Obrázek 9-47 - Mapa tvrdosti_MS1-H0-t	65

Seznam tabulek

Tabulka 5-1 - Chemické složení oceli 42SiCr [31]	28
Tabulka 6-1 - Chemické složení oceli 18Ni300	30
Tabulka 8-1 - Parametry svařování	33

1. Úvod do řešení problematiky

Práce se zaměřuje na svařování vysocepevných ocelí, bude se zabývat vlivem použité metody na tepelně ovlivněné oblasti, mechanické vlastnosti a strukturu po svařování různě zpracované oceli 42SiCr a oceli 18Ni300, v experimentální části pak budeme hodnotit především vlivy svařování a tepelného zpracování.

Vysocepevné oceli, do skupiny, kterých patří ocel 42SiCr, jsou nízkolegované oceli dosahující vysokých pevností, při správném tepelném zpracování dosahují i dobrých hodnot tažnosti. Používají se především v automobilovém průmyslu. Kvůli jejich nárokům na přesné tepelné zpracování se práce bude zabývat ovlivněním struktury a mechanických vlastností přívodem tepla svařováním, to bude prováděno elektronovým svazkem, a následným ochlazením. Ocel 18Ni300 je také vysocepevná ovšem oproti oceli 42SiCr je vysoce legovaná.

Elektronové svařování je velmi specifický druh svařování, který se používá tam, kde je potřeba dosáhnout vysoce kvalitního svaru, např. v letectví, kosmonautice nebo jaderné energetice.

1.1 Cíle

Zásadním cílem práce je více přiblížit problematiku elektronového svařování a jeho vlivu na vysocepevné oceli. S tím souvisí analýza materiálu po svaření a následné chování svaru a tepelně ovlivněné oblasti po tepelném zpracování. Konkrétním cílem práce dále bylo navrhnout a otestovat tepelné zpracování vhodné pro heterogenní svarový spoj konvenční a aditivně vyrobené oceli a porovnat jeho mikrostrukturu a vlastnosti s homogenními svarovými spoji těchto ocelí.

2. Svařování elektronovým paprskem

Svařování elektronovým paprskem je relativně mladá technologie, která vznikla v polovině 20. století. Našla uplatnění zejména v kosmickém, leteckém a jaderném průmyslu. V současnosti je jeho využití mnohem širší, zejména ve velkém počtu strojírenských technologií, hlavně jako svářecí metoda, dále například pro legování povrchu a povlakování PVP, řezání, děrování a gravírování. [1, 2]

Elektronové svařování je využíváno zejména kvůli velmi malé tepelně ovlivněné oblasti (TOO) a úzké natavené zóně, možnosti svařování těžko dostupných míst, složitých svarů a různých materiálů, snadné programovatelnosti a regulovatelnosti svazku, neposlední řadě také kvůli velmi dobrému vzhledu svaru a jeho ochraně před atmosférou. [1,5]

Mezi nevýhody patří například vysoká pořizovací cena svařovacího zařízení, náročná úprava ploch před svařováním, nutná ochrana před x-ray zářením, a zajištění a udržení vakua v komoře. [1, 5]

2.1 Princip elektronového svařování

Elektronové svařování je speciální typ svařování, při kterém do spojovaných součástí pouštíme svazek rychle se pohybujících elektronů s vysokou hustotou kinetické energie. Rychlost těchto elektronů může přesahovat rychlost 100 km/s. Elektrony jsou generovány mezi záporně nabitou katodou a kladně nabitou anodou. Katoda uvolňuje elektrony směrem k anodě, následně jsou elektrony fokusovány pomocí usměrňovacích cívek, které elektronový paprsek usměrňují na jeden bod o průměru od 0,8 – 0,1mm. Elektrony jsou dále urychlovány vysokým napětím, tak že proletí anodou a pokračují, dokud nenarazí do svařovaného materiálu. Část elektronů se odrazí a zbytek proniká dovnitř materiálu. Elektrony v materiálu předávají teplo atomům, vlivem zpomalování kinetické energie o atomy materiálu, které jsou vlivem nárazů elektronů odmrštěny nebo rozkmitány.

Rychlost elektronů lze vyjádřit z rovnice pro kinetickou energii

$$E_k = \frac{1}{2}mv^2$$

Vyjádřením rychlosti v získáme rovnici vyjadřující rychlost pohybu elektronů.

$$v = \sqrt{2 \frac{|U_A q_e|}{m_e}} (mm * s^{-1})$$

U_A – urychlovací napětí (kV)

q_e – náboj elektronu ($1,6 \cdot 10^{-19}$ C)

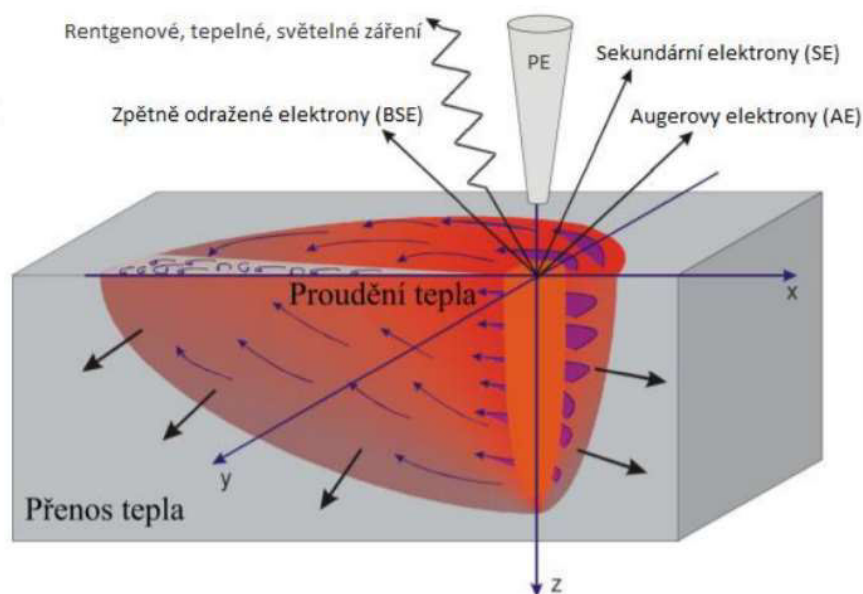
m_e – hmotnost elektronu ($9,1 \cdot 10^{-31}$ kg)

E_k – kinetická energie (eV) [1, 5, 6, 7]

2.1.1 Chování elektronů při kolizi s materiálem

Elektrony dopadající na materiál se označují jako primární elektrony (PE), ty pronikají do materiálu a předávají mu svou kinetickou energii, znázorněno na *obrázku 2-1*. Těmito nárazy elektronů jsou elektrony v obalu rozkmitány a v mřížce materiálu dochází k přenosu energie

vibrací. Vibrace postupně rozkmitají atomovou mřížku, to se projeví jako zvýšení teploty materiálu. Ohřívání materiálu odebírá většinu energie paprsku (60 % při dopadu na studený materiál a až 95 % při dopadu na zahřátý materiál). Zbylá procenta jsou tzv. energetické ztráty, na ty mají největší vliv odražené elektrony (BSE), jedná se o primární elektrony odražené od materiálu. Dále dochází ke ztrátám energie vznikem sekundárních elektronů (SE) a vlivem Augerova jevu. Sekundární elektrony vznikají vyřazením primárního elektronu z vnějšího atomového orbitalu. Augerův jev nastává při vyřazení elektronu z obalu primárním elektronem, vzniká, tak neúplný orbital, který je zaplněn elektronem z vyšších orbitalů. Přejít elektronů mezi orbitály uvolní energii, ta je buď vyzařena, nebo předá kinetickou energii elektronu z vnějšího orbitalu, který opustí atomový obal. Tento elektron se pak nazývá jako Augerův elektron (AE) [4]



Obrázek 2-1 - Chování elektronu při kolizi s materiálem [4]

2.1.2 Využití vakua

Rozlišujeme několik odlišných prostřední pro elektronové svařování – bez vakua, se středním vakuem (75-1000 mbar) a s velkým vakuem (10^{-3} - 10^{-6} mbar). Sváření probíhá nejčastěji ve vakuu, to je významné z několika důvodů. Při svařování v atmosféře by elektrony narážely do molekul vzduchu, ty by je zpomalovaly, což by mělo negativní vliv na účinnost svařování. Vzduch by dále vytvářel elektrický oblouk mezi elektrodami, to je nežádoucí jev z důvodu přenosu elektrické energie a magnetismu do celého zařízení. Vytvoření oblouku by mohlo vést k poškození zařízení. Vakuum navíc chrání materiál před oxidací, která má negativní vliv na tuhnutí svaru, není nutné používat jiné ochranné atmosféry, což je velmi výhodné hlavně při svařování chemicky aktivních kovů, které by bez vakua reagovaly se vzduchem. [1]

2.1.3 Svařitelnost různých materiálů

Touto metodou lze svařovat velké množství materiálů, a to i vzájemně mezi sebou. V angličtině se tato metoda nazývá black and white joints, tedy černý a bílý spoj. Jedná se o svařování dvou různých kovových materiálů. Možnost jejich spojování závisí na chemickém složení, teplotě tavení, tepelné vodivosti a tepelné roztažnosti. Dobrým příkladem tohoto

svařování je svařování hliníku a oceli, které jsou běžnými metodami nesvařitelné, kvůli tvorbě intermetalických fází mezi kovy. V elektronovém svařování jsou tyto fáze ovšem jemně distribuované ve svaru díky vysoké dynamice roztavené lázně. Dynamika roztavené lázně vzniká při svařování metodou *keyhole*, výpary tlačí taveninu od paprsku, tlak vyvolá pohyb taveniny. Tento pohyb a pohyb taveniny při uzavírání svarové lázně za paprskem je označován za dynamické účinky v tavenině. Těmito dynamickými účinky se promíchá tavenina hliníku a oceli, nedochází ke vzniku jejich intermetalické fáze. Dále se velmi málo používají přídavné materiály, zato jsou kladeny velké nároky na přípravu svarových ploch.

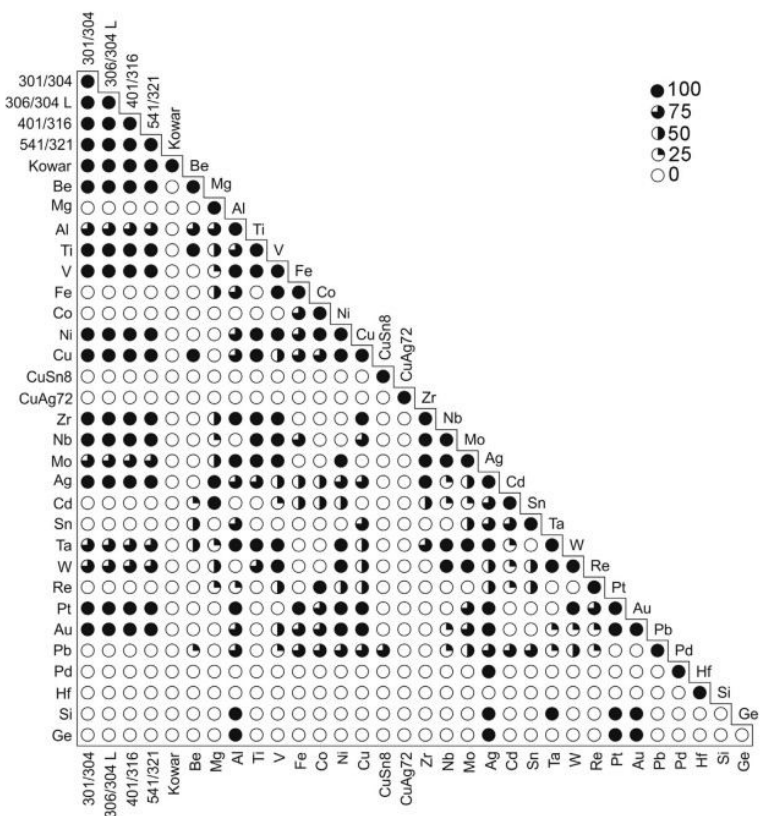
Na *obrázku 2-2* lze vidět různé materiály a jejich vzájemnou svařitelnost. Klíč je následující: Číslo 100- svařitelný, rozpustnost v pevném stavu u všech slitin.

Č. 75- možná svařitelnost, různé teploty tavení.

Č. 50- teoreticky možná svařitelnost.

Č.25- nepravděpodobná svařitelnost.

Č.0- nesvařitelné. [1]

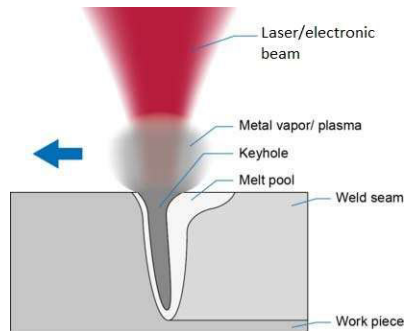


Obrázek 2-2 - Přehled spolu svařitelných materiálů [1]

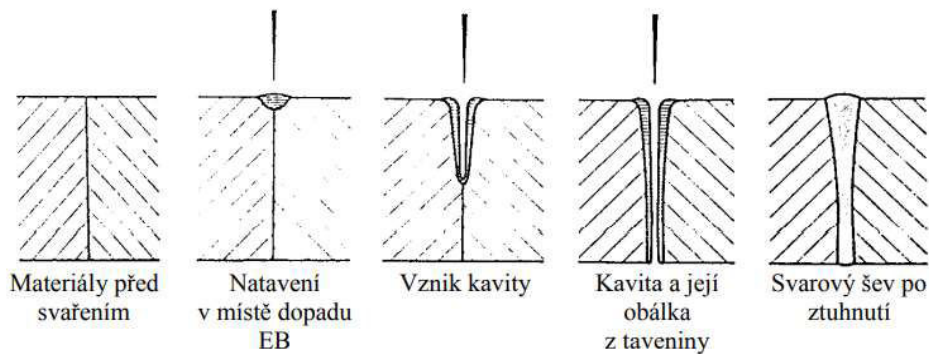
2.1.4 Metoda svařování – keyhole

Elektronové svařování používá ke spojování kovů nejčastěji metodu keyhole (klíčová dírky), vytvořená kapilára roztaveného materiálu, připomíná klíčovou díрку. Jedná se o metodu, při níž dochází vlivem soustředěného paprsku elektronů k odpařování materiálu, odpařený materiál vytváří plyn, který tlačí základní materiál pryč a vytváří kapiláru. Výpary, zabráňují uzavření kavity okolo paprsku *viz. obrázek 2-3 a 4*. Tato metoda má jeden velmi pozitivní efekt, tím je dosažení velmi úzké tepelně ovlivněné oblasti (TOO).

Další, nepříliš používaná metoda je vedení tepla materiálem, při kterém se rychle natavuje povrch materiálu a vedením tepla přes spoj se materiál přetaví částečně nebo úplně. Tato metoda je vhodná především pro tenké materiály. [1, 6]



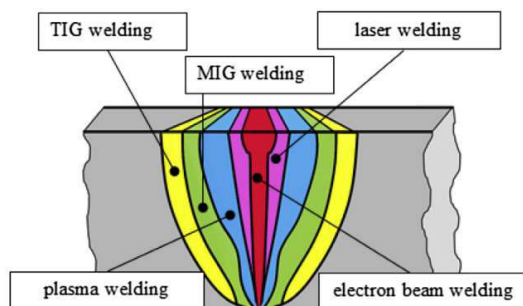
Obrázek 2-3 - Keyhole [1]



Obrázek 2-4 - Postup tvorby kavity a svaru [2]

2.1.5 Tepelně ovlivněná oblast

TOO je u elektronového svařování oproti jiným metodám velmi úzká. Svazek elektronů je fokusován do malé oblasti. Dopadající elektrony, zahřívají rychle materiál na teplotu (5000–6000 °C), při takto vysoké teplotě dochází k odpařování materiálu v místě dopadu paprsku. Tavenina se tvoří jen v malém okruhu kolem paprsku. Teplo se nestíhá přenášet daleko od paprsku do základního materiálu. Výsledná TOO je pak oproti jiným metodám, při stejné tloušťce základního materiálu znatelně užší. Toto je znázorněno na obrázku 2-5 [1]



Obrázek 2-5 - srovnání TOO s ostatními metodami [1]

Elektronovým svařováním je možné svařovat materiály i o větších tloušťkách – od 0,01 mm až po 250 mm oceli. Což jsou větší tloušťky než, které lze svařovat laserovým svařováním. [1]

2.2 Zařízení pro elektronové svařování

2.2.1 Princip fungování

Zařízení pro elektronové svařování generuje proud elektronů do určitého bodu. Elektron je nejmenší elektricky nabitá částice s velmi malou hmotností ($m_e=9,109 \cdot 10^{-31}$ kg), proto ho lze urychlit až na 75% rychlosti světla. Nejdůležitější částí zařízení je elektronové dělo, což je část se záporně nabitou katodou a kladně nabitou anodou. Proud elektronů směřuje od katody přes anodu, dále pak do zařízení, kde jsou elektrony zrychleny a usměrněny do místa dopadu na svařovaném materiálu. Kvůli zlepšení těchto parametrů jsou kolem elektronového paprsku magnetické cívký. [1, 5]

2.2.2 Typy zařízení

Podle charakteristik proudu rozlišujeme dva typy zařízení pro elektronové svařování. První typ pracuje s urychlovacím napětím od 30 až do 60 kV a s vysokým elektrickým proudem 700 mA, jedná se o nízkonapěťová zařízení.

Druhý typ pracuje s urychlovacím napětím od 100 až do 200 kV a s nízkým elektrickým proudem do 170 mA, tato zařízení dokážou svařovat i ve stavu nízkého vakua nebo bez vakua. [1]

Dále můžeme zařízení rozdělit podle konstrukčního provedení do čtyř druhů:

- Load lock komorová zařízení
- Komorová zařízení
- Load lock cyklická zařízení
- Cyklická zařízení [6]

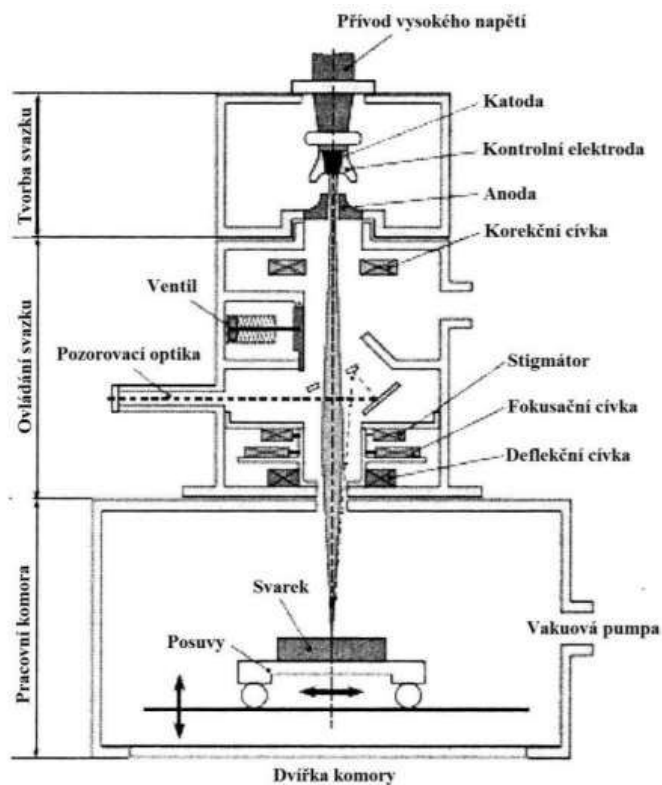
V této práci se zaměříme především na komorové zařízení, protože na něm bude v praktické části na něm bude prováděno svařování.

2.2.3 Části zařízení a jejich funkce

Zdroj volných elektronů nebo-li elektronové dělo je termoemisní katoda přímo žhavená průchodem elektrického proudu, je zahřívána až do teploty kolem 2700°C. Jedná se o netavnou katodu mající nejčastěji tvar písmena „V“ je vyrobena z materiálu s vysokou teplotou

tavení. Nejčastěji se používá katoda z wolframu nebo tantalu, dále pak hexaborit lanthanu, který se používá pro nejvyšší výkony. Katoda je nabitá záporně, zatímco anoda je nabitá kladně nebo má nulový potenciál. Mezi katodou a anodou vzniká elektrické pole urychlující elektrony, které vylétávají směrem k anodě. Ta má ve svém středu otvor, jímž proudí vzniklý svazek elektronů dále do zařízení až po tavený materiál. Kolem katody je Wehneltův válec, který reguluje množství letících elektronů. Dále se zde nachází zaostřovací clona (Wehneltova clona), odtahující elektrony od elektrody a mající vůči ní předpětí přibližně 100 V. [2, 4, 7]

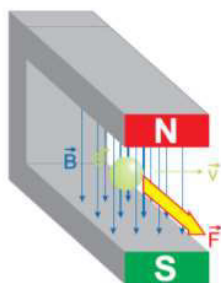
Optický systém je více čočkový, je složen z několika elektromagnetických čoček, působících na elektronový svazek podobně jako optické čočky na světelný svazek. Protéká jimi elektrický střídavý proud, vytvářející magnetické nebo elektrostatické pole sloužící k ovládní a fokusaci svazku do bodu. Elektronový svazek je za anodou rozbíhavý, proto je nutné ho fokusovat. K tomu se používají fokusační čočky, které upraví pohyb elektronů v paprsku a vytvoří sbíhavý paprsek. U čoček se hodnotí jev zvaný optická mohutnost čočky, ten závisí na magnetické indukci pole uvnitř čočky. Směr lze měnit změnou proudu procházejícího budící cívkou. Dále je tento optický systém vybaven centrovacím systémem, který potlačuje vady čoček korekcí elektronového svazku při průchodu čočkou. [4, 7]



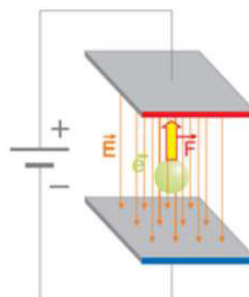
Obrázek 2-6 - Schéma zařízení pro elektronové svařování [2]

Vychylovací systém usměrňuje elektronový paprsek do určitého bodu. Elektronový paprsek lze vychylovat dvěma způsoby.

Zaprvé **vychýlení magnetickým polem**. Kolem paprsku jsou v zařízení budící cívky, ty vychylují elektronový paprsek pomocí elektromagnetického pole, jak je znázorněno na *obrázku 2-7*. Toto pole vychyluje svazek pomocí Lorenzovy síly, kolmé na dráhu elektronů, přičemž elektron prochází elektromagnetickým polem bez změny jeho rychlosti. Vychýlení závisí na orientaci magnetického pole a jeho intenzitě.



Obrázek 2-8 - Pohyb elektronů v magnetickém poli [6]



Obrázek 2-7 - Pohyb elektronů v elektrickém poli [6]

Druhý způsob změny směru paprsku je pomocí **elektrostatického vychylování**, viz *obrázek 2-8*, jedná se o méně často používaný způsob změny směru letících elektronů. Využívá k vychýlení paprsku elektrostatickou elektřinu. Je vhodný pro malé výchylky anebo pro zařízení pracující s nižšími energiemi svazku. [7]

Vakuový systém zajišťuje vhodné vakuum pro svařování. To je důležité hlavně kvůli zabránění vytvoření elektrického oblouku mezi elektrodami a kolizi elektronů s atomy vzduchu, což by negativně ovlivňovalo rychlost elektronů.

Dále vakuum zabraňuje vniku plynů do svaru a oxidaci katody. Běžné hodnoty vakua v komoře při svařování jsou mezi $2 \cdot 10^{-2}$ - $7 \cdot 10^{-4}$ mbar. Pro reaktivnější materiály je vhodné větší vakuum a to 10^{-6} mbar.

Vakuový systém je skupina vývěv odčerpávajících z komory vzduch. Nejběžnější je vývěva rotační, díky které lze dosáhnout hodnoty až 10^{-3} mbar. Pro vytvoření vysokého vakua je tato vývěva doplněna ještě o difuzní vývěvu nebo může být využita turbomolekulární vývěva. Na *obrázku 2-6* si lze všimnout, že pracovní komora a elektronové dělo s optickou soustavou jsou odděleny. Což zrychluje přípravu na svařování, protože vytváříme vakuum jen v objemu pracovní komory. Optická část je s pracovní komorou opět propojena poté, co je v ní vytvořeno vakuum. [2, 4, 7]

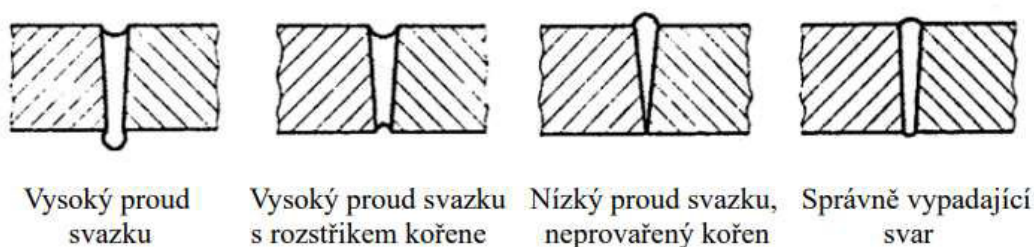
Pracovní komora je místo, kde je umístěn a svařován základní materiál. Může mít různé velikosti, odvíjející se od požadavků na velikost svařovaných součástí. Komora musí být schopná udržovat vakuum a musí být vybavena ochranným štítem proti RTG záření, které vzniká při svařování odražením elektronů od svařovaného materiálu. Pohyb svařence zajišťuje posuvný stolek, nejčastěji ve 2 osách s možností doplnění o osu z, rotaci nebo naklápění. V některých případech lze pohybovat i elektronovým dělem. Komora a prvky v ní musí být vodivé a nemagnetické. Nevodivé a magnetické součásti by mohly negativně ovlivňovat tok elektronového paprsku. Pracovní stůl musí být z tepelně odolného materiálu, protože při tomto svařování dosahujeme velmi vysokých teplot. Na *obrázku 2-6* lze vidět schéma elektronové svářečky. [2, 4, 5, 7]

2.2.4 Parametry zařízení pro elektronové svařování

Elektronové svařování vytváří velmi kvalitní svar, je ale nutné zajistit všechny požadované parametry. Ty mají vliv především na kvalitu spoje a počet vad ve svaru. Jedním ze základních parametrů jsou vysoké požadavky na jakost a čistotu svařované plochy. Parametry jsou odlišné pro různé materiály, tloušťky a polohy. Nejdůležitějšími parametry pro elektronový svazek jsou pak rychlost svařování, velikost urychlovacího napětí a proudu svazku. Jejich nastavení je klíčové pro kvalitu výchozího svaru, proto je nutné zvážit vlastnosti a složení svařovaného materiálu, dále účel svařence v provozu. Nastavení parametrů je zvláště obtížné, jedná-li se o nový materiál nebo postup. Tohle vše závisí zejména na zkušenostech obsluhy s předešlým svařováním. [5, 6]

Urychlovací napětí U_B je napětí definující spolu s proudem I_B výkon svazku P_B , který má vliv na objem roztaveného kovu za dobu expozice. Určuje nám energii urychleného elektronu. V průběhu svařování je urychlovací napětí konstantní. Dále na něm závisí hloubka průniku svazku d_p do různých materiálů. Například pro hliník použijeme při svařování $U_B=60\text{kV}$, tím dosáhneme hloubky průniku 23 μm . Použijeme-li $U_B=120\text{kV}$, dosáhneme hloubky průniku až 72 μm . Což znamená dosažení trojnásobných hodnot hloubky průniku při zdvojnásobení urychlovacího napětí. Pro materiály s většími hodnotami hustoty ovšem nebude docházet k takovým rozdílům hloubky průniku jako v případě hliníku. [4, 5, 6]

Proud svazku I_B je parametr řídící výkon svazku. Tento parametr ovlivňuje hlavně průchod svazku elektronů materiálem a má zásadní vliv na ovládání svařovacího výkonu. Použijeme-li příliš vysoký proud, dojde k propadu taveniny kořenem, protože gravitační síla působící v tavenině není vyrovnána jejím povrchovým napětím uvnitř *keyhole*. Naopak použijeme-li příliš malý proud, dojde k neúplnému průchodu svazku materiálem a tím pádem ke vzniku vad v kořeni svaru. Přesným nastavením I_B získáme svar s hladkým konvexním tvarem hlavy a kořene svaru, dále pak provaření materiálu v celé tloušťce, viz obrázek 2-9. [4, 6]



Obrázek 2-9 - Porovnání špatného a správného svařování [14]

Fokusačním proudem je elektronový svazek zaostřován (fokusován) elektromagnetickou čočkou ve tvaru prstence. Svazek je fokusován pomocí elektromagnetického pole generovaného v čočce fokusačními cívkami. Stejně jako u klasických čoček i zde existuje ohnisko, jeho vzdálenost závisí na energii elektronů, na proudu v cívkách a jejím designu. Změnami hodnot elektrického proudu protékajícího cívkou lze snadno a rychle měnit fokusační vzdálenost svazku. Zaostřování probíhá bez energetických ztrát elektronů. Díky rychlosti změn proudu v cívkách je fokusace téměř okamžitá. [4, 6]

Výchylka svazku je umožněna působením magnetického pole na svazek elektronů z elektromagnetických cívek umístěných kolmo ke svazku. To umožňuje pohyb svazku do stran. Změnou hodnot proudu v cívkách se mění hodnota výchylky svazku (úhel pohybu).

K libovolnému pohybu svazku po ploše svařovaného materiálu stačí přidat další pár cívek kolmo k prvnímu páru.

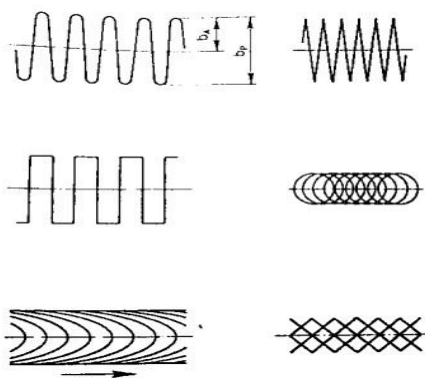
K vychylování se používají 3 metody:

Oscilace (dynamická periodická výchylka)

Dynamická neperiodická výchylka

Statická výchylka

Jsou zobrazeny na *obrázku 2-10*. Každá výchylka se používá pro jiné situace, protože každá má své výhody a nevýhody. U dynamického vychylování můžeme ovládat amplitudu výchylky svazku. To se používá v případech, kdy chceme promíchávat roztavený svarový spoj. Staticky vychylovaný svazek je zase vhodný pro svařování koutových svarů ve tvaru *T*. [4, 6]



Obrázek 2-10 - Varianty oscilace [14]

Rychlost svařování má společně s výkonem největší vliv na velikost objemu roztaveného materiálu ve svaru. Rychlost svařování je dána rychlostí posuvu stolku, ke kterému je upevněn obrobek. Zachováme-li stejný výkon svazku a zrychlíme posuv, materiál nebude mít správně provařený kořen, protože energie vstupující do místa svaru se sníží a svarová lázeň bude chladnout rychleji odvodem tepla do materiálu. [6]

Pulzování svazku je stav svazku s vyšší energií, než které jsme schopni dosáhnout kontinuálním svazkem při stejném výkonu elektronového svazku. Jedná se o metodu využívanou spíše pro specifické účely, dříve se tak nahrazoval nedostatečný výkon elektronového svazku pro svařování tlustých materiálů. Impulzy šíří lépe teplo a na jejich amplitudě a frekvenci závisí kvalita svaru. [6]

Poloha svařování je pozice, ve které se nachází svařovaný materiál vůči elektronovému svazku. Poloha ovlivňuje především tloušťku svařovaného materiálu a vlastnosti svarové lázně. Horizontální svařování je nejběžnější poloha, jinak lze svařovat téměř ve všech polohách. [6]

3. Vysocepevné oceli

Vysocepevné oceli jsou nové typy ocelí, obsahují nízké množství legujících prvků a zároveň dosahují hodnot pevnosti jako oceli legované větším množstvím legujících prvků. Na rozvoj vysocepevných ocelí má vliv především automobilový průmysl, který se snaží najít materiály snižující spotřebu pohonných hmot, snížit energii vynaloženou při výrobě a cenu materiálu, zároveň se snaží zvýšit mechanické vlastnosti ocelí a celkovou bezpečnost vozu. To vedlo ke vzniku vysocepevných ocelí, které jsou díky malému množství legujících prvků levnější oproti standartním ocelím, při zachování lepších nebo stejných pevnostních a bezpečnostních vlastností. [8, 9, 10, 11]

Legující prvky nepřesahují u těchto ocelí 5 % hmotnostního podílu a přidávají se do ocelí za účelem zvýšení kalitelnosti, optimalizace meze pevnosti a houževnatosti po tepelném zpracování. [12]

Nízko legované oceli se rozdělují podle metalurgického zpracování na:

Nízcepevné oceli – IF a MILD oceli

Konvenční vysocepevné oceli – CMn, BH, IF a HSLA oceli

Moderní vysocepevné oceli tzv. AHS (Advance high strength steel) – DP, TRIP, CP a martenzitické oceli [8]

Nejvíce se v této práci budeme věnovat martenzitickým ocelím, resp. oceli 42SiCr.

3.1 Výroba vysocepevných ocelí

Proces výroby je postupné tepelné a mechanické zpracovávání oceli s konkrétně stanovenými teplotami jednotlivých fází a přesným chemickým složením. Obecně je tento proces podobný výrobě ořezávacích ocelí, hlavní rozdíl spočívá v tom, že ořezávací oceli jsou popouštěny za nízkých teplot (200 °C) nebo nejsou popouštěny vůbec, zatímco vysocepevné jsou popouštěny za teplot až kolem 600 °C.

Výroba je rozdělena do 4 fází. Nejdříve odléváním vytvoříme bramy, které mají nízký obsah nežádoucích prvků a přesné chemické složení. Dále se bramy ohřejí na teplotu kolem 1170 °C a válcují se na požadovanou tloušťku. Následně jsou ochlazeny proudem vody a tím zakaleny. Protože chceme dosáhnout dobrého poměru mezi tvrdostí a houževnatostí jsou tyto oceli následně popouštěny. Pevnějších ocelí s lepšími poměry mezi tvrdostí a houževnatostí lze dosáhnout termomechanickým zpracováním. [21]

3.1.1 Termomechanické zpracování (TMZ)

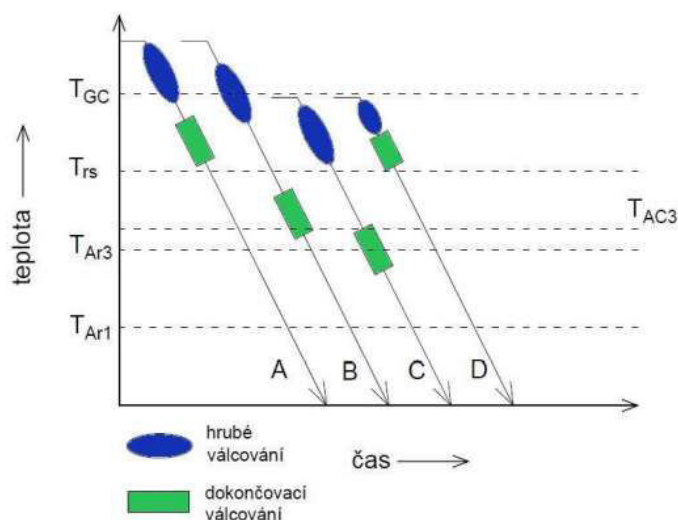
Termomechanické zpracování je nekonvenční metoda tepelného a mechanického zpracování ocelí, vycházející ze znalostí teorie dislokací. Spolupůsobením tepelného a řízeného deformačního zpracování dosahujeme lepších výsledků, hlavně co se týče poměru pevnosti a houževnatosti, než kterých dosahujeme postupným zpracováním. Jedná se tedy o zahřátí oceli nad austenitizační teplotu a její následné řízené deformování (vnášení deformací). Termomechanické zpracování vysocepevných ocelí rozdělujeme na 3 typy, podle vnášení deformací před, během nebo po austenitizační transformaci. [22,23]

Typ 1 - Deformace před austenitickou transformací

Obvyklé tváření za tepla

Deformace před transformací austenitu na martenzitu

- Typ 2 - Deformace během austenitické transformace
 - Deformace během transformace na martenzit
 - Deformace během transformace na feriticko-karbidickou strukturu
- Typ 3 - Deformace po transformaci austenitu
 - Deformace martenzitu následovaná temperováním
 - Deformace temperovaného martenzitu následovaná stárnutím
 - Deformace produktů izotermické transformace



Obrázek 3-1 - Postupy válcování při TMZ [23]

Na obrázku 3-1 je znázorněn rozdíl jednotlivých postupů válcování v TZM. Teplota T_{Ar1} vyjadřuje konec změny austenitu na ferit nebo ferit a cementit, T_{Ar3} je tedy začátek této přeměny. Teplota T_{AC3} je teplota úplné transformace feritu na austenit. Při dosažení teploty T_{rs} dochází k zastavení rekrytalizace a při teplotě T_{GC} nemají zrna omezený růst, díky rozpuštěným precipitátům a zrna hrubne vlivem sekundární rekrytalizace. [23]

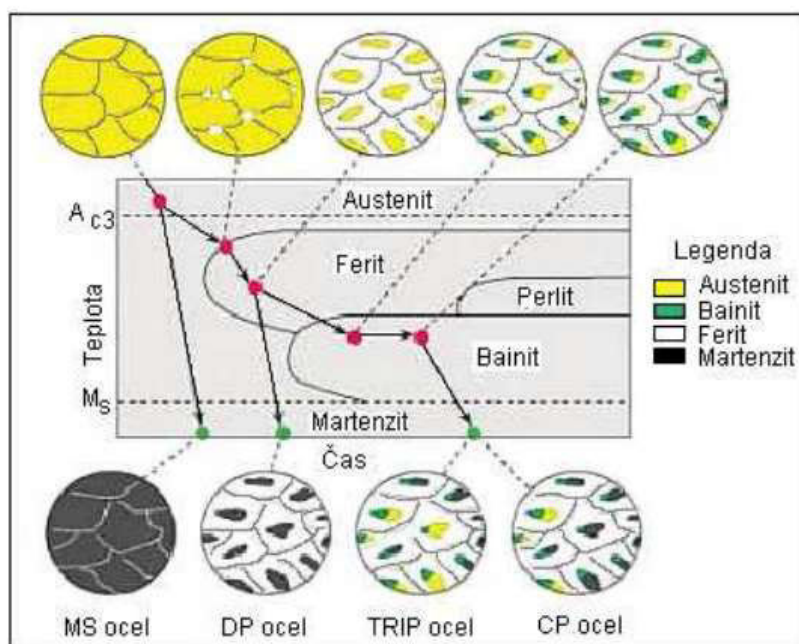
Metoda A je konvenční metoda válcování za tepla, při které materiál před hrubým a dokončovacím válcováním přehříváme. Metoda B se nazývá konvenční řízené válcování, kde dokončovací válcování probíhá pod teplotou rekrytalizace. Dochází k protahování austenitických zrn a při velkých deformacích k výplni interkrystalickými zrny. Tato protáhlá austenitická zrna se dalším ochlazováním transformují na velmi jemnou feritickou strukturu. U metody C válcujeme, při teplotě, při které se ve slitině vyskytuje austenitická i feritická struktura, proto se tato metoda nazývá interkritické válcování. Docílená struktura je složena z velmi jemného feritu a zbytkového austenitu. Metoda D má hrubé i dokončovací válcování mezi teplotami T_{GC} a T_{rs} . Zrna se tedy během válcování rekrytalizuje. Metoda je z tohoto důvodu označována jako válcování s řízenou rekrytalizací. Tou dosáhneme jemnozrné austenitické struktury a potlačeným mechanismem hrubnutí zrna. [23]

Termomechanickým zpracováním se vyrábí především polotovary, hlavně díky vysoké produktivitě výrobních etap (lití, ohřev, válcování s tepelným zpracováním). Celkový postup výroby se navrhuje přes výpočetní modely, které odhadují výslednou mikrostrukturu, její změny a výsledné vlastnosti oceli. [22,23]

3.2 AHS oceli

Jedná se o více fázové oceli s minimálně dvěma typy rozdílné mikrostrukturní složky. Většinou se jedná o měkkou fázi, která oceli zajišťuje nízkou mez kluzu a tváritelnost a tvrdou fázi pro vysoké meze pevnosti a tvrdost. Mikrostruktura má poměr mezi fázemi v takovém množství, ve kterých získáváme skvělé mechanické vlastnosti. Tyto oceli můžeme díky jejich mikrostrukturám přirovnat ke kompozitním materiálům, Malé precipitáty by bylo možné označit jako výztuž a houževnatá zrna oceli za matrici. [13, 14]

Pevnost AHS ocelí závisí na obsahu uhlíku a legujících prvků a ve stejné míře na tepelném zpracování, fyzikálních mechanismech a postupech zpevňování jako např. precipitační a dislokační zpevnění, zjemnění zrna. U AHS ocelí probíhá změna mikrostruktury fázovou transformací, probíhající při přesném tepelném zpracování, viz. Obrázek 3-2. [15, 16]



Obrázek 3-2 - Změna mikrostruktury během ochlazování [16]

Legující prvky nemají vliv pouze na mechanické vlastnosti, ale také na tvorbu fází. Pro DP a TRIP oceli jsou důležité legující prvky především P, Al a Si, protože urychlují tvorbu feritu. Zatímco pro martenzitické oceli jsou důležité především prvky Mn, Cr a V, které tvorbu feritu zpomalují. [16]

3.2.1 Martenzitické vysocepevné oceli

MS oceli vznikají rychlým ochlazením (kalením) z teploty austenitu až pod oblast martenzitu. Mikrostruktura je tvořena především martenzitickou matricí s malým množstvím bainitu a feritu. Pro zvýšení tváritelnosti jsou MS oceli často temperovány, zachovávají si ovšem i vysoké hodnoty pevnosti. Můžou dosahovat pevností v tahu až 1 700 MPa. Lepší prokalitelnosti pak dosáhneme přidáním prvků Mn, Si, B, Cr, Mo, V a Ni a to v kombinacích nebo samostatně. [8, 15]

3.3 Legující prvky a jejich vlastnosti

Zejména při nových tepelných zpracováních je nutné dodržovat velmi přesné parametry procesů a množství legujících prvků. Jednou z nejdůležitějších znalostí legování je znalost vlivu legujících prvků na teploty jednotlivých fázových přeměn. Legováním a následným ochlazováním oceli se snažíme dosáhnout vysokých pevností při zachování tažnosti, stabilizací zbytkového austenitu i při běžných teplotách, zabráněním precipitace karbidů při popouštění martenzitu a dosažení vysokých pevností při zachování tažnosti. [17, 18]

3.3.1 C – Uhlík

Jedná se o hlavní legující prvek všech ocelí. Jeho maximální množství v oceli je 2,14 %. Ovlivňuje všechny transformace, mikrostrukturu, mechanické vlastnosti (mez pevnosti, mez kluzu, tažnost, kontrakci, houževnatost tvrdost) a technologické vlastnosti (svařitelnost, odolnost proti opotřebení atd.) [17, 18]

3.3.2 Si – Křemík

Křemík je do obsahu 0,5 % dezoxidační prvek, který je silně feritotvorný. Při obsahu nad 1 % výrazně zhoršuje svařitelnost, snižuje kritickou rychlost ochlazování a podporuje růst zrna při vyšších teplotách. Dále je to nerozpustný prvek v cementitu, a proto velmi zpomaluje nebo zabráňuje precipitaci karbidů při rozpadu austenitu. Pomáhá difundovat uhlík z martenzitu do zbytkového austenitu a tím austenit ve struktuře stabilizuje. Má větší vliv na zvýšení prokalitelnosti než mangan a chrom a posouvá začátek rozpadu martenzitu k vyšším teplotám. [17, 19, 20]

3.3.3 Mn – Mangan

Mangan patří do skupiny austenitotvorných prvků a má velký vliv na tepelné zpracování ocelí, hlavně na řízení transformací. Zvyšuje rozpustnost uhlíku v austenitu, který tím stabilizuje a zpoždováním tvorby perlitu, rozšiřuje oblast ochlazování. Má nízkou difuzní rychlost. Vysoký obsah manganu napomáhá tvorbě karbidů a v austenitu snižuje aktivitu uhlíku. Dále pak zvyšováním obsahu manganu dochází ke zpomalování transformace austenitu v bainitické i perlitické oblasti. Mangan zvyšuje prokalitelnost a v ARA diagramu posouvá křivky doprava. Po kalení zvyšuje množství zbytkového austenitu v matici oceli s vyšším obsahem uhlíku. [17, 19]

3.3.4 Cr – Chrom

Chrom se řadí mezi feritotvorné prvky a vytváří karbidy zvyšující odolnost proti opotřebení. Zpomaluje bainitickou a perlitickou přeměnu a zvyšuje stabilitu austenitu. V ternárních slitinách Fe-Cr-C část chromu tvoří karbidy s uhlíkem a druhá část se v základní kovové matici rozpouští. Dále nezvyšuje hodnoty pevnosti tolik jako mangan a křemík, a kvůli jeho nízké ceně a ovlivnění mnoha vlastností je u ocelí určených k zušlechťování jeden z nejčastěji používaných přísadových prvků. [17, 19]

3.4 Svařování martenzitických ocelí

Svařováním přinášíme do materiálu značné množství tepla, následným chladnutím vzniká pnutí, které může poškodit svar tvorbou prasklin. Jedná se o náročný proces pro každý materiál, ovšem zejména vysocepevné martenzitické oceli jsou vysoce citlivé na svařování, kvůli jejich náročnému tepelnému zpracování, které silně ovlivňuje teplo vnesené svařováním. Tímto teplotním narušením ve svaru prudce klesá houževnatost a zvyšuje se pevnost, tvrdost a křehkost, to vede ke zvýšení rychlosti šíření trhlin, což může vyústit až v prasknutí materiálu

po svařování nebo během provozu vlivem pouze malého zatížení. Je tedy velmi důležité správně volit parametry jako je např. možnost předehřevu, žíhání nebo jinou tepelnou úpravu po svařování, metodu a rychlost svařování. Z pohledu složení materiálu jsou tyto oceli snadno svařitelné, díky střednímu až malému obsahu uhlíku. [26]

3.4.1 Uhlíkový ekvivalent

Svary jsou potenciálním zdrojem trhlin. Velikost toho potencionálu nám pomáhá určit uhlíkový ekvivalent. Ten závisí především na složení oceli, čím méně uhlíku a jiných legujících prvků, tím je ocel snadněji svařitelná a pravděpodobnost vzniku trhlin je menší. Na výpočet uhlíkového ekvivalentu se používají celosvětově hlavně 2 vzorce (CET a CEV) navržené svářečským institutem IIW/IIS. Ty byly odvozeny ze studií pro konkrétní ocel. Výpočty jsou uvedeny v normě ČSN EN 1011. [24, 26, 27]

$$CET = C + \frac{Mn + Mo}{10} + \frac{Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{40} [\%]$$

Obsah legujících prvků pro použití rovnice: C = 0,05 až 0,25 hm. %,
Si < 0,80 hm. %, Mn = 0,50 až 1,90 hm. %, Cr < 1,50 hm. %, Cu < 0,70 hm. %,
Ni < 2,50 hm. %, Mo < 0,75 hm. %, Ti < 0,12 hm. %, V < 0,18 hm. %,
B < 0,005 hm. %, Nb < 0,06 hm. %. [24]

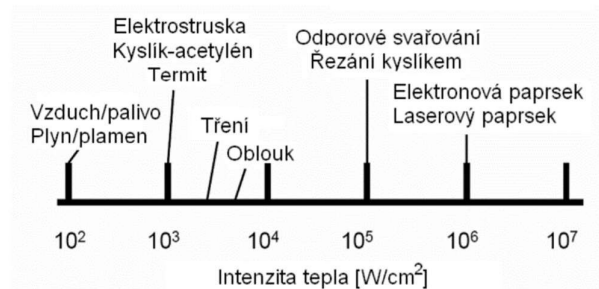
$$CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} [\%]$$

Obsah legujících prvků pro použití rovnice: C = 0,05 až 0,25 hm. %,
Si < 0,80 hm. %, Mn < 1,70 hm. %, Cr < 0,90 hm. %, Cu < 1,00 hm. %,
Ni < 2,50 hm. %, Mo < 0,75 hm. %, V < 0,20 hm. %. [24]

Pro oceli s vyššími pevnostmi je doporučován uhlíkový ekvivalent CET, který byl navržen pro výpočet těchto ocelí. CEV (někdy CE) byl navržen pro méně pevné a méně legované oceli. Pokud bychom chtěli svařovat dvě různé oceli, je rozhodující ta ocel, která má vyšší obsah uhlíku. Vypočtená hodnota ze vzorců udává hodnotu, která určuje hodnotu předehřevu a jeho nutnost. [27]

3.4.2 Tepelný příkon

Tepelný příkon je parametr svarového spoje určující vnesené teplo do svaru, popisuje energii dodávanou na délku svarového spoje. Množství tohoto tepla zásadně ovlivňuje strukturu a mechanické vlastnosti materiálu a je důležité pro správné provaření kořene a minimalizaci TOO. Vnesené teplo lze spočítat z proudu, napětí a rychlosti svařování. Je však nutné brát v potaz i tepelné ztráty. [24]



Obrázek 3.3 - Porovnání přivedeného tepla podle druhů svařování [24]

Výpočet:

$$Q = \frac{k * U * I * 60}{v * 1000} [kJ * mm^{-1}]$$

Q – vnesené teplo [kJ * mm⁻¹]

k – koeficient tepelné účinnosti (pro EBW je 0,9)

U – Svařovací napětí [V]

I – Svařovací proud [A]

v – rychlost svařování [mm * min⁻¹] [24]

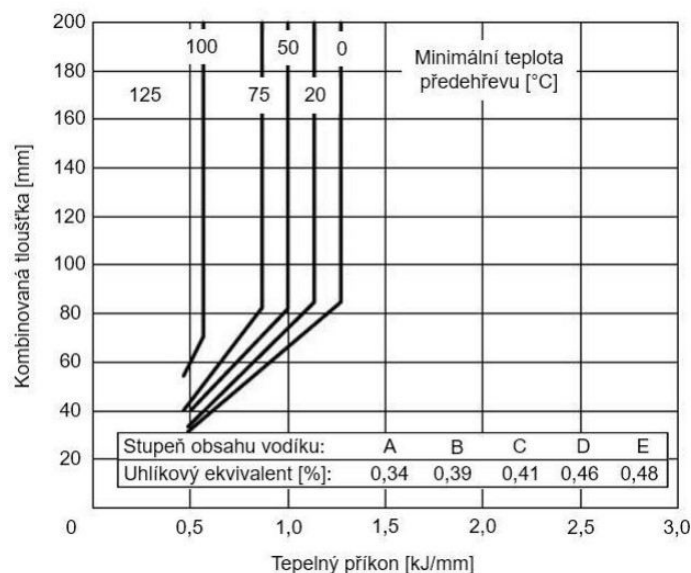
3.4.3 Předehřev

Svařované materiály jsou při svařování tepelně velmi zatěžovány, především velkým teplotním rozdílem mezi základním materiálem a taveninou vznikající svařováním. Materiál se po svaření ochlazuje velmi rychle a hrozí tvorba zákalných struktur s vysokým vnitřním pnutím vlivem rychlého smršťování materiálu a špatné difuze vodíku ze svaru. [24]

Předehřev slouží tedy ke zpomalení ochlazování. Zvýšením teploty a setrváním na ní po určitou dobu se zlepšuje difuze vodíku ze svaru a snižuje nebo zabraňuje se tvorbě martenzitických a bainitických struktur ve svaru a jeho blízkém okolí (zakalení svaru). Dále se díky nižšímu teplotnímu gradientu snižuje vnitřní pnutí. Teplota předehřevu se označuje T_p a závisí především na druhu svařování, složení a tloušťce materiálu. Máme několik možností stanovení teploty předehřevu, a to odvozením z ARA diagramu pro danou ocel, podle počátku přeměny austenitu na martenzit. Další možností je spočítat ji pomocí několika empirických vzorců odvozených z vyhodnocení experimentálních zkoušek praskavosti, např. Tekken,

Research department nebo podle controlled thermal severity. Pro tyto výpočetní metody je důležitý uhlíkový ekvivalent získávaný metodou CEV nebo CET a to z důvodu jeho chemického složení. Předehřev je počítán podle normy ČSN EN 1011-2, která umožňuje použití dvou metod, jednu pro oceli splňující chemické složení CEV a druhou pro CET. Teplota předehřevu je minimální teplota, které musí svařovaný materiál dosáhnout před začátkem svařování. [27]

Metoda 1 – Materiál musí splňovat chemické složení pro uhlíkový ekvivalent počítaný metodou CEV. Odečtením z grafů z normy na kombinované tloušťky svarového spoje, difuzního vodíku, hodnoty tepelného příkonu a uhlíkového ekvivalentu získáme předehřívací teplotu. [24]



Obrázek 3-3 - Diagram pro určení přechodové teploty [27]

Kombinovaná tloušťka je součet tloušťek základního materiálu v místě vzdáleném od svaru 75 mm. U tupých svarů je tloušťka oproti koutovým svarům menší, protože tupé svary mají méně materiálu, který by odváděl teplo. Na obrázku 3-3 je příklad grafu, ze kterého lze získat přechodovou teplotu. [24]

Metoda 2 – Materiál musí splňovat chemické složení pro uhlíkový ekvivalent počítaný metodou CET. Předehřev je počítán především z vlivů chemického složení, difuze vodíku, vnitřního napětí, tloušťky svařovaného materiálu a tepelného příkonu. [27]

Vliv chemického složení

$$T_{pCET} = 750 * CET - 150[^\circ C]$$

Vliv difuze vodíku

$$T_{pHD} = 62 * HD^{0,35} - 100[^\circ C]$$

Vliv tloušťky

$$T_{pd} = 160 * \tanh\left(\frac{d}{35}\right) - 110[^\circ C]$$

Vliv tepelného příkonu

$$T_{pQ} = (53 * CET - 32) * Q - 53 * CET + 32 [^{\circ}C]$$

Výpočet teploty předehřevu

$$T_p = T_{pCET} + T_{pHD} + T_{pd} + T_{pQ}$$

CET - uhlíkový ekvivalent

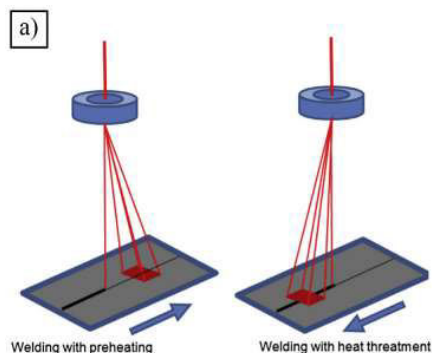
HD - obsah difuzního uhlíku [$ml * 100g^{-1}$]

d - tloušťka svařovaného materiálu [mm]

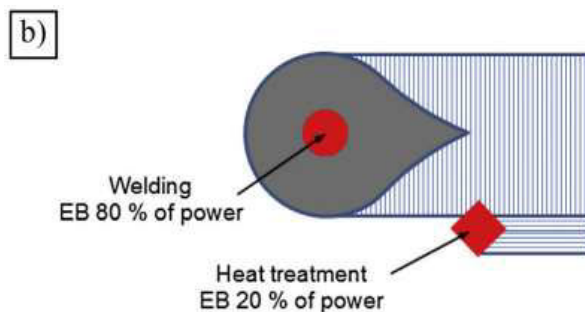
Q - tepelný příkon [$kJ * mm^{-1}$] [27]

Tyto vypočtené podmínky platí, je-li teplota okolí vyšší než $0^{\circ}C$. Při nižších teplotách, při vysoké vlhkosti nebo např. při rychlejších povětrnostních podmínkách musí být teplota předehřevu zvýšena. Měření teploty před svařováním se provádí v určité vzdálenosti od svaru podle normy ČSN EN ISO 13916. V normě jsou definovány přesné teploty, časy i situace. Na její měření se používají termokřídly (TS), termočlánky (TE), dotykové teploměry (CT) a bezdotykové optické nebo elektrické přístroje (TB). [25]

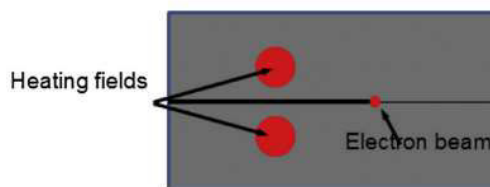
Při elektronovém svařování je možné materiál předehřívát odkloněním části svazku, který dopadá na větší plochu před, za nebo kolem svaru a předehřívá a celkově zpomaluje ochlazování svaru. Na *obrázcích 3-4, 5, 6, 7* jsou zobrazeny možnosti předehřevu pro elektronové svařování. [1]



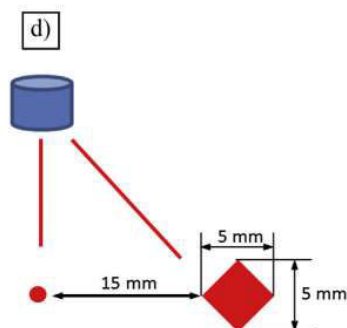
Obrázek 3-4 - Rozdíl mezi předehřevem a zpomalením ochlazování [1]



Obrázek 3-5 - Poměr mezi svařováním a ohřevem [1]



Obrázek 3-6 - Předehřev mimo oblast svaru [1]

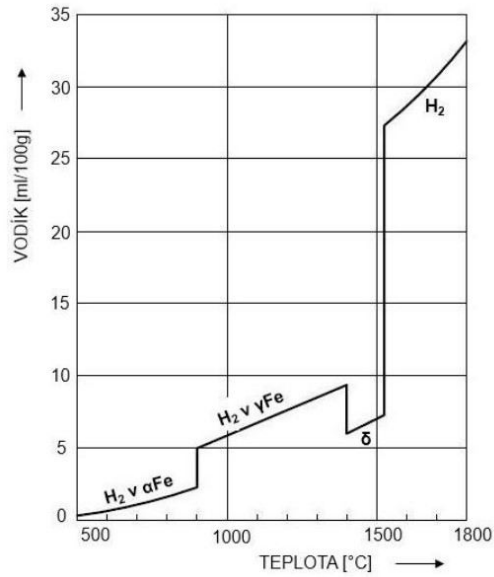


Obrázek 3-7 - Schéma předehřevu a svařování [1]

3.4.4 Vodíkové trhliny

Vodíkové trhliny jsou defekty materiálu vznikající při relativně nízkých teplotách, proto se také nazývají studené trhliny. Tyto trhliny se objevují především v podhousenkové oblasti, dále pak v tepelně ovlivněné oblasti nebo ve svařeném kovu, mohou svou polohou zasahovat do všech těchto oblastí. Nemusí vznikat hned po svařování, jejich tvorba začíná pod teplotou 200 °C. Z toho důvodu se kontroly musí provádět s určitým časovým odstupem, po cca 16-48 hodinách. Jejich hlavní rozdíl oproti trhlinám vznikajícím za vyšších teplot je takový, že jsou transkrystalického i interkrystalického charakteru, jsou tedy lesklé a díky nezoxidovanému povrchu jsou hladké. [24, 26, 28]

Vodík se do materiálu dostává z atmosféry, zároveň je obsažen v přídavném kovu, i na povrchu základního materiálu. Pokud je jeho obsah ve svaru větší, má to spolu s vnitřním napětím negativní vliv na tvorbu trhlin, které se tvoří snadno a rychle se šíří materiálem až do prasknutí součásti. Při vyšších teplotách (nad 200 °C) tyto trhliny nevznikají, protože vodík je rozpuštěn v oceli v disociovaném stavu. S vyšší teplotou stoupá rozpustnost vodíku v oceli. Trhliny pod teplotou 200 °C vznikají difuzí vodíku. Vodík difunduje do krystalových poruch materiálu, tedy do vměstků, mikropórů, dislokací atd. Vodík se v těchto místech hromadí a zvyšuje napětí, které je dostatečně velké, aby z těchto poruch vytvořilo trhlinu. Na její šíření má pak vliv houževnatost a pevnost struktury. Čím tvrdší (martenzitická nebo bainitická) struktura, tím se trhlina bude šířit snadněji a při prasknutí velmi rychle, protože v těchto strukturách je vysoké napětí už od jejich vytvoření, vodík zde difunduje pomaleji, ale je to z nebezpečnější z hlediska rychlosti šíření trhliny. Zatímco v houževnaté (austenitické nebo perlitické) struktuře je rychlost šíření trhliny značně pomalejší. To lze vidět na obrázku 3-8. [24]



Obrázek 3-8 - Diagram rozpustnosti vodíku v železe [24]

Základním opatřením proti vzniku studených trhlin je předehřev, nebo jiné tepelné zpracování po svařování, jako např. různé typy žíhání, kdy zvýšením teplot vodík difunduje ze svaru. Další možností jsou kořenové mezery snižující napětí v materiálu vytvořením mezer mezi jednotlivými housenkami. [24]

4. Úvod do experimentální části

Experiment se zabývá elektronovým svařováním vyžíhané oceli 42SiCr (H0) s feriticko-perlitickou matricí a oceli MS1. Nejprve byly zjištěny vhodné parametry pro svařování na vzorcích, ty mají tvar hranolu o velikosti 6x6x10 mm. Po určení vhodných parametrů byly provedeny u první várky vzorků metalografické výbrusy a zkoušky tvrdosti. U druhé sady vzorků bylo před metalografickým zpracováním a zkouškami tvrdosti provedeno tepelné zpracování. Následně jsme porovnávali zjištěné hodnoty mikrotvrdosti, především pro rozdílné tepelné zpracování, ale i s ohledem na typy ocelí. Dále byly porovnány mikrostruktury ocelí s a bez tepelného zpracování.

Od vzorků je očekávána vysoká pevnost a tvrdost hlavně v oblasti kořene svaru a TOO. Trhliny po svařování s nevhodně nastavenými parametry nejsou žádoucí, ovšem nemají vliv na měření tvrdosti, pokud je zvolená vzdálenost vtisku dostatečná. Druhá sada vzorků byla tepelně zpracována pro eliminaci rozdílů vlastností v kořenu svaru, TOO a v základním materiálu. Pro homogenní spoje byly voleny parametry podle typu ocelí a jejich běžného tepelného zpracování. Pro heterogenní svar byly voleny parametry tepelného zpracování, hlavně podle oceli MS1, která vyžaduje vyšší teploty pro ovlivnění struktury a delší časovou náročnost precipitace.

5. Ocel 42SiCr (H0)

Ocel 42SiCr je středně uhlíková, nízkolegovaná ocel se speciální tepelnou úpravou, která zvyšuje pevnost při velmi malém snížení tažnosti. Tato ocel vychází ze složení pružinové oceli 54SiCr. Ocel 42SiCr má v základním stavu feriticko-perlitickou strukturu dosahující meze pevnosti o velikosti 981 MPa, tažnosti 30 %, meze kluzu 592 MPa a 295HV10. Je-li materiál správně tepelně zpracován tzv. metodou Quenching and partitioning, může dosáhnout až dvojnásobné meze pevnosti 1992 MPa při zachování velmi dobré tažnosti 21 %, s mezí kluzu mezi 1722 MPa a tvrdostí 531 HV10.

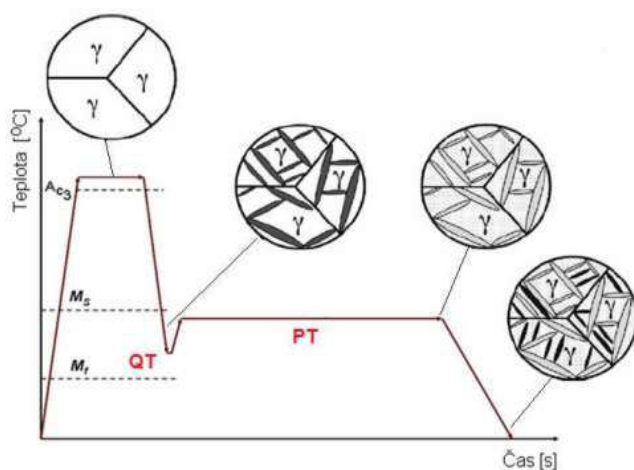
Tabulka 5-1 - Chemické složení oceli 42SiCr [31]

42SiCr	C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	S	P
% hmot.	0,42	2,03	0,56	1,33	0,16	0,03	0,003	0,005

5.1 Quenching and partitioning (Q-P proces)

Jedná se o nový typ výrobního procesu oceli, hlavně nízkolegovaných martenzitických. Poprvé byl popsán v roce 2003 a byl vyvinut především pro získání lepších mechanických vlastností při zachování hmotnosti a snížení ceny. [29]

Základem Q-P procesu je kalení. Kalí se z teploty vyšší, než je teplota A_{c3} až do teplot mezi M_s a M_f , s tím, že ke vzniku martenzitu ve struktuře nesmí dojít v celém objemu. Hned po kalení následuje popouštění, to je zahřátí a výdrž po určitou dobu těsně pod teplotou M_s . Teplota je jinak nazývána teplota přerozdělení, pak následuje pomalé ochlazení. To má za následek difuzi uhlíku z přesycené martenzitické struktury, do austenitické, která je o uhlík obohacována. Uhlík má v martenzitické struktuře velmi nízkou rozpustnost a je tak ve zbytkovém austenitu stabilizován i po konečném ochlazení na pokojovou teplotu. Dalším velmi podstatným krokem toho zpracování je správné legování, které potlačuje precipitaci karbidů pro dostatečné stabilizování zbytkového austenitu. Finální struktura je tvořena směsí zbytkového austenitu a popouštěného kubického martenzitu, viz obrázek 4-1. [29, 30]



Obrázek 5-1 - Q-P proces se změnami v mikrostruktuře [29]

QT – teplota přechlazení

PT – teplota přerozdělení

Díky této struktuře má ocel již výše zmíněný velmi dobrý poměr mezi pevností a tažností i oproti jiným typům jako např. TRIP, DP, CP a TWIP oceli. Optimální parametry pro Q-P jako jsou teploty a časy výdrže se volí podle chemického složení materiálu. [31]

5.2 Svařitelnost

Ocel 42SiCr je řazena do kategorie nízkolegovaných martenzitických vysocepevných ocelí se středním obsahem uhlíku a je tvořena převážně martenzitickou strukturou a strukturou zbytkového austenitu. Abychom zaručili dobré svaření této oceli, musíme zvolit vhodný přehřev, aby nedošlo ke vzniku pouze martenzitické struktury vlivem rychlého ochlazení, a tím ke vzniku vysokého vnitřního pnutí a trhlin vznikajících za tepla. Dále je potřeba, aby vodík ze svaru správně difundoval a zamezilo se vzniku studených trhlin. Ocel má střední obsah uhlíku a velmi malé množství dalších legujících prvků, které ovlivňují svařitelnost, z tohoto hlediska by ocel 42SiCr tedy měla být dobře svařitelná.

Elektronovým svařováním této oceli bychom měli získat velmi malou TOO a tím i malou změnu struktury. Tímto typem svařování bychom do oceli měli vnést úplně minimální množství vodíku.

Ocel 42SiCr ocel tedy měla dosahovat dobrých mechanických vlastností po správné volbě všech parametrů, které jsou zmíněny v kapitole svařování martenzitických ocelí.

6. Ocel 18Ni300 (MS1)

Ocel 18Ni300 je maraging ocel neboli vysocepevná a vysoce legovaná ocel vyráběná metodou 3D tisku. Hlavním legujícím prvkem je Nikl a dalšími prvky jsou titan, hliník, molybden a kobalt. Mez kluzu je větší než 1 500 MPa s velmi dobrou tažností a vytvrditelností díky tvorbě precipitátů s intermetalickou fází na bázi Niklu. Ve vytvrzeném stavu se tvrdost pohybuje kolem 335 HV. Dále je tato ocel korozivzdorná a svařitelná. [32, 33]

Tabulka 6-1 - Chemické složení oceli 18Ni300

18Ni300	C	Ni	Co	Mo	Ti	Al	Si	P	S	Cr	Cu
% hmot.	<0,03	17,0-19,0	8,5-9,5	4,5-5,2	0,6-0,8	0,05-0,15	<0,1	<0,01	<0,01	<0,5	<0,5

6.1 Legující prvky

Ni - Nikl

Nikl je hlavním legujícím prvkem maraging ocelí, pro ocel MS1 se používá v množství kolem 18% hmotnosti. Používá se kvůli stabilizaci austenitu. Po ochlazení, tak v oceli vzniká martenzitická struktura tvořená niklem a železem. Dále zvyšuje odolnost proti oxidaci. [32, 33]

Co - Kobalt

Kobalt se používá především pro jeho schopnost zvyšovat teplotu martenzit start a snižovat rozpustnost molybdenum v matici martenzitu niklu a železa. Jeho množství se pro ocel MS1 používá zhruba kolem 9% hmotnosti. Dále zvyšuje únavovou životnost a zvyšuje tvrdost. [32, 33]

Mo - Molybden

Molybden je důležitý prvek z hlediska zvyšování tvorby precipitátů $Ni_3(Mo, Ti)$. Díky těmto precipitátům se při namáhání snižují nežádoucí křehké interkrystalické lomy a zvyšuje se výskyt tvárných transkrystalických lomů (skrz zrna). [32, 33]

Ti - Titan

Hlavním účelem přítomnosti titanu ve slitině je jeho schopnost tvořit precipitáty s niklem Ni_3Ti , které jsou při správném tepelném zpracování rovnoměrně rozloženy v martenzitické struktuře. Tyto precipitáty zvyšují pevnost a houževnatost materiálu. Velkou nevýhodou titanu je jeho negativní vliv na únavovou životnost. [32, 33]

Al - Hliník

Hliník má na ocel nízký zpevňující efekt, který narůstá až po vyžhání oceli, kdy reaguje s niklem a tvoří s ním precipitáty Ni_3Al . Dále je hliník schopný oxidovat a podobně jako titan má negativní vliv na životnost. [32, 33]

C - Uhlík

V případě MS1 oceli nemá uhlík zásadní pozitivní efekt, proto je jeho množství omezeno pod 0,03% hmotnosti. Vyšší obsah uhlíku by způsoboval degradaci mechanických vlastností precipitací karbidů titanu. Díky nízkému obsahu uhlíku je ocel pak lépe svařitelná, odolnější proti vodíkové křehkosti a proti vzniku kalicích trhlin nebo trhlin vlivem svařování. [32, 33]

6.2 Svařitelnost

Ocel MS1 je řazena do vysocepevných vysoce legovaných ocelí s nízkým obsahem uhlíku. Výchozí struktura je sice martenzitická, případně martenzitická se zbytkovým austenitem,

ovšem martenzit je tvořen precipitáty niklu, tedy nitridy. Ty na svařování mají spíše pozitivní vliv narozdíl od karbidů. Největší vliv na svařitelnost mají pro tuto ocel legující prvky chromu a molybden, jejich výskyt je však velmi omezený a s velmi malým množstvím uhlíku je tato ocel velmi dobře svařitelná.

I v případě této ocel by vlivem elektronového svařování měla vzniknout pouze malá TOO a po správně zvolených parametrech by svar měl mít stále dobré mechanické vlastnosti. [32, 33]

7. Zkušební vzorky

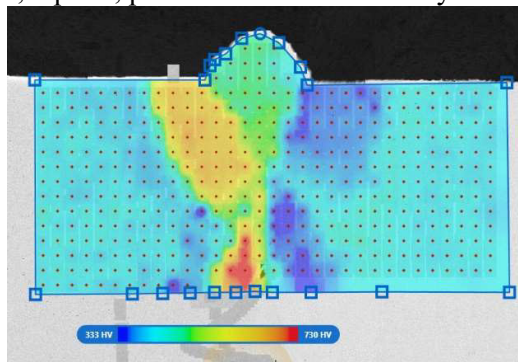
Zkušební vzorky byly připraveny z válcovaných desek experimentální oceli H0 a z hranolků oceli MS1 připravených aditivní technologií.

Byly použity následující vzorky:

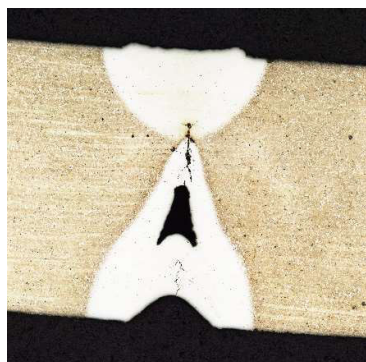
- H0-H0
- H0-H0-t
- MS1-MS1
- MS1-MS1-t
- MS1-H0
- MS1-H0-t

Označení H0 a MS1 je typ svařených materiálů, označení „t,, znamená tepelné zpracování po svařování.

Vzorky byly nařezány na hranolky 6x6x16 mm, poté bylo provedeno svaření. Pak byly svařené hranolky rozřezány na destičky, které byly zality a byl na nich proveden metalografický výbrus, leptání, pozorování mikrostruktury a zkouška tvrdosti, viz obrázky 7-1 a 2.



Obrázek 7-1 - Názorná mikrotrvrđost *MS1-H0*



Obrázek 7-2 - Názorné naleptání *MS1-MS1*

7.1 Materiál a složení

Vzorky jsou z materiálu 42SiCr a 18Ni300, jedná se o dva typy vysocepevných ocelí s velmi odlišným složením a tepelným zpracováním. Konkrétní složení a další informace jsou obsaženy v kapitolách 5. *Ocel 42SiCr(H0)* a 6. *Ocel 18Ni300(MS1)*. Ocel H0 je ve stavu základním stavu bez tepelného zpracování a ocel MS1 byla vyrobena metodou 3D tisku.

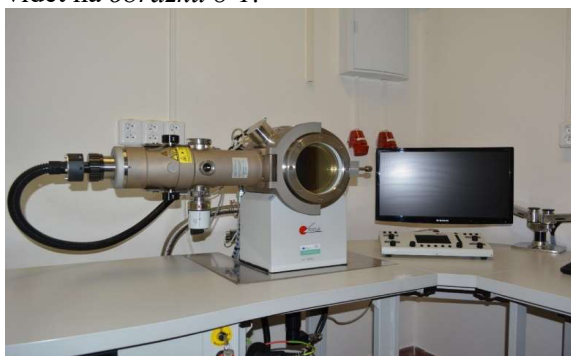
8. Přehled experimentu

Experimentální část práce zahrnuje přípravu vzorků, jejich zpracování, testování a měření. Tyto práce s přesně stanovenými postupy vedou k získání výsledků, které budou následně vyhodnoceny. Hodnotí se především rozdíly mikrostruktury a tvrdosti v základním materiálu, TOO a kořenu svaru, ale i vlivy tepelného zpracování.

8.1 Elektronové svařování

Vzorky byly svařeny elektronovým paprskem. Bylo zhotoveno šest svarů, z toho dva heterogenní a čtyři homogenní. První sada vzorků označených *HO-HO*, *MS1-MS1* a *MS1-HO*, nebyla po svaření tepelně upravena u těchto vzorků byly hodnoceny pouze vlivy tepla vneseného během procesu svařování. Druhá sada vzorků s označením *HO-HO-T*, *MS1-MS1-T* a *MS1-HO-T*, byla po svařování tepelně upravena a byly hodnoceny rozdíly svaru, TOO a základního materiálu oproti první sadě vzorků.

Svary byly zhotoveny pomocí elektronové svářečky FOCUS MEBW-60/2, kterou lze vidět na *obrázku 8-1*.



Obrázek 8-1 - FOCUS MEBW-60/2

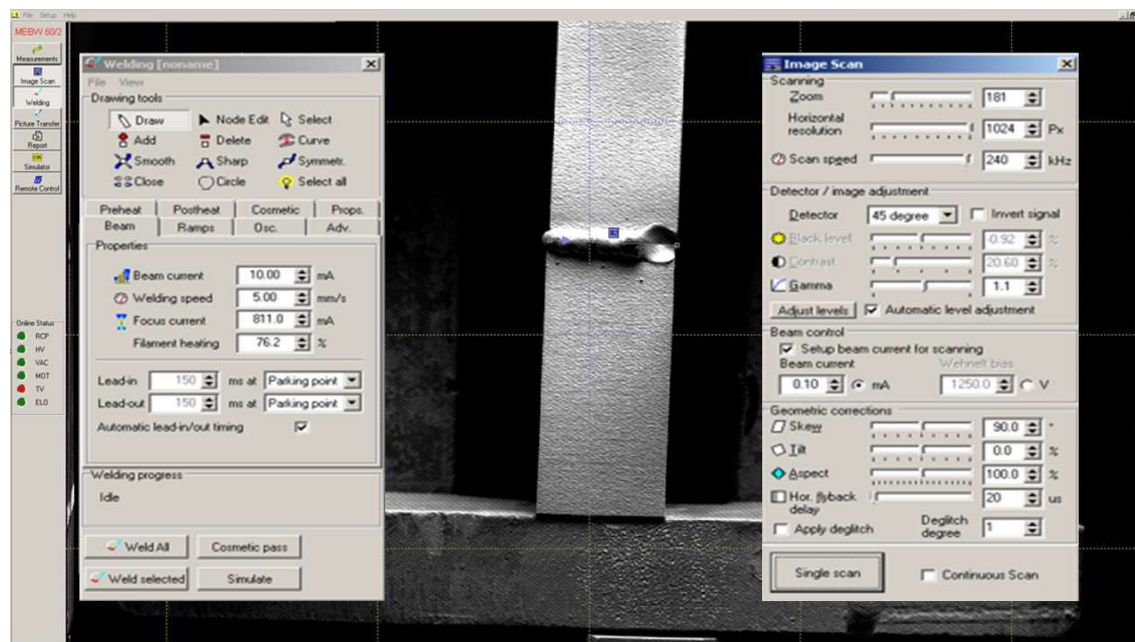
8.1.1 Parametry svařování

Parametry svařování byly zvoleny na základě předešlých zkušeností pracovníků obsluhující zařízení pro elektronové svařování, tím způsobem aby mnou použité vzorky mohly být porovnány s jinými skupinami ocelí použitých prací *SGS_2021-025-prubezna zprava_2022*. Hodnoty použité pro svařování jsou uvedeny v *tabulce 8-1*

Tabulka 8-1 - Parametry svařování

	beam current mA	speed mm/s	oscilation radius	preheat	postheat	strany
HO-HO	10	5	-	-	-	2
MS1-MS1	10	5	-	-	-	2
HO-MS1	10	5	-	-	-	2

S takto nastavenými parametry byl vzorek svařen. Na *obrázku 8-2* lze vidět zhotovený svar na kameře zařízení pro elektronové svařování a dodatečné hodnoty a funkce softwaru.



Obrázek 8-2 - Ukázka svaru v MBW

8.2 Tepelné zpracování

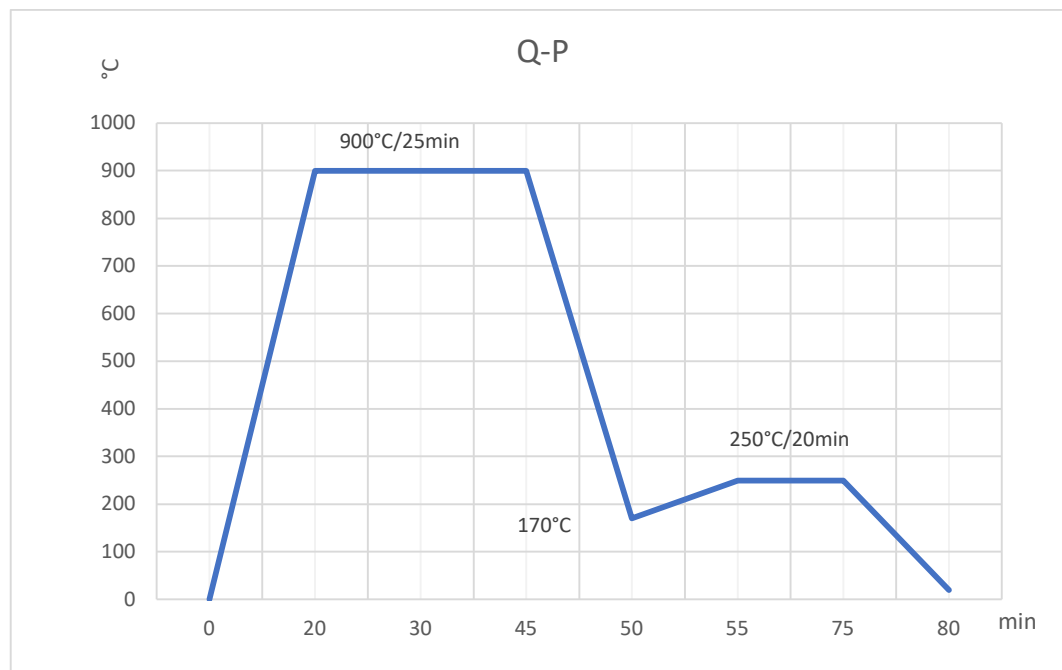
Účelem tepelného zpracování bylo docílit podobných vlastností v základním materiálu a svaru, především minimalizace rozdílů v mikrostruktuře a mikrotvrdosti.

Byly použity tři způsoby tepelného zpracování po kalení. Tepelné zpracování po svaření u 1. sady vzorků nebylo provedeno a u 2. sady bylo zvoleno podle typu oceli a podle toho zdali se jedná o homogenní nebo heterogenní svar. Všechny tepelné úpravy byly provedeny pro sjednocení vlastností svařené části, TOO a základního materiálu. Tepelným zpracováním se snažíme hlavně snížit vnitřní pnutí, tvrdost svaru a sjednotit mikrostruktuuru.

8.2.1 Quenching and partitioning (Q-P proces)

Pro homogenní svar H0-H0 bylo zvoleno tepelné zpracování Quenching and partitioning, kdy Quenching probíhal při teplotě 900 °C po dobu 25 minut s ochlazením do solné lázně na teplotu 170 °C. Při této teplotě byl proces ochlazování přerušen a byl zahájen partitioning na teplotě 250 °C po dobu 20min s následným ochlazením na vzduchu. Průběh Q-P procesu je znázorněn v grafu obrázek 8-3.

Cílem tohoto způsobu zpracování je dosažení tvrdé a pevné martenzitické matrice, ve které je vyloučen malý podíl (cca 10%) zbytkového austenitu, především ve formě velmi tenkých filmů po hranicích martenzitických latic. Tato mikrostruktura vykazuje velmi dobrý poměr vysoké pevnosti, dobré tažnosti a houževnatosti, které převyšují tažnosti a houževnatosti dosahované při standardním kalení a popouštění s podobnými parametry [29, 30].

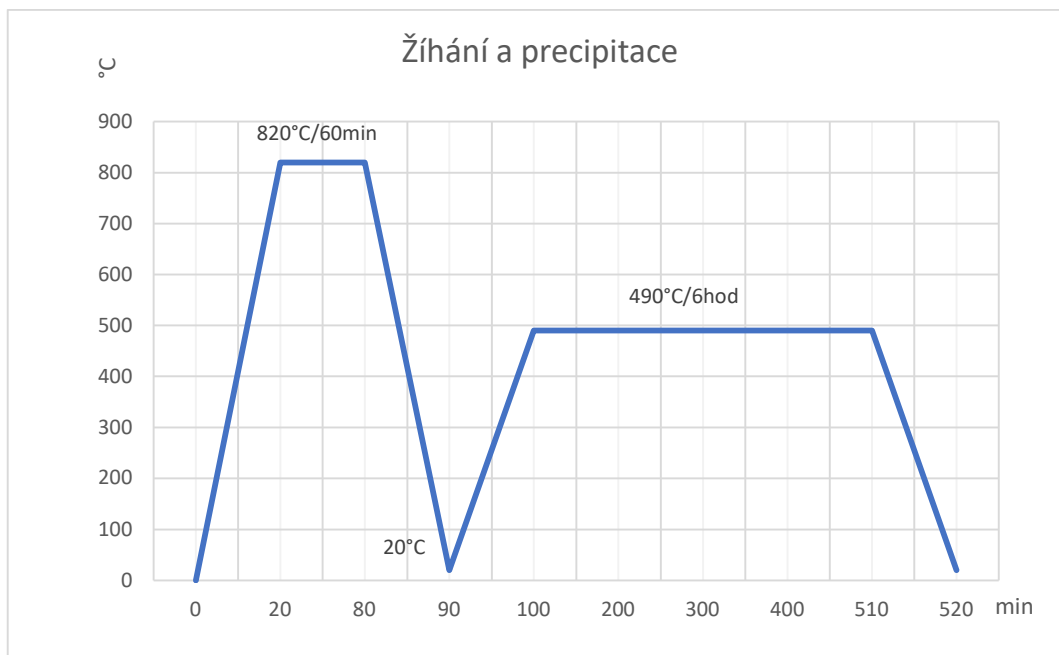


Obrázek 8-3 - graf Q-P zpracování

8.2.2 Žihání a precipitace

Pro homogenní svar MS1-MS1 bylo zvoleno žihání s žihací teplotou 820 °C a výdrží na této teplotě 60 minut, poté následovalo ochlazení na vzduchu na pokojovou teplotu. Po ochlazení byl vzorek znovu dán do pece a ohřát na precipitační teplotu 490 °C s výdrží 360 minut. Poté byl ochlazen na vzduchu na pokojovou teplotu. Průběh popouštění je znázorněn v grafu na obrázku 8-4.

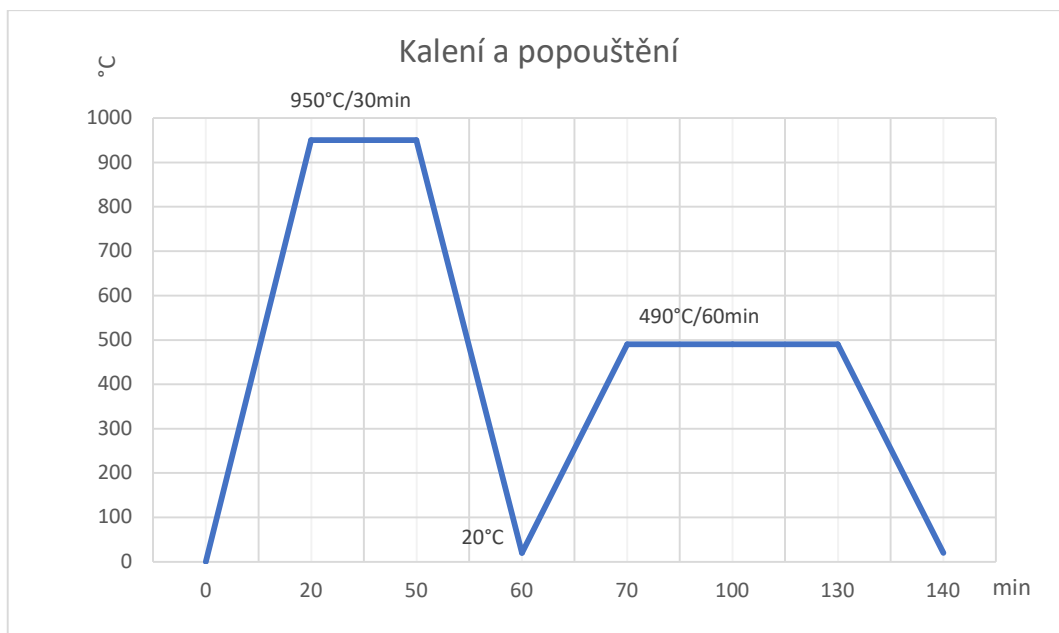
Cílem tohoto způsobu zpracování je snížit vysoké vnitřní pnutí vznikající u 3D tištěné oceli v důsledku velkých gradientů teploty při nanášení jednotlivých vrstev. Tepelným zpracováním je snaha homogenizovat chemické složení oceli, při kterém se snižuje segregace legujících prvků na hranicích buněk, které vznikají především v důsledku procesu výroby 3D tiskem. Tento proces je mimo jiné doprovázen mírným poklesem meze pevnosti a zvýšením tažnosti oceli. [32, 33]



Obrázek 8-4 - graf žihání a precipitace

8.2.3 Kalení a popouštění

Pro heterogenní svar H0-MS1 bylo zvoleno kalení na teplotu 950 °C a jeho výdrž na této teplotě 30 minut. Následně byl vzorek ochlazen ve vodě a popouštěn na teplotě 490 °C po dobu 60 minut s následným ochlazením na vzduchu na pokojovou teplotu. Jedná se o kombinaci předešlých tepelných zpracování tedy Q-P procesu a žihání s precipitací. Průběh popouštění je znázorněn v grafu na obrázku 8-5.



Obrázek 8-5 – graf kalení a popouštění

8.3 Metalografická příprava vzorků

Před pozorováním vzorků bylo nutné tyto vzorky upravit, aby bylo možné je pozorovat a provádět různé zkoušky. Je to důležitý mezikrok mezi úpravou, zkoušením a testováním. Metalografická příprava eliminuje zkreslení hodnot mikrotvrdosti, které by mohlo být zkreslené kvůli hrubosti povrchu vzorku. Dále by nešlo vzorky správně naleptat a pozorovat kvůli, pro mikroskop, velkým rozdílům nerovnoměrnosti povrchu a což by mělo za následek mnoho nezaostřených ploch.

8.3.1 Kroky metalografické přípravy

První krok zahrnuje nařezání vzorků tak, aby byla možnost pozorovat vybraná místa jako svar, deformace a defekty a jejich ovlivnění struktury. Vzorky byly nařezány kolmo na housenku svaru, aby byla možnost pozorovat TOO a její průběh tvrdosti. Na obrázku *obrázek 8-6* lze vidět pilu použitou pro řezání.



Obrázek 8-6 - METALCO QATM Brillant 220

Dále vzhledem k velikosti a tvaru vzorků je nutné je zalisovat do fenolové pryskyřice pro snadnější manipulaci. To bylo provedeno automatickým lisem na *obrázku 8-7*, byl vzorek položen na pohyblivý píst, zasypán pryskyřicí utěsněn a následně zahříván a stlačován pro vytvoření zalitého vzorku.



Obrázek 8-7 - STRUERS CITOPRESS-10

Dalším krokem je broušení a leštění. To bylo prováděno na automatické brusce na

obrázku 8-8. Vzorek je nutné očistit, zvolit vhodnou drsnost brousícího disku a příslušný program, který má nastavený čas a přítlačnou sílu. Drsnost disku je volena podle vzorku a postupně byla snižována až k nejemnějšímu papíru. První disk byl použit o hrubosti zrna 500 μm a druhý 1200 μm . Mezi jednotlivými kroky musí být vzorky i funkční části brusky očištěny od nečistot. Po dokončení broušení následovalo leštění. To bylo provedeno na stejné brusce s leštícími kotouči typu IOTA s hrubostí 9 μm , 3 μm a nakonec 1 μm a s leštící diamantovou suspenzí a lubrikantem, jejich nanášení na kotouč je automatické a množství je určené programem. Broušením a leštěním se snažíme dosáhnout co nejhladšího povrchu, tak aby bylo možné vzorek leptat, pozorovat nebo zkoušet.



Obrázek 8-8 - STRUERS TEGRAMIN-30

8.4 Leptání

Vzorek byl leptán 3% Nitalem a následně opláchnut lihem a vysušen. Ocel H0 reagovala na leptadlo výrazně rychleji, a proto ji stačilo jen ponořit a hned opláchnout. Ocel MS1 byla vůči leptadlu odolnější a bylo nutné vzorek držet ponořen v leptadle déle, přibližně 4 sekundy. Problém tedy nastal u heterogenního svaru, kdy ocel H0 byla leptáním spálena a MS1 nebyla naleptána vůbec (obrázky 8-9 a 10). Tento problém je pro heterogenní svary typický. U



Obrázek 8-9 - Ukázka spáleného vzorku 1



Obrázek 8-10 - Ukázka spáleného vzorku 2

heterogenních svarů bylo nejprve leptáno krátce pro zviditelnění a dokumentaci mikrostruktury oceli H0. Poté byl vzorek znovu naleptán pro zviditelnění a dokumentaci oceli MS1. Druhou použitou variantou leptání bylo ponoření vzorku pro pozorování oceli H0 a po opláchnutí nanesením nitalu resp. v něm namočenou vatou, pouze na oceli MS1. Tím bylo umožněno pozorovat struktury obou materiálu zároveň. U homogenních svarů probíhalo pouze jedno leptání.

8.5 Pozorování vzorků

Pozorování naleptaných vzorků pod mikroskopem umožňuje vidět velikosti zrn, strukturu a jednotlivé fáze. K jejich určení pomáhá znalost chemického složení materiálu, tepelného zpracování a samotné pozorování, kde můžeme vidět ostrůvky struktur a fází. Na *obrázku 8-11* je vidět mikroskop, na kterém proběhlo pozorování a focení.



Obrázek 8-11 - OLYMPUS BX61

8.6 Měření mikro tvrdosti

Měřením mikro tvrdosti byla naměřena tvrdost jednotlivých zrn nebo struktur. Dále byly provedeny řady vtisků a matrice vtisků. Řady a matrice jsou vhodné pro zjištění tvrdosti u svarů a jiných lokálních zásahů do materiálu, protože umožňují zkoumat změnu tvrdosti materiálu od neovlivněné a neovlivněné struktury. V případě svařování se jedná o zkoumání rozdílu struktury v základním materiálu, TOO a svaru. Měření mikrotvrdosti bylo prováděno podle normy ISO 6507-1. Mikrotvrdoměr, kterým bylo měření prováděno, je na *Obrázku 8-12*.



Obrázek 8-12 - LECO AMH 55 – model LM-248AT

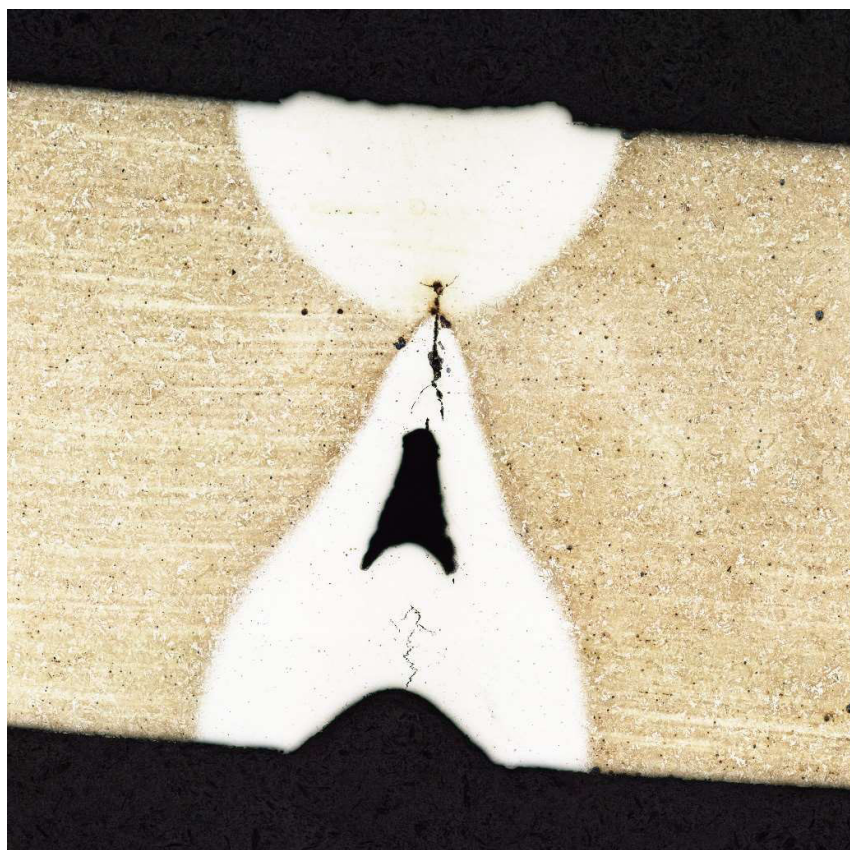
9. Výsledky

Tato kapitola se zabývá výsledky pozorování a výsledky naměřených hodnot mikrotvrdomosti. Výsledky byly rozděleny do dvou kapitol, kapitoly mikrostruktury a kapitoly mikrotvrdomosti, podkapitoly jsou označeny zkoumaným nebo měřeným vzorkem. Vzorky jsou rozděleny a značeny jako čtyři homogenní svary, dva bez tepelného zpracování H0-H0, MS1-MS1 a dva s tepelným zpracováním H0-H0-t, MS1-MS1-t, dále pak jako dva heterogenní svary, opět jeden bez tepelného zpracování MS1-H0 a druhý s tepelným zpracováním a MS1-H0-t.

9.1 Mikrostruktura

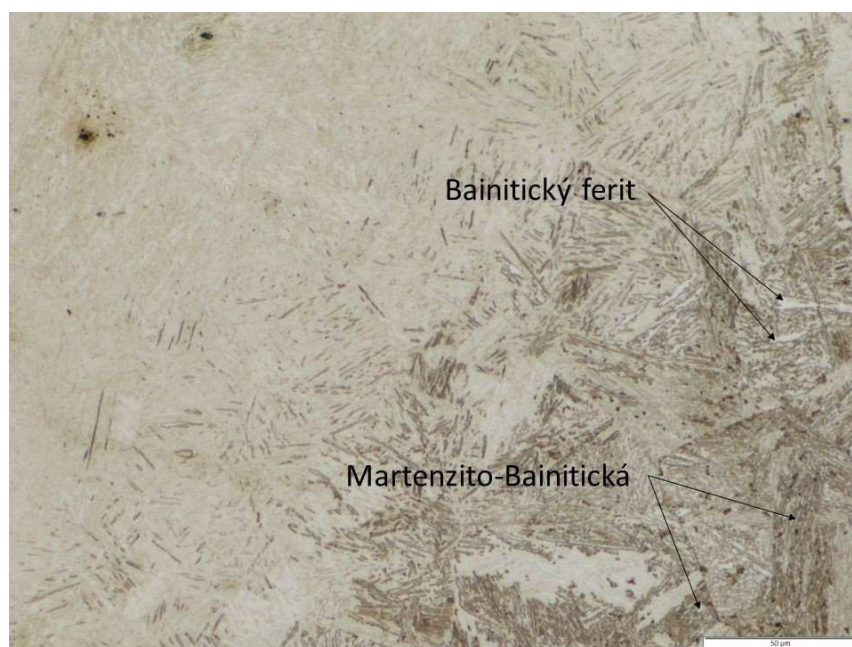
Úkolem pozorování mikrostruktury bylo zjistit změny fází a struktury mezi základním materiálem, TOO, svarem a rozdíly těchto struktur a fází po tepelném zpracování.

9.1.1 Vzorek H0-H0



Obrázek 9-1 - Skládání obraz_H0-H0

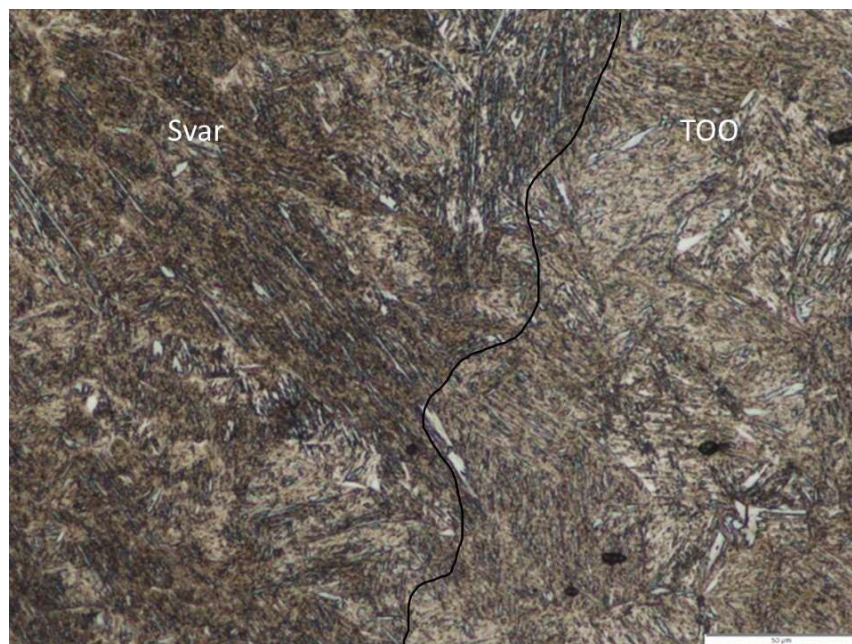
Na obrázku 9-1 je zobrazena makrostruktura svaru. Na obrázku 9-2, který byl pořízen v základním materiálu H0 byly nalezeny hrubé martenzito-bainitická struktury s malým množstvím struktury bainitického feritu. V TOO, na obrázku 9-3, se struktura ze základního materiálu změnila na jemný martenzit a austenit, na jehož hranicích je vyloučen ferit. Na obrázku 9-4 si lze všimnout přechodu z TOO do kořene svaru. Svarová struktura na obrázku 9-5 obsahuje jemný martenzit s vyloučeným feritem.



Obrázek 9-2 - základní mat-TOO_H0-H0



Obrázek 9-3 - TOO_H0-H0



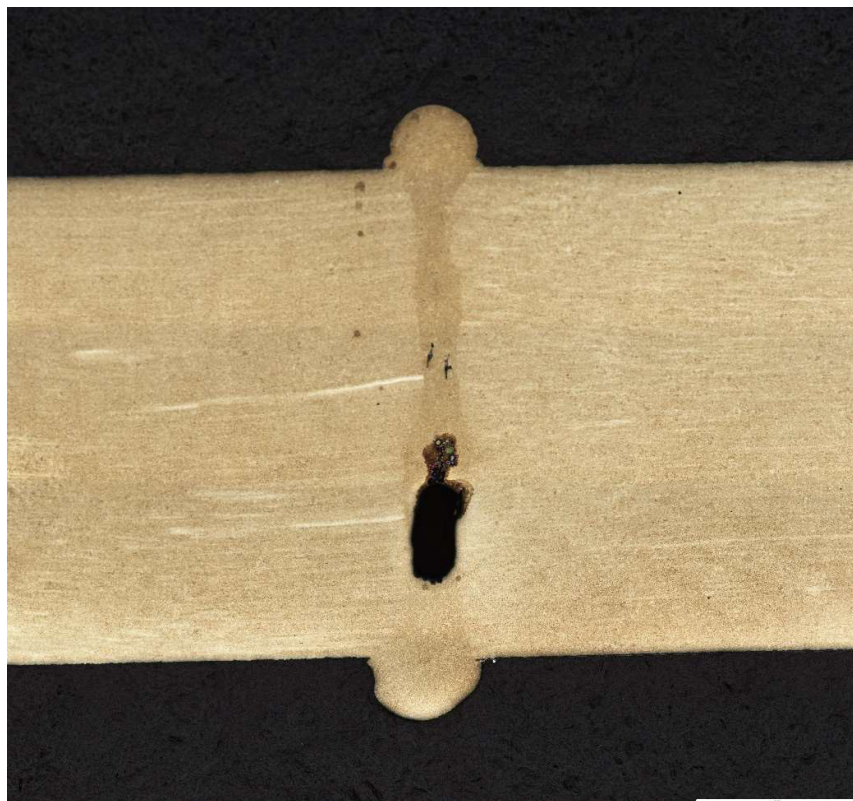
Obrázek 9-4 - TOO-svar_H0-H0



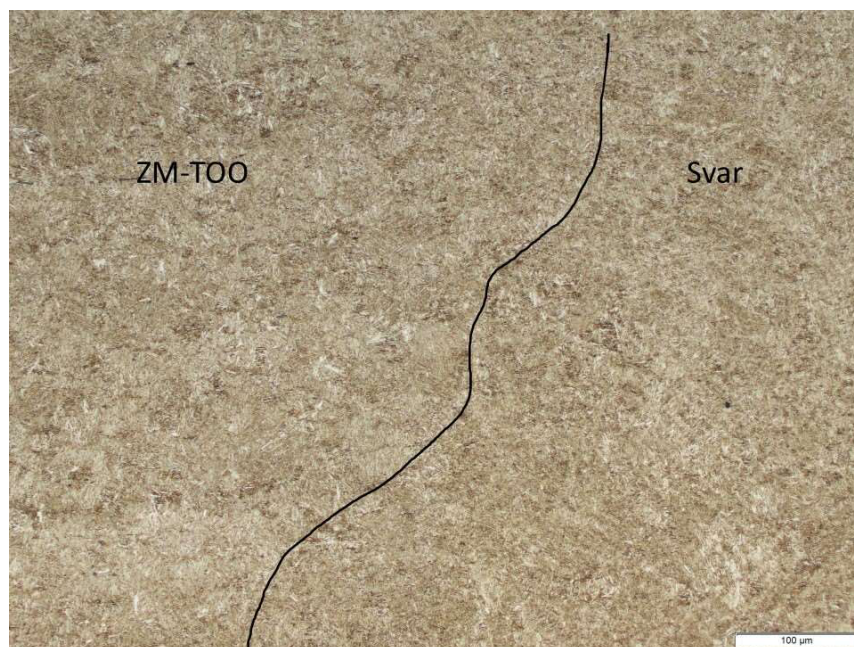
Obrázek 9-5 - svar_H0-H0

9.1.2 Vzorek H0-H0-t

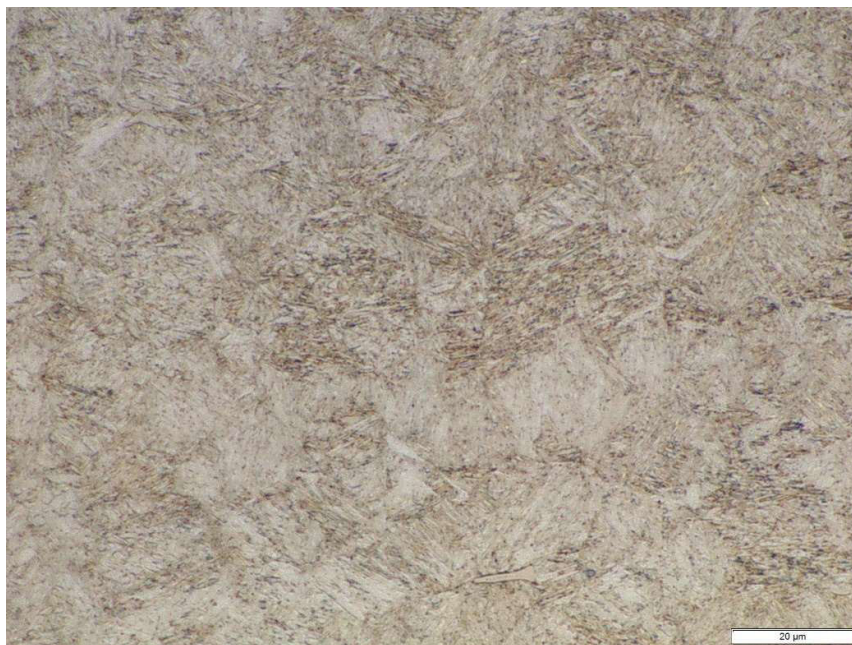
Na vzorku na *obrázku 9-6* je vidět makrostruktura oceli H0 po tepelném zpracování. Velmi výraznou změnou oproti tepelně nezpracované oceli H0 je přeměna struktury TOO na strukturu základního materiálu. Pozorováním *obrázku 9-7* nebyly na světelném mikroskopu nalezeny rozdíly mezi základním materiálem a TOO, proto je tato struktura kolem svaru označována jako struktura TOO-ZM anebo ZM-TOO. Po porovnání *obrázku 9-8 a 9-9* byl zjištěn velký úbytek bainitu, vlivem tepelného zpracování se struktura v celé oblasti vzorku, tedy v oblasti ZM-TOO i svaru změnila na martenzitickou strukturu s jinou fází tuhnutí vytvořenou svařením.



Obrázek 9-6 - Skládání obraz_H0-H0-t



Obrázek 9-7 - TOO-svar_H0-H0-t



Obrázek 9-8 - Základní materiál-TOO_H0-H0-t

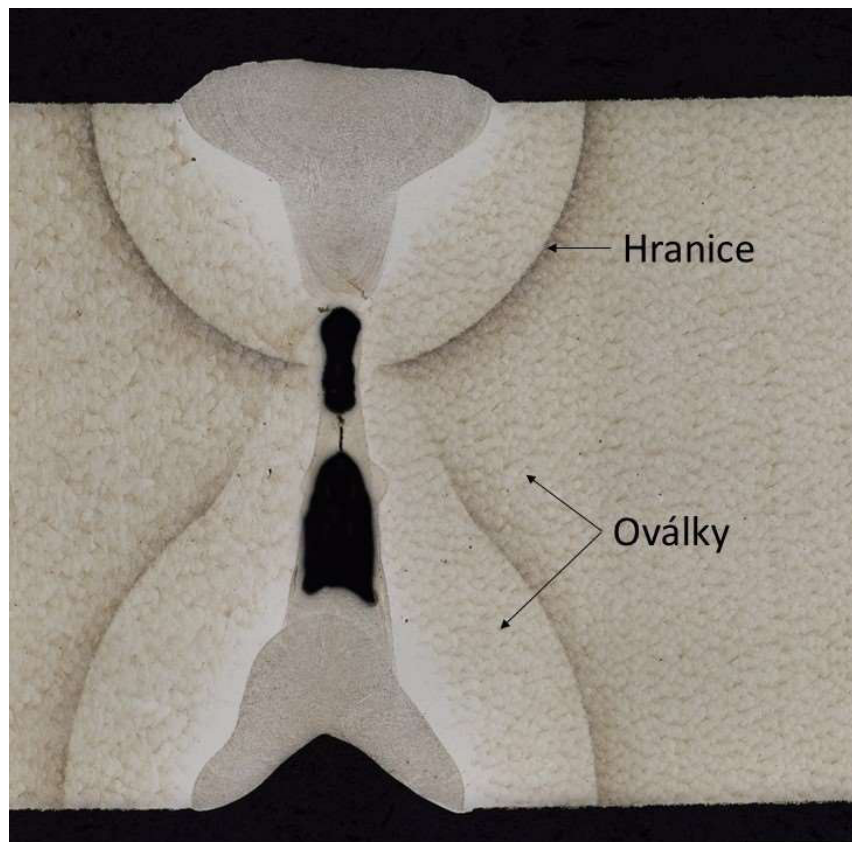


Obrázek 9-9 - Svar_H0-H0-t

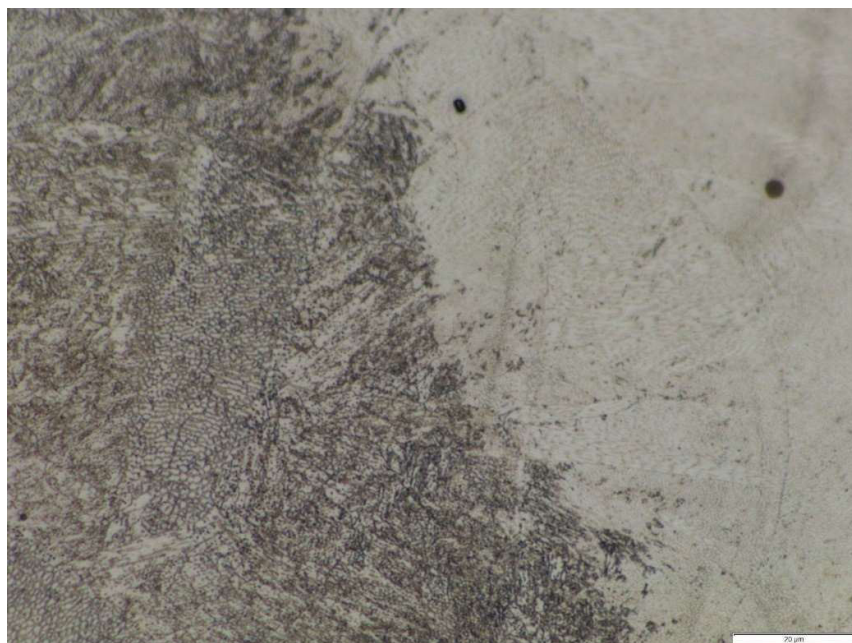
9.1.3 Vzorek MS1-MS1

V základní struktuře tepelně nezpracované oceli MS1 na *obrázku 9-10* jsou patrné oválné stopy, které jsou způsobeny metodou výroby 3D tiskem, neboli navařováním a také tmavé hranice kolem TOO. Oválky mají jemnou martenzitickou buněčnou strukturu typickou pro nástrojové oceli. Na *obrázcích 9-11 a 12* byly v TOO pozorovány martenzitické struktury, které jsou stejné jako v základním materiálu. Na *obrázku 9-11* je více přiblížená hranice mezi TOO a základním materiálem. V TOO se nachází stejná struktura jako v základním materiálu. Ve svaru na *obrázku 9-13*, lze pozorovat lici struktura martenzitu na jehož hranicích je vyloučen

zbytkový austenit. Výraznější vměstky, hlavně oxidy železa a titanu jsou vady výroby metodou 3D tisku. [32, 33]



Obrázek 9-10 - Skládání obraz_MSI-MSI



Obrázek 9-11 - Základní materiál-TOO_MSI-MSI



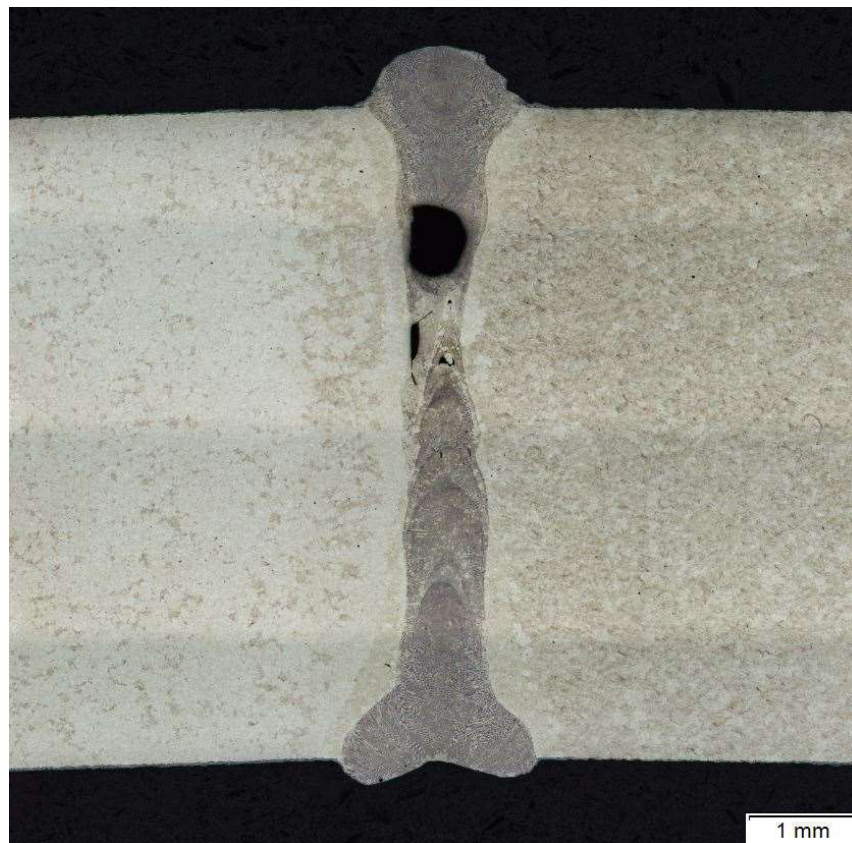
Obrázek 9-12 - TOO-svar MS1-MS1



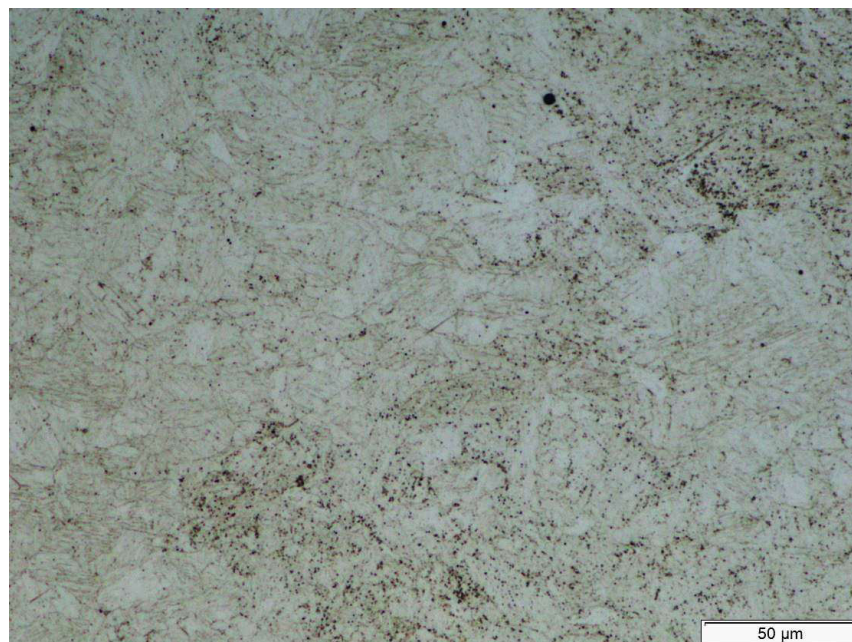
Obrázek 9-13 - Svar MS1-MS1

9.1.4 MS1-MS1-t

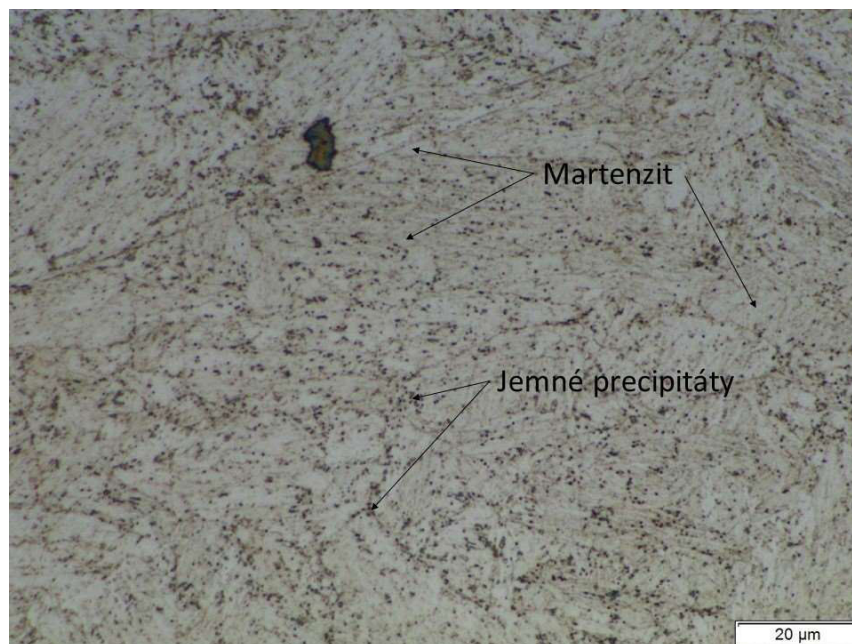
Obrázek 9-14 ukazuje makrostrukturu svaru. Při pozorování bylo zjištěno v základním materiálu zmizení oválných stop vlivem tepelného zpracování. Dále se TOO také přeměnila, podobně jako u předešlého tepelného zpracování, na strukturu základního materiálu (ZM-TOO) oceli MS1. V základním materiálu, na obrázku 9-15 a 16, byly pozorovány martenzitické matrice s jemnými precipitáty na hranicích zrn. Ve svaru na obrázku 9-17 a 18 lze pozorovat martenzitickou strukturu, ve které byl vyloučen reverzní austenit. Na hranicích zrn martenzitu a austenitu můžeme vidět souvislé precipitace.



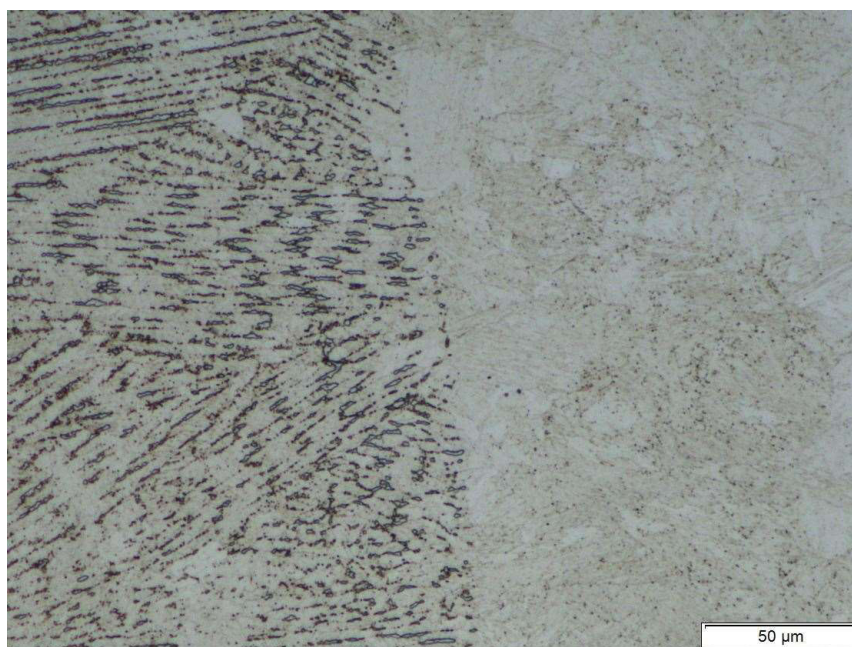
Obrázek 9-14 - Skládání obraz $_{MS1-MS1-t}$



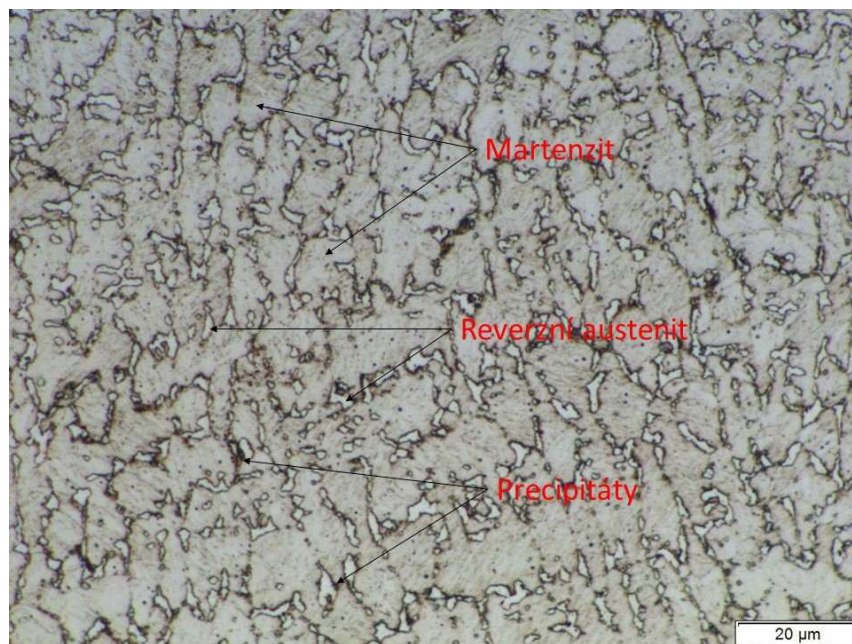
Obrázek 9-15 - Základní materiál (TOO) $_{MS1-MS1-t}$



Obrázek 9-16 - Základní materiál (TOO)_MS1-MS1-t



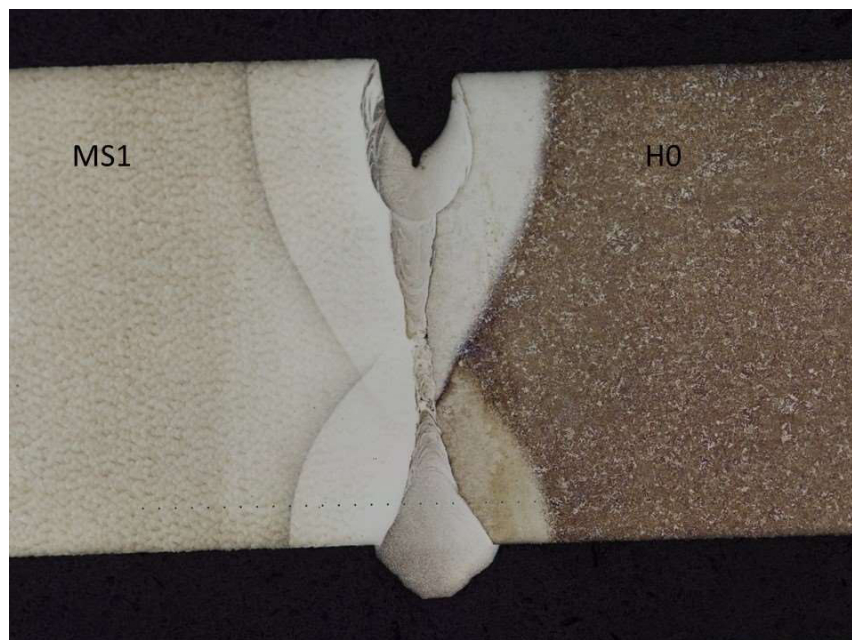
Obrázek 9-17 - TOO-svar_MS1-MS1-t



Obrázek 9-18 - Svar_MS1-MS1-t

9.1.5 Vzorek MS1-H0

Heterogenní svar ocelí MS1 a H0 kombinuje výše popsané jevy. Na obrázku 9-19, je patrná makrostruktura heterogenního svaru. Na obrázcích 9-20 lze pozorovat TOO oceli H0 a na obrázku 9-21 pak TOO oceli MS1. Ve svaru na obrázku 9-22 se vyskytuje jemný martenzit s precipitáty vyloučenými na hranicích zrn a zbytkovým austenitem.



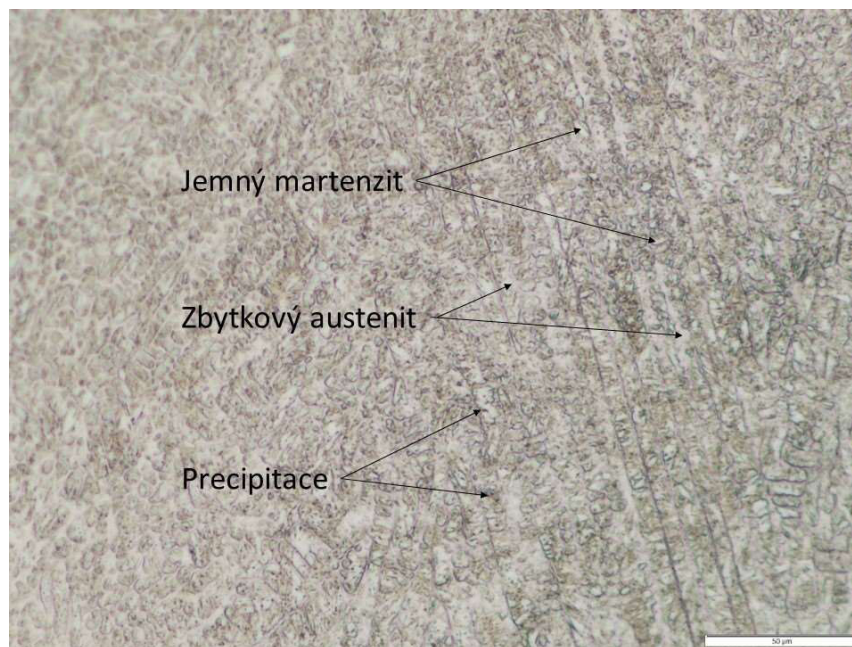
Obrázek 9-19 - Skládání obraz_MS1-H0



Obrázek 9-20 - TOO-svar-H0



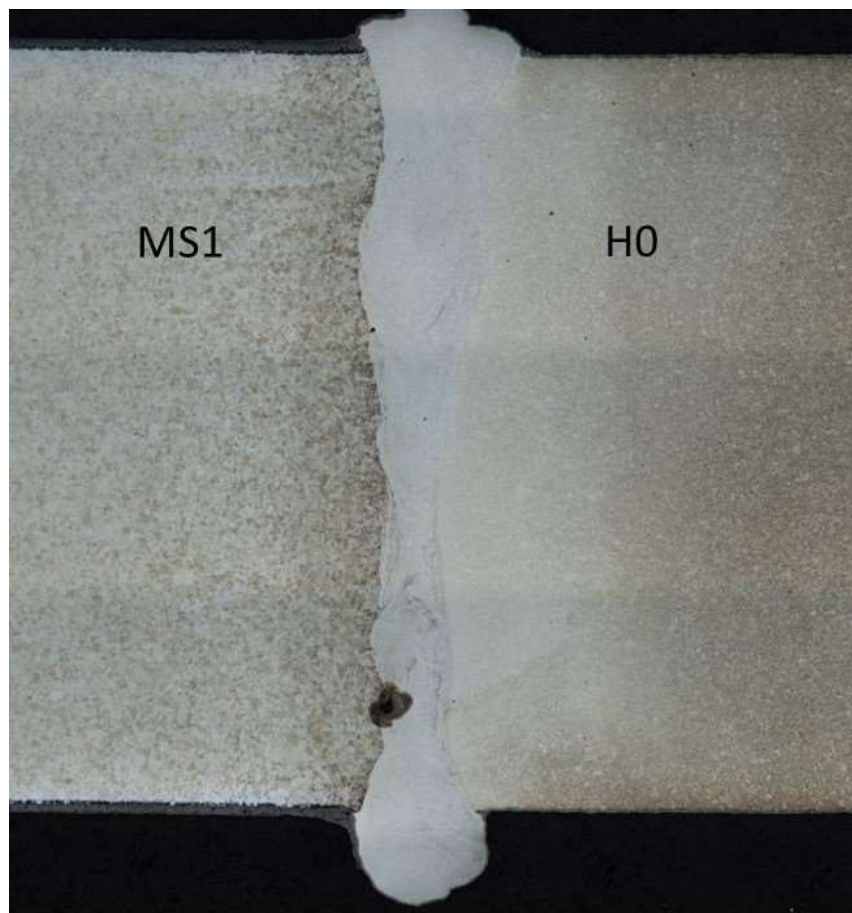
Obrázek 9-21 - TOO-MSI



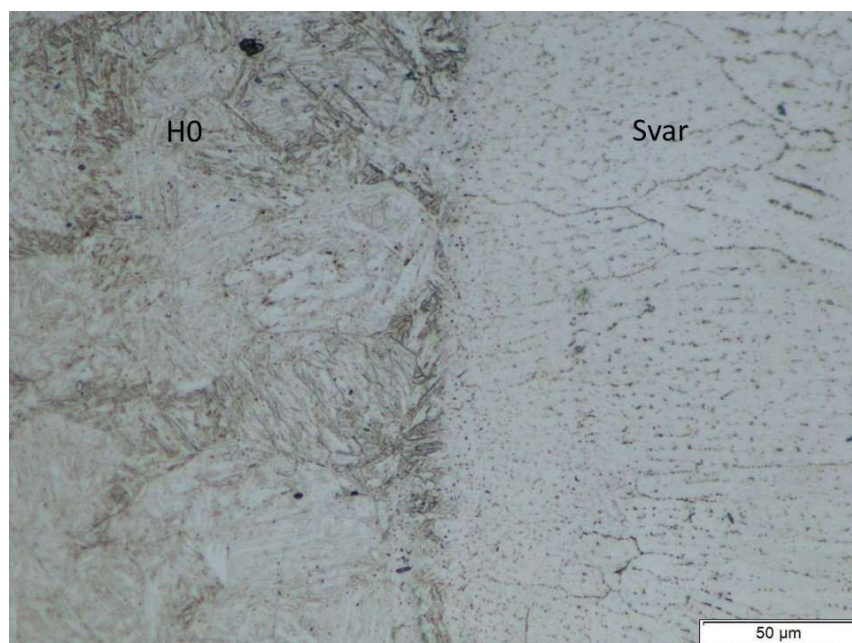
Obrázek 9-22 - Svar_MS1-H0

9.1.6 Vzorek MS1-H0-t

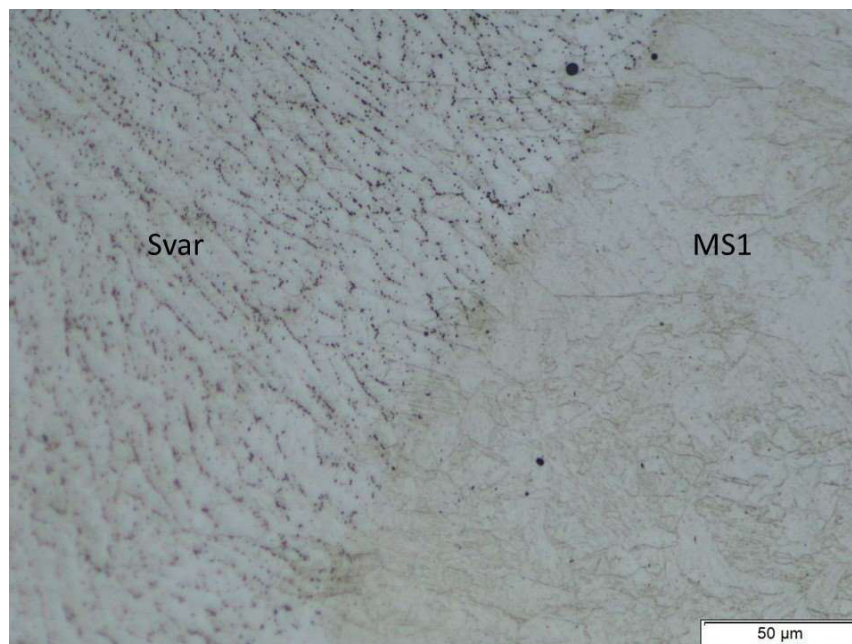
Heterogenní svar tepelně zpracovaných ocelí MS1 a H0 kombinuje výše popsané jevy pro tepelně upravené oceli. Na *obrázku 9-23* lze vidět makrostrukturu vzorku kolem svaru, dále si na něm můžeme všimnout, že TOO, vlivem tepelného zpracování, se změnila na základní strukturu (ZM-TOO) jako u předchozích vzorků. Na *obrázku 9-24* pak pozorujeme strukturu svaru a oceli H0, ta je tvořena převážně strukturou martenzitu a zbytkovým austenitem. Na *obrázku 9-25* pak lze vidět tentokrát martenzitickou matici a precipitáty typické pro ocel MS1. Tyto precipitáty jsou více patrné i ve svaru na *obrázku 9-26*.



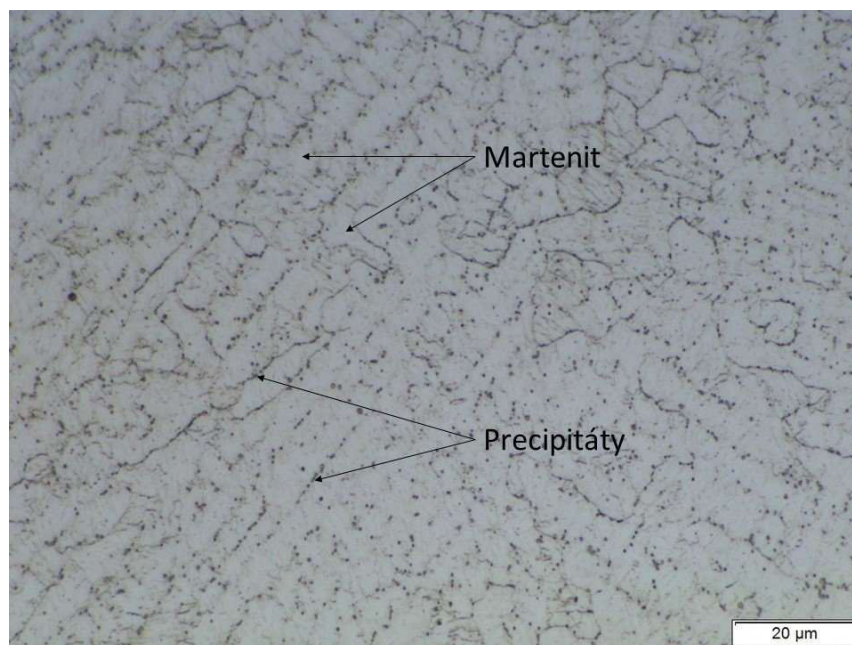
Obrázek 9-23 - Skládání obraz_MS1-H0-t



Obrázek 9-24 - Základní materiál (TOO)-svar-H0-t



Obrázek 9-25 - Základní materiál (TOO)-svar-MS1-t



Obrázek 9-26 - Svar_MS1-H0-t

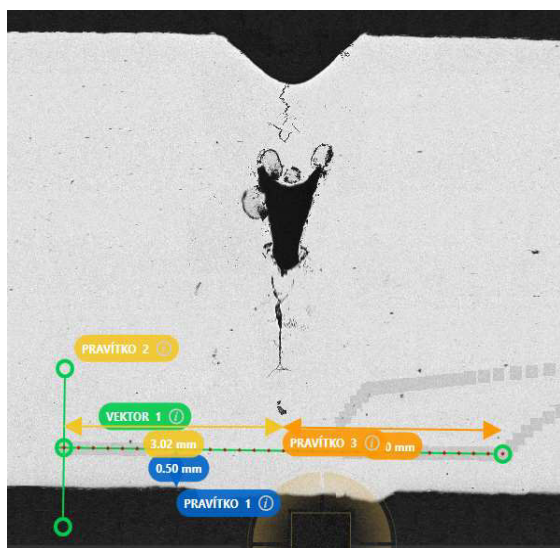
9.2 Zkouška tvrdosti

Zkoušky mikrotvrdomosti byly provedeny metodou podle Vickerse. Při zkouškách mikrotvrdomosti bylo použito zatížení HV 0,1, tedy 100. Touto zkouškou byla zjišťována mikrotvrdomost základního materiálu, TOO a svaru liniovým a mapovým způsobem.

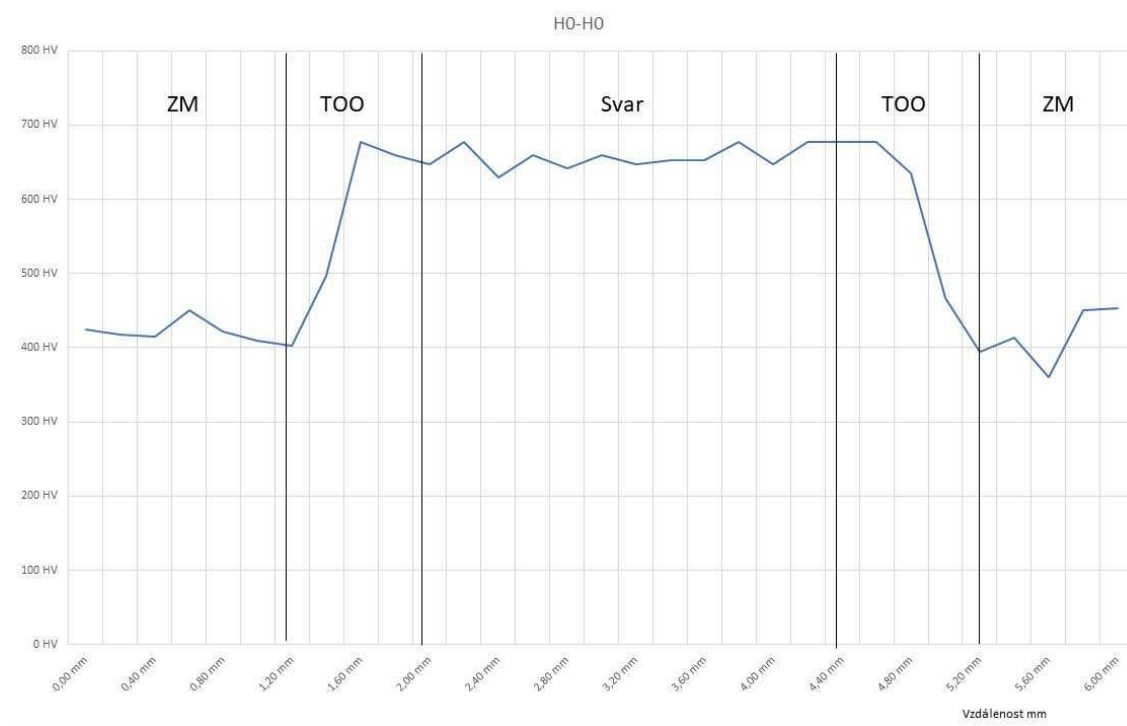
9.2.1 Vzorek H0-H0

Jedná se o vzorek homogenního svaru ocelí H0 bez tepelné úpravy. Zatížení jehlanu bylo HV 0,1 pro oba způsoby. Na *Obrázku 9-27* lze vidět vektor linie a její délku, na které leží vtisky ve vzdálenosti 0,2mm. Průběh mikrotvrdomosti oceli H0 je patrný z linie vtisků. Z jednotlivých

vtisků byla odečtena tvrdost, tyto hodnoty byly následně implementovány do grafu na *obrázku 9-28*, přesné hodnoty jsou uvedeny v *příloze č.1*. Z grafu lze vyčíst značný nárůst tvrdosti v oblasti svaru a pozvolný nárůst tvrdosti v TOO, které je velmi malá, přibližně 1 mm na obou stranách. Což lze vidět i na naleptaném vzorku.



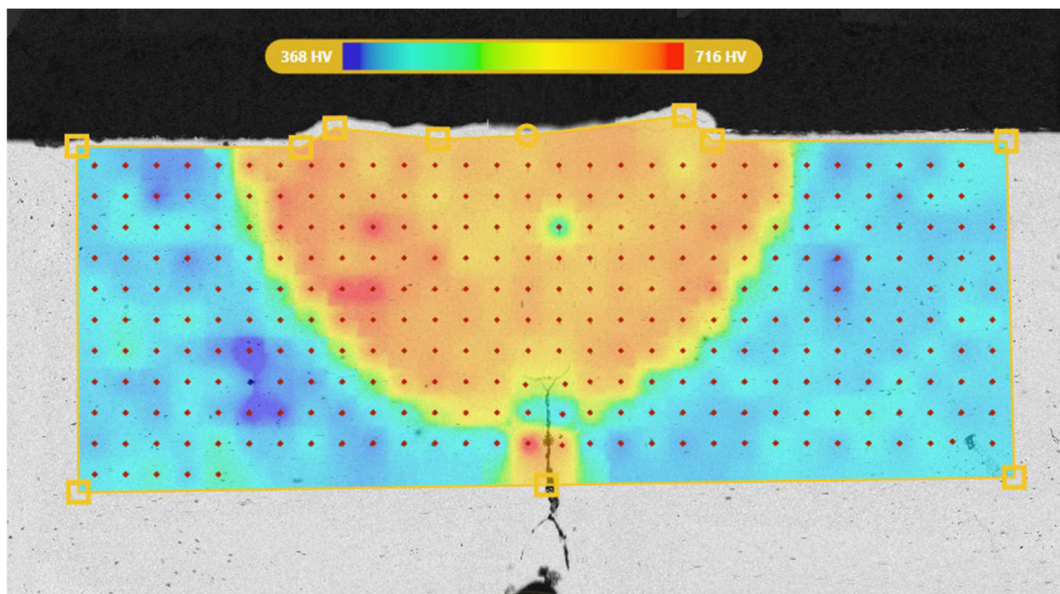
Obrázek 9-27- Linie tvrdosti *H0-H0*



Obrázek 9-28 - Graf hodnot tvrdosti *H0-H0*

Další měření bylo provedeno s větším množstvím vtisků v několika řadách a sloupcích to znamená v matici. Na *obrázku 9-29* jsou patrné výsledky z matrice, potvrzují naměřené hodnoty v celé oblasti. Jeden vtisk je výrazně měkčí než okolí. Je zřetelný uprostřed svaru s hodnotou tvrdosti přibližně 450 HV, to je způsobeno pravděpodobně tím, že pod místem měření byl vměstek nebo jiná vada způsobená svařováním, další méně pravděpodobná varianta

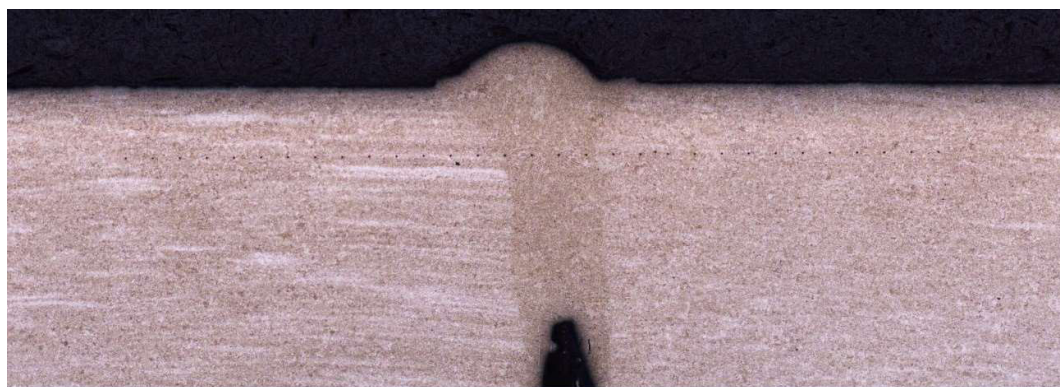
je, že se jedná o měkčí fázi. Dále je patrné, že maximální naměřená hodnota je 716 HV a minimální 368 HV.



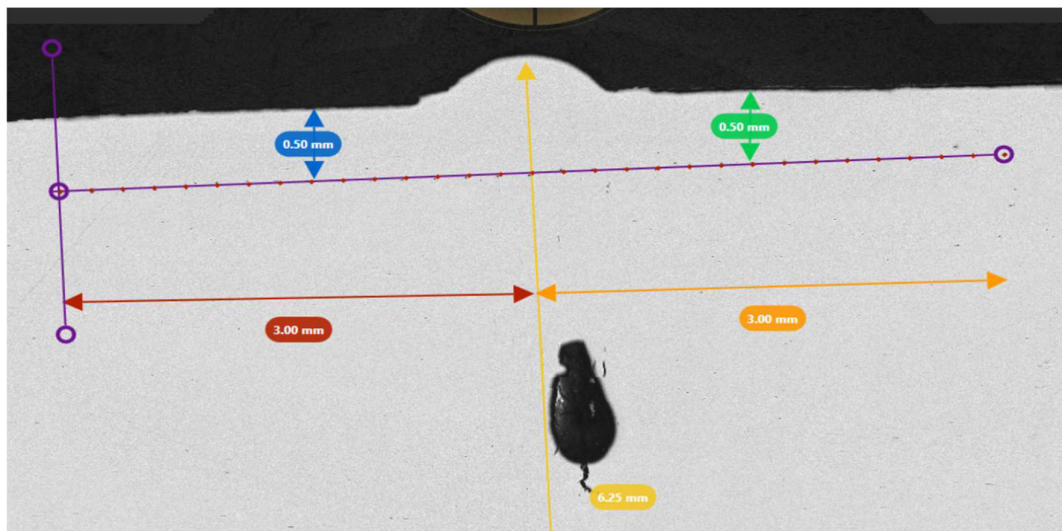
Obrázek 9-29 - Mapa tvrdosti H_0-H_0

9.2.2 Vzorek H0-H0-t

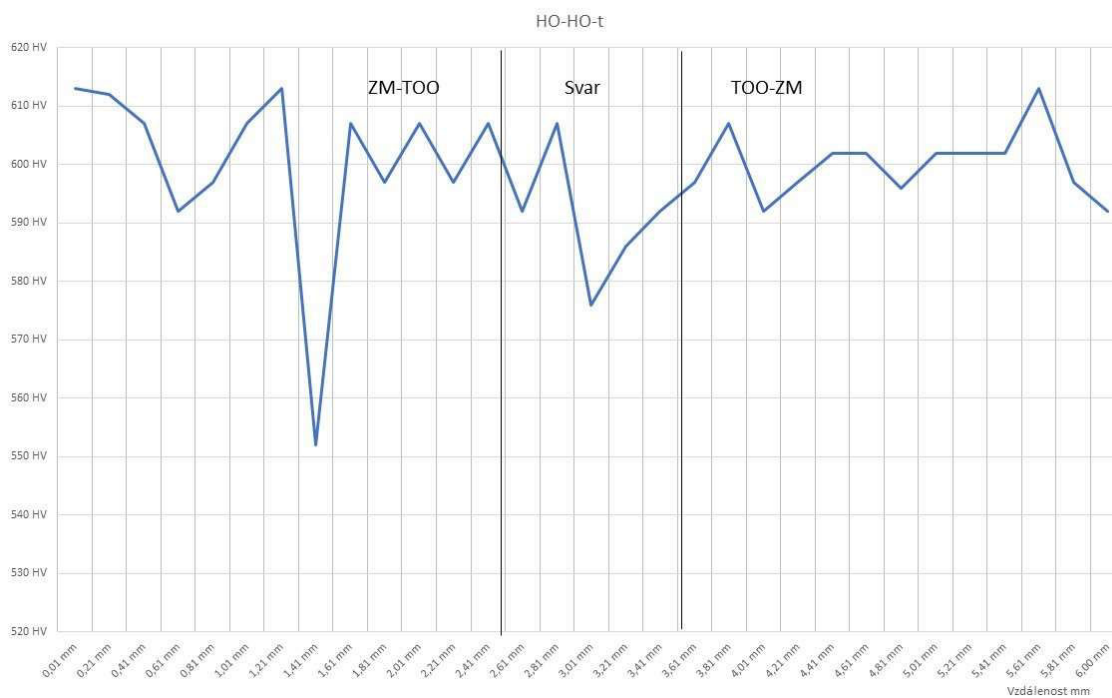
Na obrázku 9-30 je viditelná linie vtisků po naleptání materiálu a na obrázku 9-31 je zobrazen vektor linie vtisků a jeho rozměry. Na svařeném tepelně zpracovaném vzorku oceli H0 si podle grafu na obrázku 9-32 lze všimnout, že tvrdost ve svaru je totožná s tvrdostí základního materiálu a TOO, která, jak bylo vidět v mikrostruktuře, zmizela. Tvrdost se pohybuje v rozmezí 580 HV – 610 HV v celé linii. Výjimkou je jeden bod o nižší tvrdosti 550 HV, tato hodnota je pravděpodobně způsobena lokálně měkčí strukturou nebo malým vměstkem. Oproti tepelně nezpracované oceli narostla tvrdost základního materiálu a nepatrně se snížila tvrdost svaru, což vedlo k požadovanému zmenšení rozptylu tvrdosti. Hodnoty pro tvorbu grafu na obrázku 9-32 byly čerpány z přílohy č.1.



Obrázek 9-30 - Naleptaná linie vtisků H_0-H_0-t

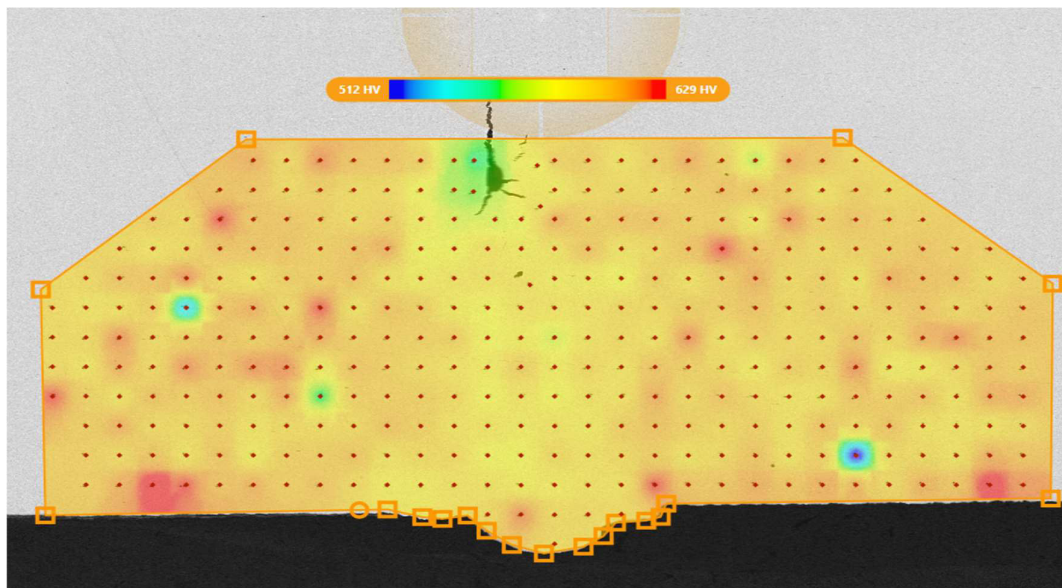


Obrázek 9-31 - Linie vtisků H_0-H_0-t



Obrázek 9-32 - Graf hodnot tvrdosti H_0-H_0-t

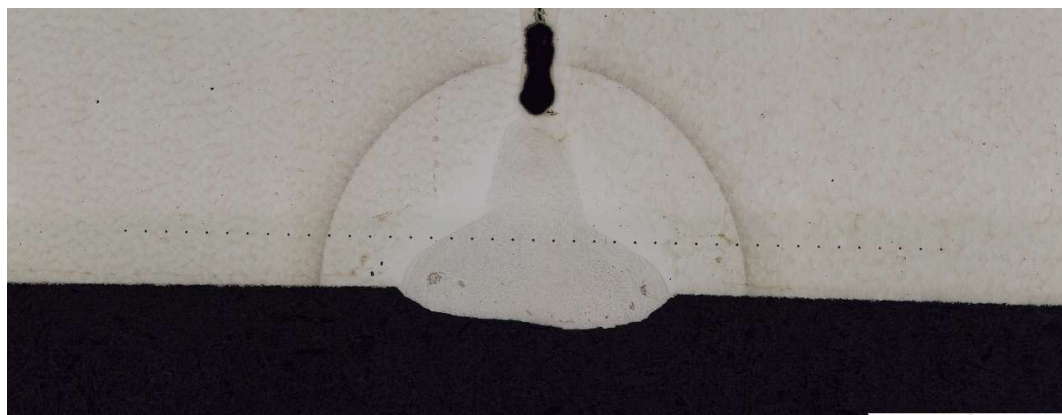
Na obrázku 9-33 je patrné, že hodnoty naměřené liniovým způsobem jsou potvrzeny maticí a lze říct, že okolí svaru má mírně vyšší tvrdost, než kořen svaru. Dále jsou v základním materiálu tepelně zpracované oceli H0 patrná lokálně tvrdší místa, což je pravděpodobně způsobeno větším množstvím martenzitické struktury v oblasti vtisku, jedná se o syté červená místa dosahující tvrdosti 629HV. A naopak místa lokálně měkčí budou zřejmě způsobena výskytem vměstků pod místem měření, konkrétně se jedná tři místa s hodnotou tvrdosti 512-530 HV.



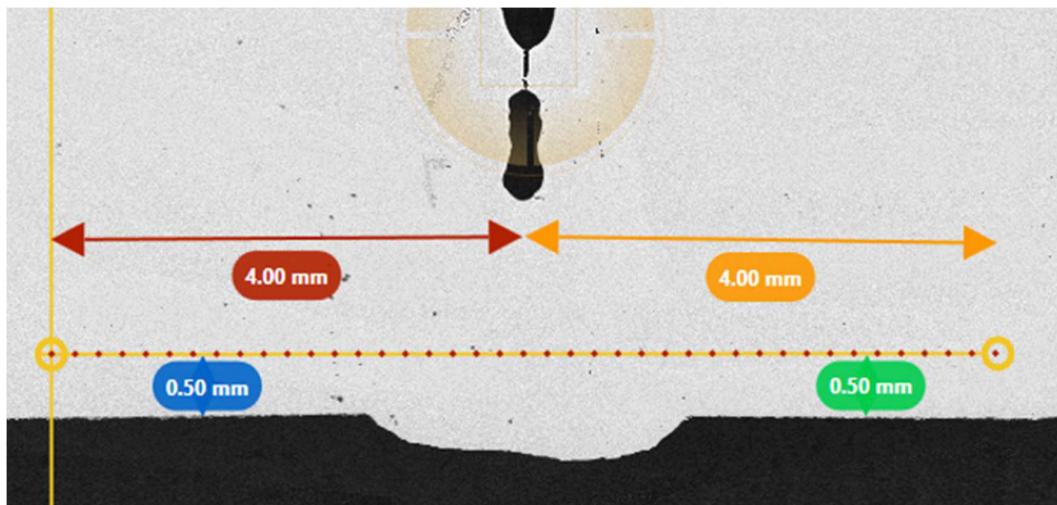
Obrázek 9-33 - Mapa tvrdosti H_0-H_0-t

9.2.3 Vzorek MS1-MS1

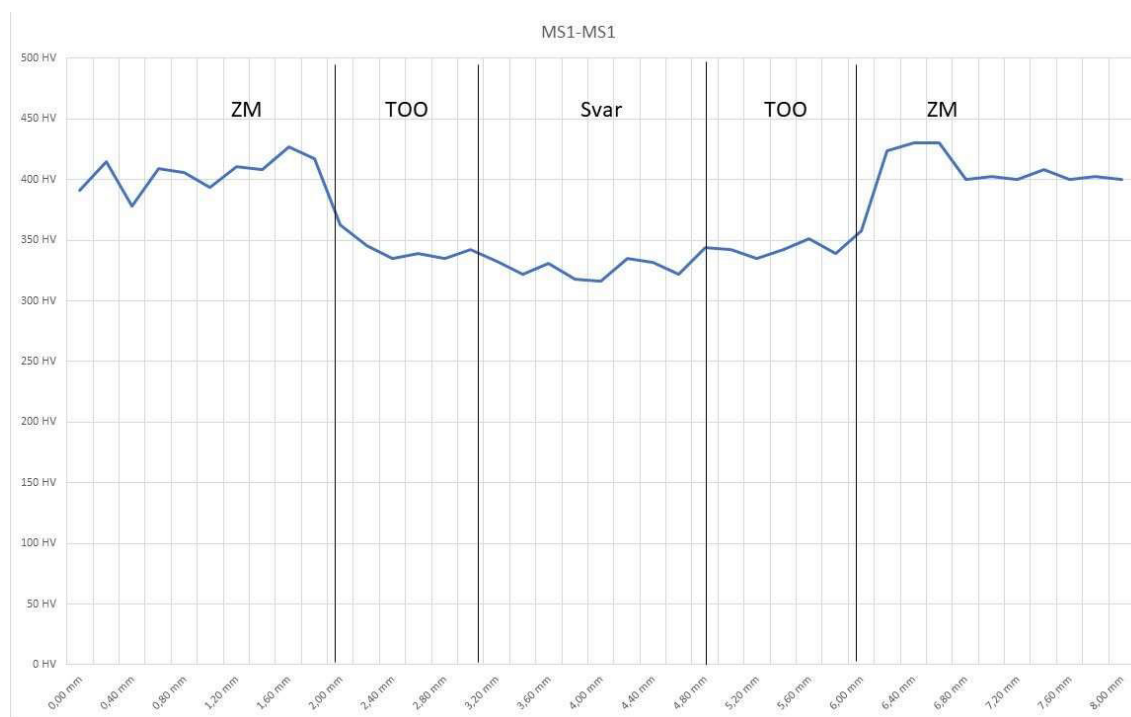
Jde o vzorek homogenního svaru ocelí MS1. Opět byla provedena linie, kterou lze vidět na *Obrázku 9-34*. Na *obrázku 9-35*, je zakreslený vektor, určující směr a místa vtisků. Na matici zobrazené na *Obrázku 9-37* bylo také použito zatížení 100g, tedy HV 0,1. Výsledky měření byly zaznamenány do tabulky, viz *příloha č.1*, ze kterých byly čerpány hodnoty do grafu na *Obrázku 9-36*. Jak lze podle měření a hodnot grafu vidět TOO oceli MS1 je větší přibližně o 0,3-0,4 mm než u vzorku oceli H0. Dále si v grafu lze všimnout, že svar je měkčí než základní materiál, což je pravděpodobně způsobeno rozpadem 3D tištěné struktury. V základním materiálu, těsně před TOO v grafu mírně naopak tvrdost narůstá a to o 30-40 HV. [34]



Obrázek 9-34 - Naleptaná linie vtisků v oceli $MS1-MS1$

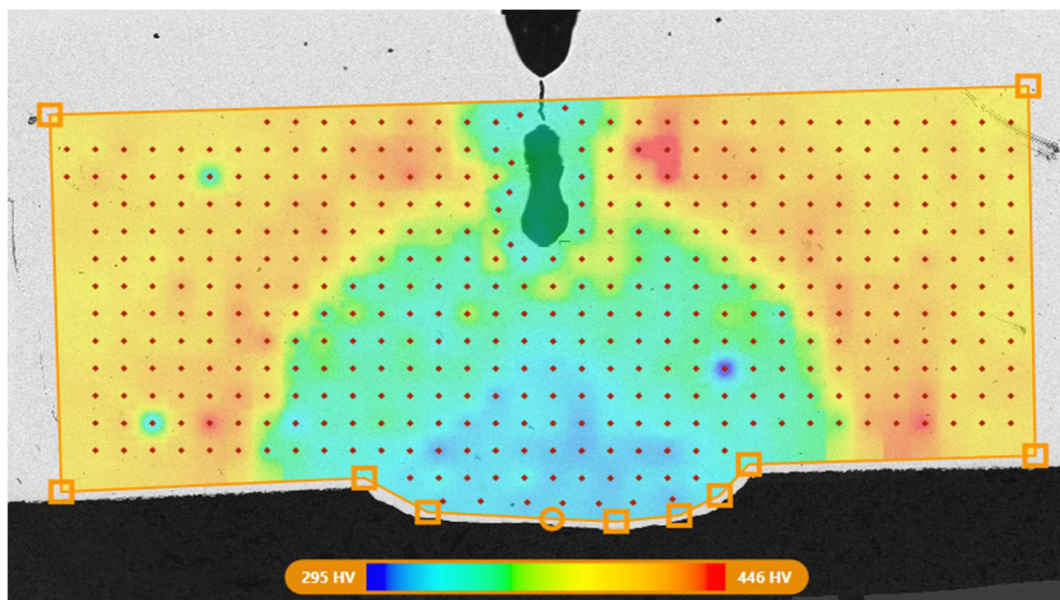


Obrázek 9-35 - Linie vtisků _MSI-MSI



Obrázek 9-36 - Graf linie mikrotvrlosti _MSI-MSI

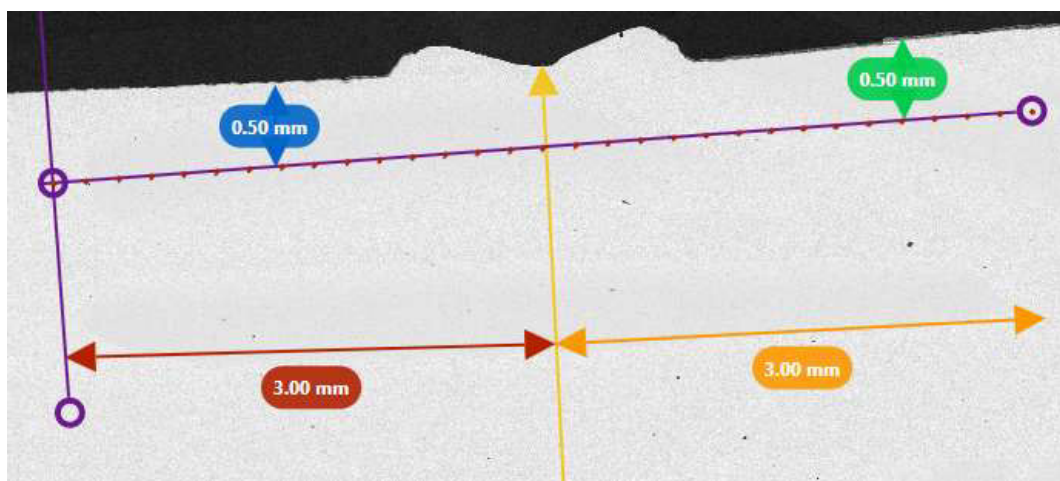
Matrice vtisků provedená na obrázku 9-37 ukazuje, že celý kořen svaru je měkčí než základní materiál. Můžeme si všimnout, že nejvyšší dosahovaná tvrdost je v oblasti základního materiálu těsně před TOO, v těchto místech je tvrdost vzorku nejvyšší a dosahuje hodnot až 446 HV, zatímco v oblasti svaru a TOO, kde je nejměkčí, dosahuje vzorek tvrdosti 320 HV. Hodnota 295 HV je pravděpodobně způsobena povrchovou vadou materiálu, to lze odvodit díky okolním hodnotám tvrdosti. Toto číslo tedy nelze považovat za nejnižší naměřenou hodnotu.



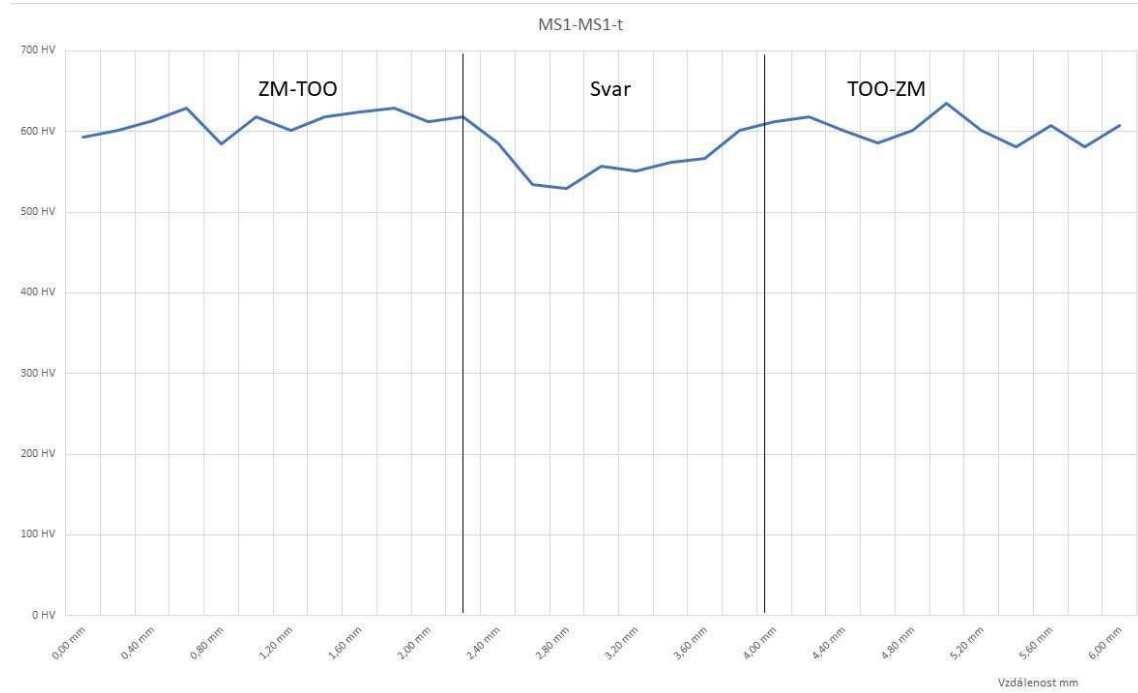
Obrázek 9-37 - Mapa tvrdosti_MS1-MS1

9.2.4 Vzorek MS1-MS1-t

Na vzorku oceli MS1 byla provedena linie vtisků, jejíž vektor s rozměry a odsazením od okraje materiálu je viditelný na *obrázku 9-38*. Po tepelném zpracování došlo ke zvýšení tvrdosti základního materiálu na 590 HV – 610 HV a v oblasti svaru na hodnoty 540 HV – 560 HV, což lze vidět na *obrázku 9-39*. U oceli MS1 po tepelném zpracování také zmizela TOO a přeměnila se na strukturu stejnou jako je struktura základního materiálu, což se projevilo i na tvrdosti, která výrazněji klesá až v oblasti svaru.

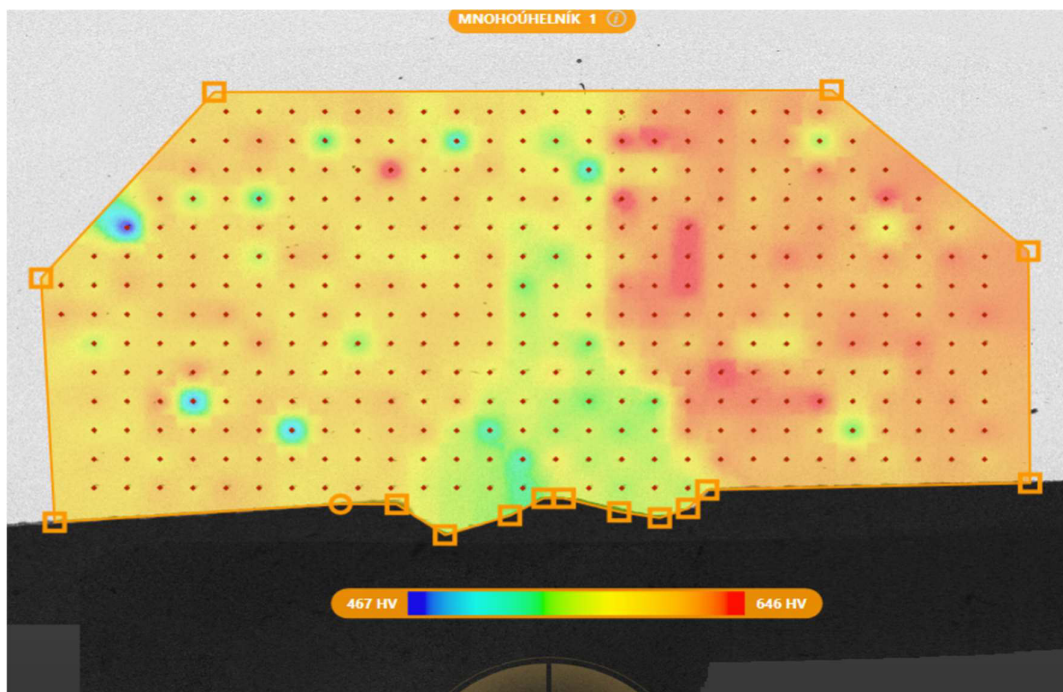


Obrázek 9-38 - Linie vtisků_MS1-MS1-t



Obrázek 9-39 - Graf linie mikrotvrlosti *MS1-MS1-t*

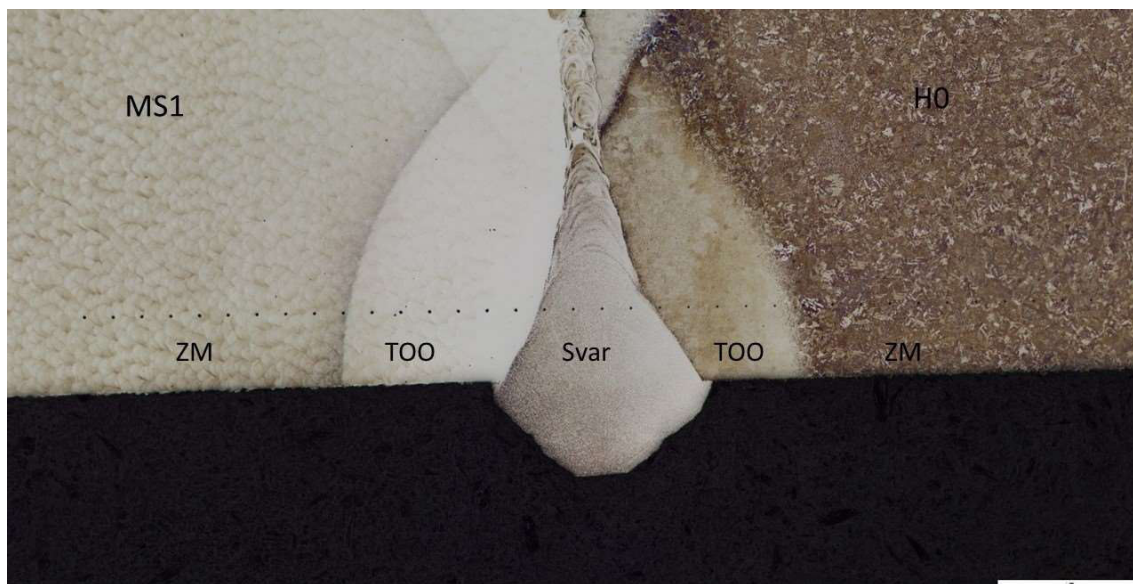
Jak je patrné na obrázku 9-40, hodnoty tepelně zpracované oceli MS1 na jedné a druhé straně se liší přibližně o 20 HV – 30 HV, to pravděpodobně být způsobeno orientací v peci, kdy jedna část vzorku mohla být lokálně více zahřata. Matrice přibližně potvrzuje hodnoty naměřené liniovým způsobem. A opět jsou zde lokální místa, na obrázku modře zbarvená, s nižší tvrdostí pravděpodobně způsobené podpovrchovými vměstky.



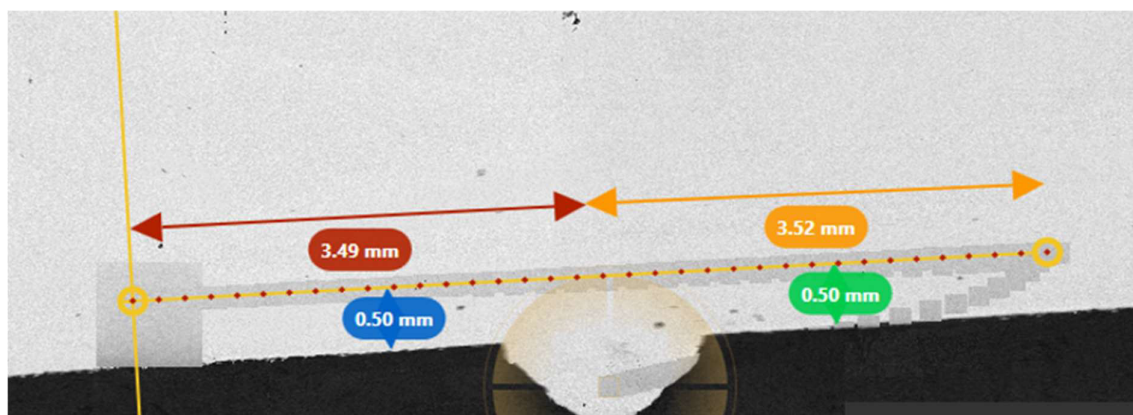
Obrázek 9-40 - Mapa tvrdosti *MS1-MS1-t*

9.2.5 Vzorek MS1-H0

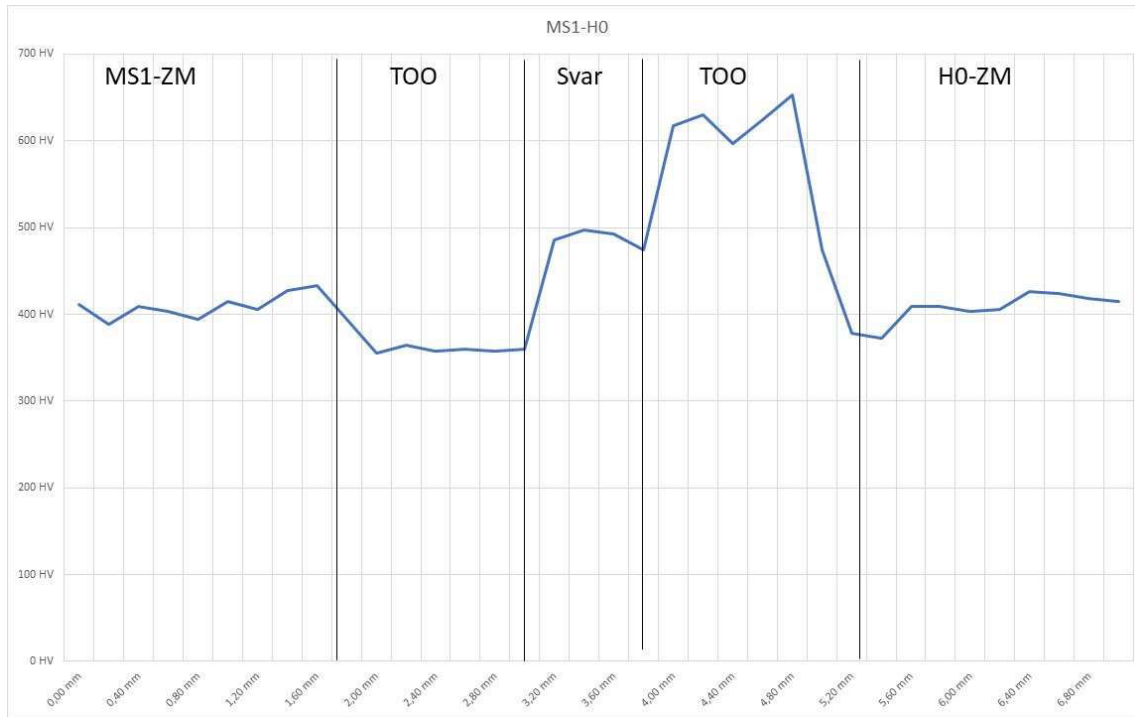
Měření mikrotvrdosti u heterogenního ocelí MS1 a H0, probíhalo stejně jako v případě homogenních svarů se zatížením HV 0,1 a líniově i mapově. Na *obrázku 9-41* lze vidět, to, co bylo pastrné v předchozích kapitolách a to, že TOO oceli MS1 je větší než oceli H0. Na *obrázku 9-42* je vytvořen vektor s rozměry a vzdálenostmi vtisků. Přesné hodnoty, podle kterých byl vytvořen graf na *obrázku 9-43*, jsou v tabulce, viz *příloha č.1*. V grafu na *obrázku 9-43* si lze všimnout, že oceli mají v původním stavu stejnou tvrdost. Tvrdost na straně MS1 klesá po přechodu ze základního materiálu MS1 do TOO a následuje nárůst na 500 HV v oblasti svaru, kde se oceli MS1 a H0 promísily. S přechodem od svaru do TOO tvrdost ještě narůstá a poté přechodem v základní materiál oceli H0 tvrdost klesá na hodnotu tepelně neovlivněného materiálu.



Obrázek 9-41 - Naleptaná linie vtisků v oceli MS1-H0

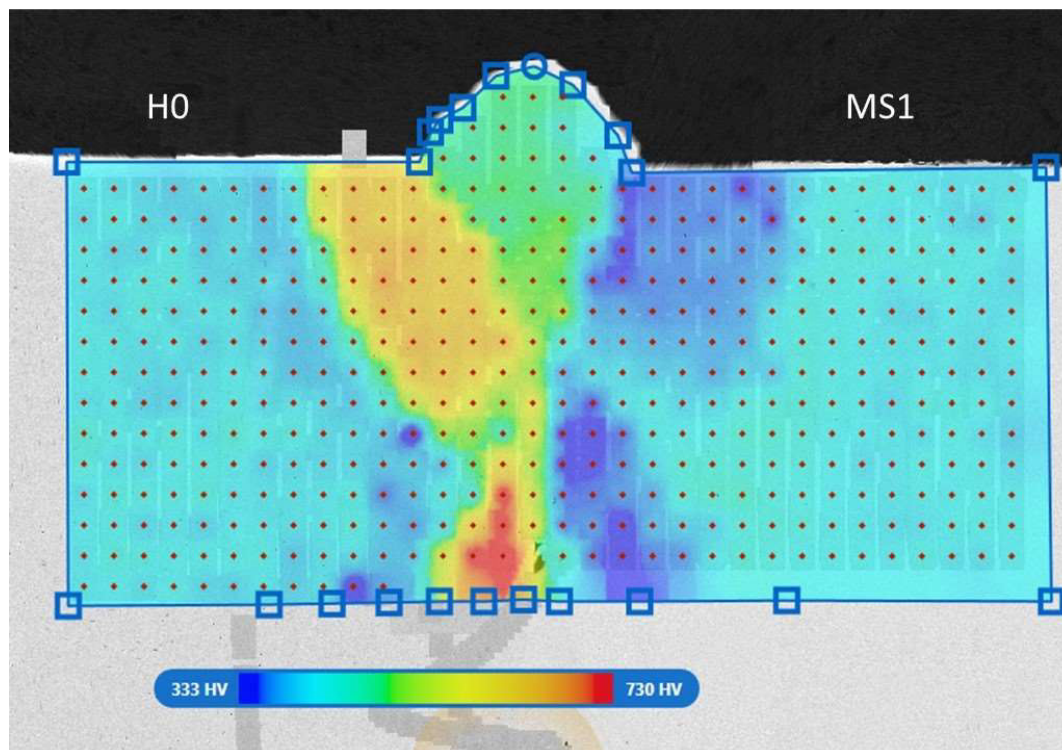


Obrázek 9-42 - Linie vtisků MS1-H0



Obrázek 9-43 - Graf linie mikrotvrdosti_MS1-H0

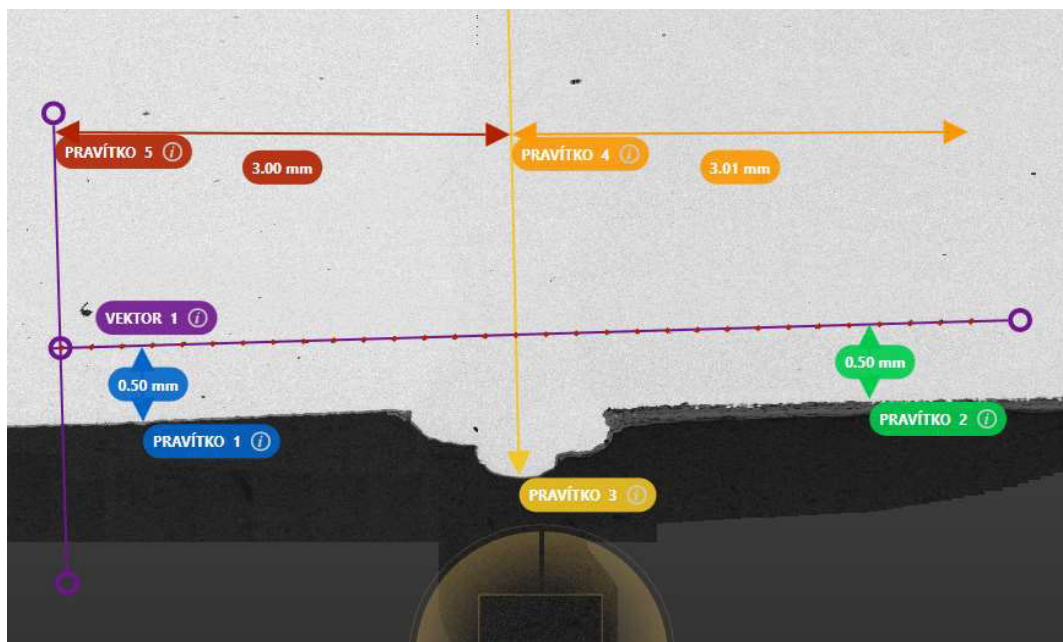
Obrázek 9-44 matrice byl použit z jiného vzorku než linie, v tomto případě je ocel H0 na levé straně a ocel MS1 na pravé. Na matrici je velmi hezky viditelné, že tvrdost v oblasti svaru na hranici s ocelí H0 je mírně vyšší než na straně oceli MS1. Matrice tvrdosti potvrzuje hodnoty získané liniovým měřením mikrotvrdosti. Nejvyšší hodnoty, zhruba 700 HV, byly naměřeny v TOO oceli H0, naopak nejnižší, které jsou přibližně 340 HV se nacházejí v místě TOO oceli MS1.



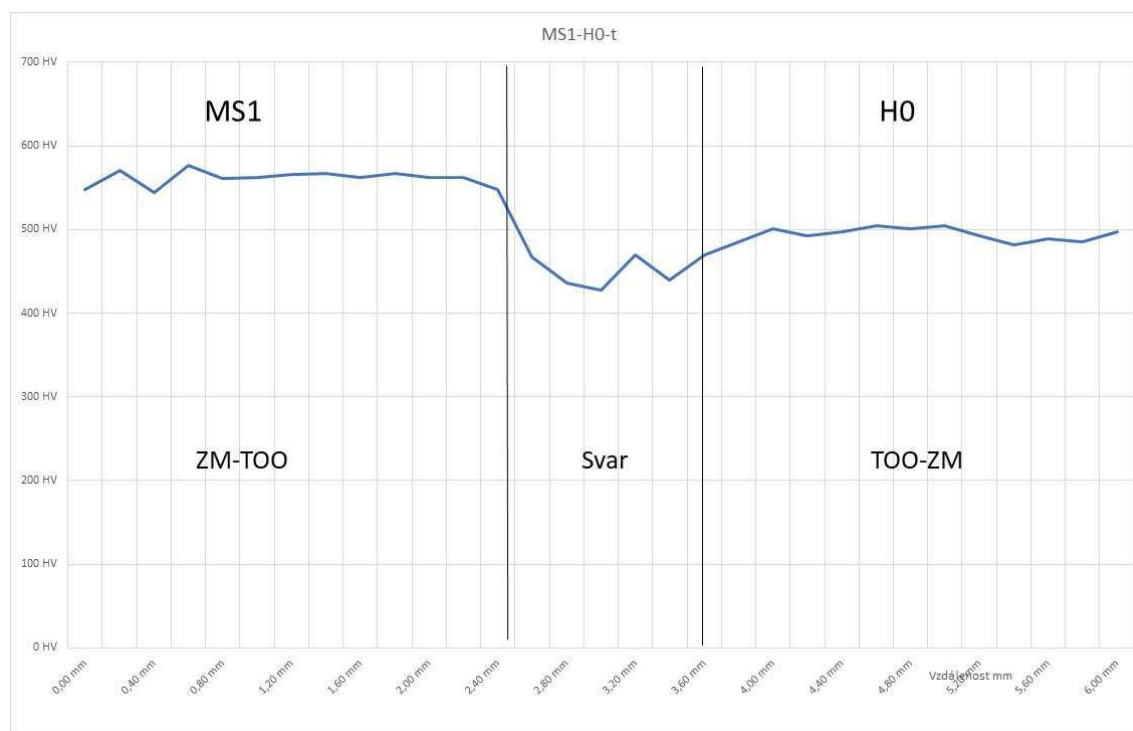
Obrázek 9-44 - Mapa tvrdosti MS1-H0

9.2.6 Vzorek MS1-H0-t

U vzorku na obrázku 9-45 je vektor pozicí vtisků a na obrázku 9-46 se nachází heterogenní svar ocelí MS1 a H0 po tepelném zpracování. V hodnotách mikrotvrdosti lze pozorovat, že ocel MS1 dosahuje vyšší tvrdosti, kolem 580 HV, zatímco ocel H0 tvrdosti, kolem 500 HV. To bylo způsobeno tepelným zpracováním, které popustilo ocel H0 a tím byla snížena její tvrdost, zatímco pro ocel MS1 se jedná o vytvrzovací teplotu, ovšem s krátkou výdrží. Jako u předchozích případů zmizela TOO, vlivem tepelného zpracování. V oblasti svaru pak klesá tvrdost na hodnotu 420 HV. Oproti tomu u tepelně nezpracovaného heterogenního svaru byla tvrdost vyšší u oceli H0, hlavně v oblasti TOO a dále došlo k navýšení tvrdosti základního materiálu obou ocelí a celkovému snížení tvrdosti kořene svaru.

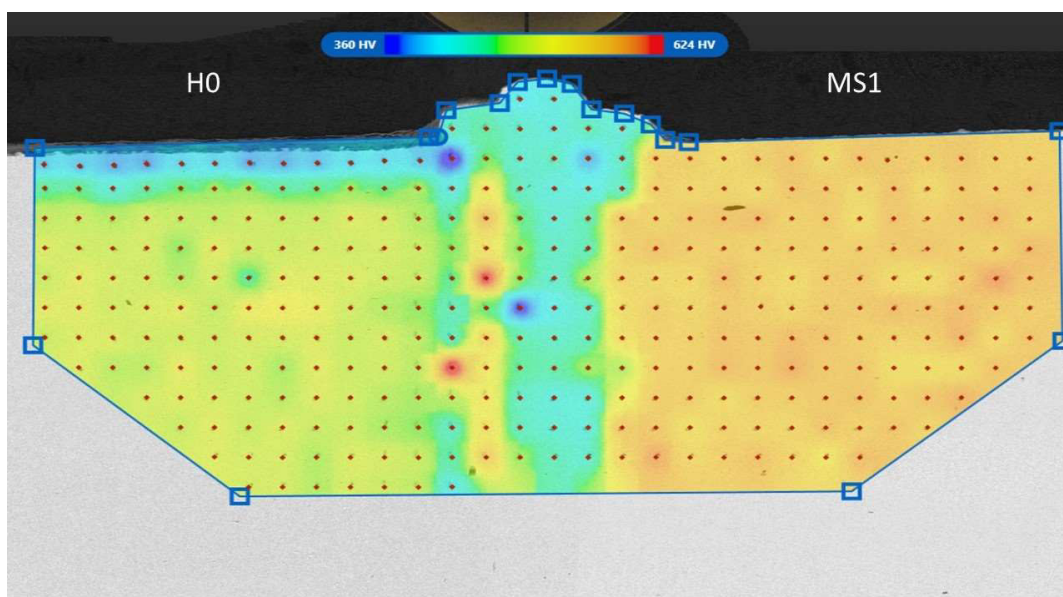


Obrázek 9-45 - Linie vtisků_MS1-H0-t



Obrázek 9-46 - Graf linie mikrotvrlosti_MS1-H0-t

Na obrázku 9-47 mapového měření tvrdosti oceli MS1 a H0 po tepelném zpracování si lze všimnout, že na oceli H0 se vytvořila na povrchu měkká, pravděpodobně oduhličená vrstva, zatímco ocel MS1 si zachovala konstantní tvrdost v celé struktuře. Na přechodu mezi ocelí H0 a swarem došlo k vytvoření tvrdé přechodové struktury. Hodnoty jsou čerpány z tabulky v příloze č.1.



Obrázek 9-47 - Mapa tvrdosti_MS1-H0-t

10. Diskuse výsledků

Zkoumáním mikrostruktury bylo zjištěno ovlivnění mikrostruktury materiálu svařováním a tepelným zpracováním po svařování oproti původnímu stavu oceli. V tepelně nezpracovaných vzorcích byla po naleptání viditelná tepelně ovlivněná oblast. Ta byla zhruba 1 mm velká v případě oceli H0 a o 0,2-0,4 mm větší u oceli MS1. Dále byly u oceli MS1 patrné oválné struktury vzniklé aditivní laserovou výrobou této oceli. V základním stavu pak ocel MS1 má strukturu jemného buněčného martenzitu, který dosahoval tvrdosti až 446 HV, v tepelně ovlivněné oblasti nedošlo ke změně struktury, ale došlo zde ke snížení tvrdosti zhruba na 350 HV, k tomu pravděpodobně došlo rozpadem 3D tištěné struktury. Ve svaru pak vznikla litá struktura martenzitu a zbytkového austenitu, který je tak malý, že ho na světelném mikroskopu nelze vidět a víme o něm jen díky literatuře. Tato struktura dosahuje nejmenší tvrdosti v celém vzorku a to přibližně 320 HV.

Na vzorcích oceli MS1 po tepelném zpracování je zřetelně viditelné, že zmizela oválná struktura 3D tisku a TOO. V ZM-TOO se vyskytuje martenzitická matrice s precipitáty, které zvýšily tvrdost oceli až na 600 HV. Ve svaru navíc došlo ke vzniku malého množství reverzního austenitu, což má za následek mírný pokles tvrdosti zhruba o 50 HV. Tepelné zpracování tedy zvýšilo mikrotvrdost v celém svaru a v základním materiálu, díky tomu byl zmenšen rozdíl mikrotvrdosti mezi svarem, TOO a základním materiálem, o 50 %, oproti tepelně nezpracovaným vzorkům oceli MS1.

Při zkoumání oceli H0 bylo zjištěno, že je tvořena převážně hrubou martenzito-bainitickou strukturou se stopami feritu v základním stavu. Tato struktura má tvrdost přibližně 450 HV. S přechodem do TOO tvrdost narůstá až na 680 HV, to nastalo hlavně z důvodu změny struktury na jemně martenzitickou s feritem vyloučeným na hranicích zrn. Ve svaru se také nachází struktura martenzitu a feritu a proto je tvrdost stejná jako v TOO.

U oceli H0 po tepelném zpracování také zmizela TOO, která se změnila ve stejnou strukturu jako základní materiál. Vlivem tepelného zpracování došlo ke změně bainitu na strukturu martenzitu a zbytkového austenitu i v oblasti svaru, kde je tato struktura jemnější. Vznik martenzitu s malým množstvím zbytkového austenitu má za následek zvýšení tvrdosti v základním materiálu, ve svaru ovšem došlo k poklesu tvrdosti, přeměnou na strukturu bez feritu. Tvrdost se v celé měřené části vzorku pohybuje od hodnoty 580 HV do 610 HV, což je výrazné zmenšení rozptylu tvrdosti oproti tepelně nezpracované oceli H0.

U heterogenního svaru tepelně nezpracovaných ocelí H0 a MS1 byla naměřena nejmenší tvrdost v části TOO u oceli MS1 a největší tvrdost v TOO u oceli H0, došlo tedy k tomu, že v obou ocelích proběhly stejné strukturální a tvrdostní změny jako v homogenních svarech. Jediný rozdíl nastal v kořenu svaru, kdy se oceli promísily a vznikla struktura s tvrdostí přibližně 490 HV a martenzitickou strukturou s precipitáty a zbytkovým austenitem.

V případě tepelně zpracovaného heterogenního svaru došlo také k přeměně TOO na strukturu základního materiálu. V případě oceli H0 došlo k přeměně na nízko-popuštěnou, převážně martenzitickou strukturu, což mělo za následek odpovídající výrazné snížení tvrdosti na hodnotu 500 HV. U oceli MS1 se pak vytvořila martenzitická matrice s precipitáty. Ty byly vytvořeny, protože zvolená teplota je pro ocel MS1 vytvrzovací teplotou. Díky velmi krátké výdrž na teplotě 490 °C ovšem precipitáty nezajistí dosažení maximální tvrdosti, kterou ocel získá až po několika hodinové prodlevě na této teplotě. Ve svaru jsou pak tyto precipitáty velmi výrazné a jsou na hranicích martenzitické struktury. Celková struktura svaru dosahuje tvrdosti 450 HV. U heterogenního spoje po tepelném zpracování byla jeho vlivem navýšena tvrdost na

450 HV až 550 HV a velmi redukována maximální a minimální tvrdost oproti tepelně nezpracovanému svaru.

Bylo zjištěno, že obě oceli jsou vhodné pro svařování, bylo by ovšem vhodnější volit jiné parametry svařování, než v této práci použitých 10 mA a 5 mm/s. Tyto parametry způsobily vznik trhlin ve svaru, v některých případech pak rozstřík kořene nebo jeho vytečení. Pro zabránění vzniku trhlin a pro kvalitnější provaření kořene svaru by bylo vhodné volit minimálně předehřev. Další možností by bylo snížení tepla přivedeného do svaru, tedy snížení proudu a snížení rychlosti posuvu paprsku, aby došlo k provaření kořenu. Například na 4 mA a 2 mm/s, popřípadě i tuto metodu doplnit o předehřev. Můžeme konstatovat, že do materiálu bylo vneseno dostatečné množství tepla, aby byly vytvořeny TOO a kořen svaru, dostatečné na hodnocení mikrostruktury a mikrotvrdosti. Z důvodu poruchy elektronové svářečky v létě 2022 a velmi dlouhé dodací lhůty klíčového náhradního dílu nebylo z časových důvodů možné odzkoušet v rámci této bakalářské práce větší počet variant svařovacích parametrů.

11. Závěr

Práce se podrobně zabývá elektronovým svařováním dvou druhů vysocepevných ocelí, jeho principy, výhodami, nevýhodami, chováním elektronů, dále popisuje zařízení pro elektronové svařování, nastavitelné parametry důležité pro svařování, ovládání a fokusaci paprsku, jednotlivé části a jejich funkce.

Věnuje se také vysocepevným ocelím a jejich druhům, legujícím prvkům a svařitelnosti. Práce je zaměřena především na martezenické vysocepevné oceli a konkrétní druhy oceli 42SiCr(H0) a 18Ni300(MS1), které byly použity při experimentu, byly zkoumány možnosti jejich tepelného zpracování, především pak proces quenching and partitioning pro ocel H0 a žíhání s precipitací pro ocel MS1, kde by těmito způsoby mělo být dosaženo velmi dobrých vlastností těchto ocelí, především pak tvrdosti.

V experimentální části práce jsou popsány parametry svařování a vytvořené typy vzorků, následně pak postup jejich přípravy pro pozorování a měření. Svařování bylo prováděno elektronovým paprskem, svary měly mnoho nedokonalostí, především trhlin. Ovšem z hlediska cíle bakalářské práce byly svary dostatečné pro pozorování mikro a makrostruktury, pro zkoušky tvrdosti, a hlavně pak pro tepelné zpracování, které, i pokud by volbou jiných parametrů svařování došlo k tvorbě jiných struktur, by bylo stále vypovídající. Pokud by byla zkoumána i tažnost vzorků, pak jsou tyto svary nedostatečné a pro případné zkoušky by musely být změněny parametry svařování, jako například snížení rychlosti posuvu paprsku a snížení proudu tvořícího paprsek.

Na začátku práce byly vytyčeny cíle, kterými bylo zjištění strukturální změny a změny v mikrotvrdosti základního materiálu proti TOO a kořenu svaru. Dále pak bylo cílem eliminovat rozsah tvrdosti a pokusit se, co nejvíce sjednotit strukturu svaru, TOO a základního materiálu. Toho bylo dosaženo volbou vhodného tepelného zpracování zvoleného podle typu materiálu a svaru. Rozsahy mikrotvrdosti po tepelném zpracování byly velmi malé, ve srovnání s tepelně nezpracovanými ocelmi. To se ukázalo především u heterogenního svaru, kde došlo k velkému vyrovnání tvrdosti po tepelném zpracování. Stanovené cíle byly splněny.

Vzorky H0 a MS1 byly zvoleny, protože se jedná o vlastnostmi podobné oceli. Hlavním rozdílem mezi nimi je, že ocel H0 je mnohem méně legovaná, tedy levnější a způsob výroby oceli MS1 je časově i finančně náročnější než oceli H0, zejména při tvorbě celých součástí. Svařitelnost byla zkoumána především z důvodu, zdali by bylo možné vytvořit funkční plochu, například obráběcího nástroje z oceli MS1, která by byla navařena na základní tvar nástroje z oceli H0. Bylo zjištěno, že ocel H0 a MS1 je možné svařit a tepelně zpracovat, při volbě parametrů, podobným kalení a popouštění, tak aby u oceli MS1 došlo k precipitaci a u oceli H0 k popouštění. Pro optimalizaci tepelného zpracování by muselo být vyzkoušeno více druhů tepelného zpracování.

12. Seznam použité literatury

- [1] WEGLOWSKI, M., BLACHA, S., PHILIPS, A. *Electron beam welding - Techniques and trends - Review*. Vaccum. 130, 2016, pp. 72-92.
- [2] HRIVŇÁK, I. *Zváranie a zvariteľnosť materiálov*. Bratislava: Slovenská technická univerzita, 2009. Edícia vysokoškolských učebníc.
ISBN: 978-80-227-3167-6.
- [3] KRAMÁR, T., KOLARÍK, L., VONDRUŠ, P., KOVANDA, K., a MÁLEK, J. *Elektronové svařování - perspektivní metoda pro speciální materiály*. MM Průmyslové spektrum: Příloha: Spojování a dělení materiálů. Praha: Vogel Publishing, 2016, č. 1 a 2, 14-15. ISSN: 1212-2572.
- [4] ADAM, V., CLAUS, U., DOBENECK, D., KRÜSSEL, T. and LÖWER, T. *Electron Beam Welding – The fundamentals of fascinating technology*. Burg: pro-beam AG & Co. KGaA, 2011, 98 s.
- [5] LIENERT, T. J., BABU, S. S., SIEWERT, T. A. and ACOFF, V. L. *ASM Handbook: Welding Fundamentals and Processes*, vol. 6A. Materials Park OH: ASM International. 2011, 920 s.
- [6] SCHULTZ, H. *Electron beam Welding*. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd., 1993. ISBN: 1-85573-050-2.
- [7] ZOBAČ, M. *Řízení a diagnostika elektronového svazku pro pokročilé technologie*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2009. 158 s. Vedoucí disertační práce prof. RNDr. Bohumila Lencová, CSc.
- [8] *Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines*, International Iron and Steel Institute, Committee on Automotive Applications, 2006.
- [9] BUZZICHELLI, G., ANELLI, E. *Present Status and Perspectives of European research in the field of advanced structural steels*. ISIJ International. 2002, Vol. 42, No. 12., s. 1354-1363. ISSN 0915-1559.
- [10] BAUER, D. *Inovativní technologie v automobilovém průmyslu*. MM Průmyslové spektrum [online]. 2021. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/inovativni-technologie-v-automobilovem-prumyslu>
- [11] NĚMEČEK, S. *Ocel, materiál pro jednadvacáté století*. In: [online]. 2021 Dostupné z: <https://vesmir.cz/cz/casopis/archiv-casopisu/2011/cislo-6/ocel-material-pro-jednadvacate-stoleti.html>
- [12] TOTTEN, G. E. *Steel heat treatment: Metallurgy and technologies*. 2006. ISBN 978-0849384554.
- [13] KVAČKAJ, T. *Výskum ocelových materiálov pre ultralahkú karosériu osobných automobilov*. Acta Metallurgica Slovaca [online]. 2021, 389 - 403 ISSN 1338-1156. Dostupné z: http://www.ams.tuke.sk/data/ams_online/2005/number4/mag01/mag01.pdf
- [14] KONEČNÝ, M. *Parametry jakosti svařování vysokopevnostních materiálů při stavbě automobilu*. Pardubice, 2009. Diplomová práce. Univerzita Pardubice.
- [15] HRIVŇÁK, I. *Zváranie a zvariteľnosť materiálov*. Bratislava: STU, 2009. ISBN 978-80-227-3167-6.

- [16] ZRNÍK, J., et al. Příprava ultrajemných a nanokrystalických kovových materiálů extrémní plastickou deformací a jejich vlastnosti. Ostrava: Repronis, 2007. 76 s. ISBN 978-80-7329-53-2.
- [17] BOHUSLAV, M., JIRKOVÁ, H., HAUSEROVÁ, D., KUČEROVÁ, L., KLAUBEROVÁ, D. The Effect of Mn and Si on the Properties of Advanced High Strength Steels Processed by Quenching and Partitioning. Materials Science Forum. Švýcarsko: 2010, s. 94-97, Vols. 654-656.
- [18] KUČEROVÁ, L., JIRKOVÁ, H., HAUSEROVÁ, D., MAŠEK, B. Mikrostrukturní rozbor oceli 42SiCr. 1. Mezinárodní konference Mikroskopie a nedestruktivní zkoušení materiálu. Litoměřice: FVTM UJEP Ústí n.L., 2010, s. 1-10. ISBN: 978-80-7414-280-2
- [19] JECH, J. Tepelné zpracování oceli: Metalografická příručka. Praha: SNTL, 1983.
- [20] WANG, Y., ZWAAG, S. Stabilization mechanisms of retained austenite in transformation-induced plasticity steel. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 32A, 2001, p.1527-1539.
- [21] PAVLÍČEK, J. Svařování speciálních ocelí HARDOX a WELDOX: Studijní opora [online]. Dostupné z: <https://adoc.pub/studijni-opora-svaovani-specialnich-oceli-hardox-a-weldox-in.html>
- [22] KOCICH, R. Termomechanické procesy tváření: Studijní opora [online]. Ostrava, 2021. Dostupné z: http://katedry.fmfi.vsb.cz/Modin_Animace/Opory/02_Metalurgicke_inzenyrstvi/11_Termomechanicke_procesy_tvareni/Kocich_Termomechanicke_%20procesy_tvareni.pdf
- [23] BENEŠOVÁ, S. Termomechanické zpracování. MMSpektrum [online]. 2021 .Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/termomechanicke-zpracovani.html>
- [24] Materiály a jejich chování při svařování: Učební texty pro mezinárodní/evropské svářečské inženýry a technology (I/EWE, I/EWT). Ostrava, 2016.
- [25] ČSN EN ISO 13916. Svařování - Směrnice pro měření teploty předehřevu, teploty interpass a teploty ohřevu. Praha: Česká agentura pro standardizaci, 2018.
- [26] HERMAN, P. Svařování jemnozrnných, vysokopevnostních ocelí. Konstrukce [online]. 2021. ISSN ISSN 1803-8433. Dostupné z: <http://old.konstrukce.cz/clanek/svarovani-jemnozrnnych-vysokopevnostnich-oceli/>
- [27] ČSN EN 1011-2. Svařování - Doporučení pro svařování kovových materiálů - Část 2: Obloukové svařování feritických ocelí. Praha: ČESKÝ NORMALIZAČNÍ INSTITUT, 2002, 56 s.
- [28] KOUKAL, J., SCHWARZ, D. a HAJDÍK, J., Materiály a jejich svařitelnost. Ostrava: Český svářečský ústav, 2009. ISBN 9788024820255.
- [29] MAŠEK, B., JIRKOVÁ, H., KLAUBEROVÁ, D., PETRENEC, M., BERAN, P. Nekonenční termomechanické zpracování vysokopevných nízkolegovaných ocelí. In COMAT 2010, Plzeň, Česká republika.
- [30] WANG, Y., Study of a novel Ultra-High Strength Steel with adequate ductility and toughness by Quenching-Partitioning-Tempering Process. Materials Science Forum. Switzerland: 2010, s. 37-40.

- [31] PEKOVIĆ, M., JENÍČEK, Š., RUBEŠOVÁ, K., VOREL, I., JIRKOVÁ, H., Welding of 42SiCr High-Strength Steel. Faculty of Mechanical Engineering – Regional Technological Institute, University of West Bohemia. [online] 2021. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/323503391_Welding_of_42SiCr_High-Strength_Steel
- [32] RAO, Muktinatalapati a Sivasubramanian, K. Significance of Alloying Element Levels in Realizing the Specified Tensile Properties in 18 wt% Nickel Maraging Steel. Materials Sciences and Applications. Scientific Research Publishing, 2011, 2(08), 1116-1120.
- [33] DECKER, R., Novak, C.J. a Landig, T.W. Developments and projected trends in maraging steels. JOM [online].
- [34] KUČEROVÁ, L, BURDOVÁ, K., JENÍČEK Š., CHENA I., Effect of solution annealing and precipitation hardening at 250°C-550°C on microstructure and mechanical properties of additively manufactured 1.2709 maraging steel, MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING A, 814, 141195, 2021, 0.1016/j.msea.2021.141195

Příloha č.1

Tabulky mikrotvrdomsti