



# VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

## FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

## ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

# VLIV TLOUŠŤKY MATERIÁLU NA ŠÍŘKU A VLASTNOSTI TEPELNĚ OVLIVNĚNÉ OBLASTI

EFFECT OF MATERIAL THICKNESS ON THE WIDTH AND PROPERTIES OF THE HEAT-AFFECTED ZONE

## DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

## AUTOR PRÁCE

AUTHOR

**Bc. Tomáš Horák**

## VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

**Ing. Jaroslav Kubíček, IWE**

**BRNO 2024**

# Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav strojírenské technologie  
Student: **Bc. Tomáš Horák**  
Studijní program: Strojírenská technologie  
Studijní obor: Strojírenská technologie  
Vedoucí práce: **Ing. Jaroslav Kubiček, IWE**  
Akademický rok: 2023/24

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.1111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

## Vliv tloušťky materiálu na šířku a vlastnosti tepelně ovlivněné oblasti

### Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Tepelný cyklus při svařování výrazně ovlivňuje okolí svarového kovu difúzí tepla a tím změnu vlastností základního materiálu. Odvod tepla z místa svařování silně závisí na okolním objemu kovu, tudíž tloušťce svařovaného materiálu. Diplomová práce je zaměřena na stanovení rozsahu a charakteru změn strukturních fází v tepelně ovlivněné oblasti různých tlouštěk vysokopevnostní oceli.

### Cíle diplomové práce:

Provést rozbor zadání se zaměřením na rešerši problematiky vysokopevnostních ocelí a MAG svařovací technologie.

Navrhnout experiment s ohledem na použitý základní materiál a jeho tloušťky.

Provést experiment.

Vyhodnotit vliv tloušťky na strukturní a rozměrové změny tepelně ovlivněné oblasti.

### Seznam doporučené literatury:

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Welding, brazing, and soldering. 10. vyd. Ohio: METALS Park, 2016. ISBN 978-0871703828.

AMBROŽ, Oldřich; KANDUS, Bohumil a KUBÍČEK, Jaroslav. Technologie svařování a zařízení. Ostrava: ZEROSS, 2001. ISBN 80-85771-81-0.

MUSIL, Miloslav; MORAVEC, Jaromír et al. Výroba a aplikované inženýrství ve svařování. Česká Třebová: DOM-ZO 13, 2017.

HRIVŇÁK, Ivan. Teória zvariteľnosti kovov a zliatin. Bratislava: VEDA, 1989. ISBN 80-224-0016-5.

ONDREJČEK, Peter. Zváranie ocelí v ochrane plynov taviacou sa elektródou, Bratislava: ETERNA PRESS, 2003. ISBN 80-968359-5-5.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2023/24

V Brně, dne

L. S.

---

Ing. Jan Zouhar, Ph.D.  
ředitel ústavu

---

doc. Ing. Jiří Hlinka, Ph.D.  
děkan fakulty

## **ABSTRAKT**

Práce se zabývá svařováním vysokopevnostní oceli metodou MAG a vyhodnocení strukturních a rozměrových změn v závislosti na tloušťce materiálu. Byla zvolena ocel CREUSABRO 4800 za použití přídavného materiálu MEGAFILL 742 M. Vytvářel se návar o svařovacích parametrech 130 A, 20,7 V a posuvná rychlost 35 cm/min s rozkyvem 7 mm, na oceli tloušťky 3, 6, 10 mm. Následně se vytvářel návar na vzorky tloušťky 10 mm svařovacími parametry 300 A, 28,8 V, 35 cm/min s rozkyvem 7 mm, přičemž byl jeden ze vzorku předehřát na doporučenou teplotu. Byla vyhodnocována vzniklá struktura makro, mikro snímky a tepelně ovlivněná oblast.

### **Klíčová slova**

tepelně ovlivněná oblast, vysokopevnostní ocel, MAG, mikrostruktura, makrostruktura

## **ABSTRACT**

This deals with the welding of high-strength steel by the MAG method and the evaluation of structural and dimensional changes depending on the thickness of the material. CREUSABRO 4800 steel was chosen using MEGAFILL 742 M additive material. A weld was created with welding parameters of 130 A, 20.7 V and a feed speed of 35 cm/min with a swing of 7 mm, on steel with a thickness of 3, 6, 10 mm. Subsequently, a weld was made on samples with a thickness of 10 mm with welding parameters of 300 A, 28.8 V, 35 cm/min with a swing of 7 mm, while one of the samples was preheated to the recommended temperature. The resulting macro structure, micro images and the thermally affected area were evaluated.

### **Keywords**

heat affected zone, high strength steel, MAG, microstructure, macrostructure

---

## **BIBLIOGRAFICKÁ CITACE**

HORÁK, Tomáš. *Vliv tloušťky materiálu na šířku a vlastnosti tepelně ovlivněné oblasti* [online]. Brno, 2024. Dostupné z: <https://www.vut.cz/studenti/zav-prace/detail/157724>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Jaroslav Kubíček.

---

## PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma Vliv tloušťky materiálu na šířku a vlastnosti tepelně ovlivněné oblasti vypracoval samostatně s využitím uvedené literatury a podkladů, na základě konzultací a pod vedením vedoucího práce.

.....  
místo, datum

.....  
Tomáš Horák

---

## **PODĚKOVÁNÍ**

Děkuji tímto panu Ing. Jaroslavu Kubíčkoví za cenné připomínky a rady, které mi poskytl při vypracování diplomové práce. Dále bych chtěl poděkovat svým nejbližším a přátelům za to že mě plně podporovali.

---

---

## OBSAH

Zadání práce

Abstrakt

Bibliografická citace

Čestné prohlášení

Poděkování

Obsah

ÚVOD .....	9
1 ROZBOR ZADÁNÍ.....	10
2 TEORIE.....	11
2.1 Tepelně ovlivněná oblast.....	12
2.1.1 Teplotní pole.....	16
2.1.2 Základní struktury tepelného zpracování .....	19
2.1.3 Měření a analýza TOO .....	24
2.2 Vysokopevnostní oceli .....	26
2.3 Technologie MAG.....	29
2.3.1 Stanovení svařovacích parametrů .....	30
2.3.2 Přídavný materiál.....	32
3 PRAKTICKÁ ČÁST .....	34
3.1 Příprava vzorků .....	35
3.2 Experiment .....	37
3.3 Vyhodnocení .....	44
3.3.1 Vzorek C03.....	48
3.3.2 Vzorek C06.....	50
3.3.3 Vzorek C10.....	52
3.3.4 Vzorek C10N .....	54
3.3.5 Vzorek C10P.....	56
3.3.6 Mikrostruktury.....	58
ZÁVĚR.....	62

Seznam použitých zdrojů

Seznam použitých symbolů a zkratk

Seznam příloh

---



## ÚVOD

Vysokopevnostní ocel vyznačována strukturou s vysokou hustotou dislokací čímž vzniká vysoký příspěvek zpevnění. V kombinaci s jemnozrnností lze dosáhnout podstatného zvýšení mechanických vlastností se snížením obsahu uhlíku. Cílem mnohonásobného po sobě jdoucího válcování mikrolegovaných ocelí je zbrzdít dynamickou rekrytalizaci deformačně indukovanými jemnými karbidy titanu, niobu a dalšími fázemi mikrolegujících prvků. [1]

Svařence vysokopevnostních ocelí lze využít pro snížení hmotnosti a zvýšení užitných vlastností například při stavebních pracích, viz obr. 1. Zvyšuje se tak produktivita a odolnost vůči opotřebení. Výhodou je velmi dobrá svařitelnost metodou MAG. [2]

Svařování odtavitelnou elektrodou MAG je díky své jednoduchosti velice rozšířené. Vyznačuje se jednoduchou automatizovaností, přesností a kvalitou svaru. Přídavný materiál je dodáván skrz hubici v podobě drátu různých průměrů a materiálů, změna svařovacích parametrů je proto velice snadná a lze tímto způsobem svařovat všechny typy materiálů. [1;2;3]



Obr. 1 Využití vysokopevnostních ocelí ve stavebnictví [4].

## 1 ROZBOR ZADÁNÍ

Výzkum tepelně ovlivněné oblasti (dále TOO) u různých typů materiálů je důležitý z pohledu dalšího zpracování. Při špatně nastavených parametrech může docházet ke křehkému lomu na hranici mezi svarovým kovem a základním materiálem (dále ZM), právě vznikem nevhodných struktur. V praxi je důležité předcházet těmto vadám, proto se bude práce zabývat vlivem tloušťky materiálu na velikost TOO. Princip spočívá v množství materiálu schopného difundovat teplo pryč ze svarového kovu, lze tak předpokládat velkou difuzi u tenkého plechu a malou u tlustého materiálu. Vyhotovením svaru na vzorcích o různých tloušťkách bude následně měřena tvrdost a bude možné odhadnout dosaženou teplotu v konkrétním místě.

Při experimentu je nutné sledovat vnesené teplo vhodně zvolenou metodou svařování. Je třeba zvolit metodu při které bude zaručená opakovatelnost měření a dostatečné množství vneseného tepla pro jednoduché ověření. Experiment je vhodné provést s využitím přídavného materiálu, proto bude použita metoda MAG, viz obr. 2, přídavný materiál pak bude zvolen vhodně k základnímu materiálu. Metoda je často využívána v průmyslu z důvodu jednoduché automatizace a vysoké rychlosti svařování. Při ručním svařování jsou výhodou nízké nároky na obsluhu a vznik bez struskovitého svaru, při automatizaci pak jednoduchost nastavení svařovacích parametrů a předvídatelné chování oblouku. Proto je výhodnější využití svařovacího automatu k získání vzorků s co nejmenšími chybami vnesenými nepřesnostmi ručního svařování.

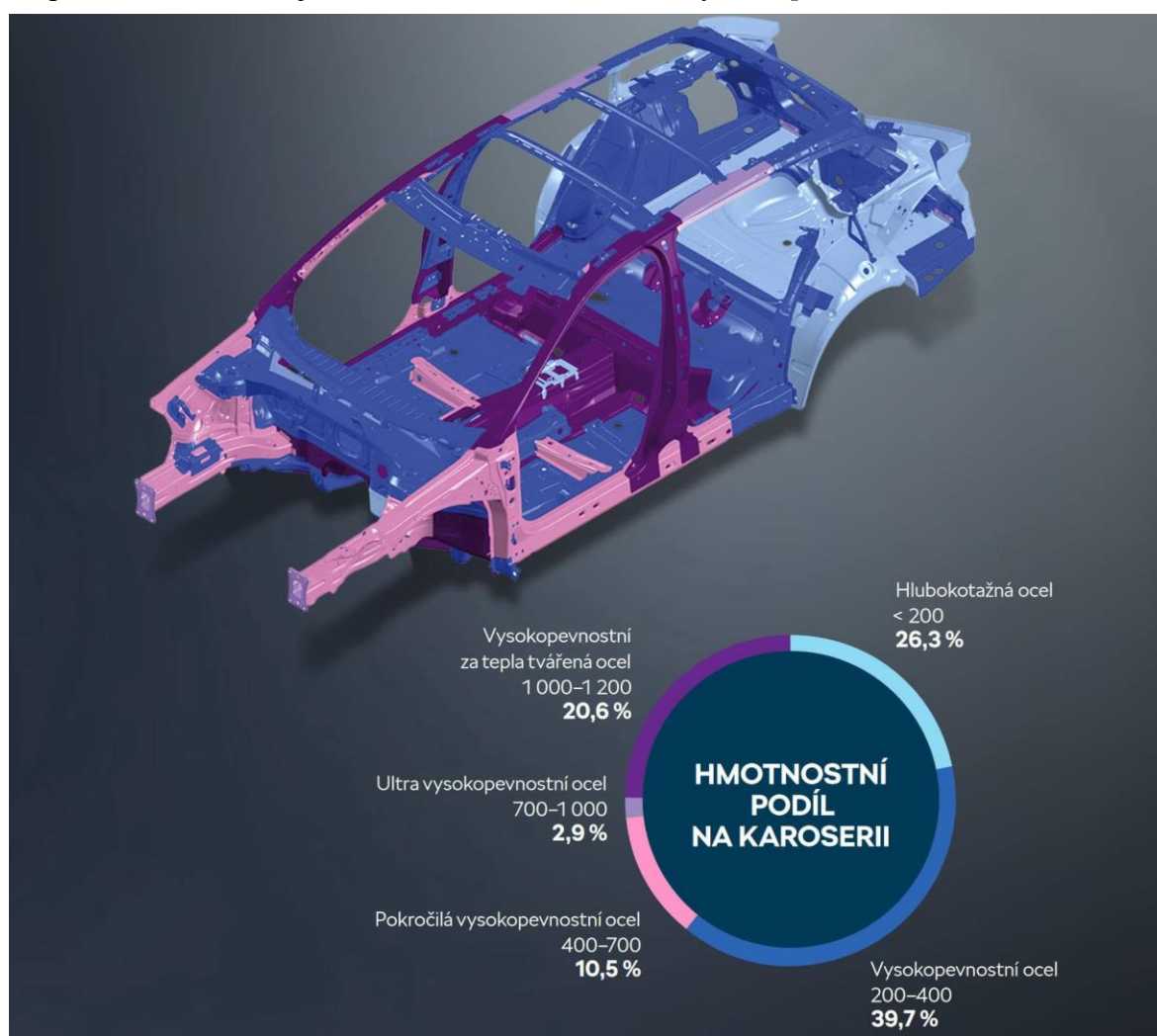


Obr. 2 Svařování metodou MAG [5].

## 2 TEORIE

Vlivem ekonomických a ekologických aspektů se výroba ocelí směřuje ke snižování výrobních operací, to je umožněno díky plynulému lití a následnému válcování. Vliv těchto aspektů se týká i redukce hmotnosti automobilů, viz obr. 3. Je tak docíleno snížení spotřeby paliva z čehož vyplývá i snižování emisí a to při současném zvýšení bezpečnosti posádky. Díky pokrokům v oblasti vývoje materiálů a technologií, lze tuto redukce aplikovat na snížení tloušťek plechů z materiálu vysokopevnostních nízkolegovaných ocelí. Vývoj spočívá v přesném chemickém složení, způsobu tváření a tepelném zpracování. Dle chemického složení se dělí na různé typy a mění velkým způsobem svoje chování. [1]

V těžkém průmyslu je využíváno kombinace vysoké pevnosti a skvělé svařitelnosti vysokopevnostních ocelí například při výrobě jeřábu, bagrů a dalších zařízení. Je tak možné zpracovávat a převážet větší množství materiálu. Nejvhodnější metoda pro svařování tlustých plechů je metoda MAG, svou jednoduchostí a automatizovatelností lze jednoduše zpracovávat komplikované svařence jak v kusové tak velkosériové výrobě. [1;6]



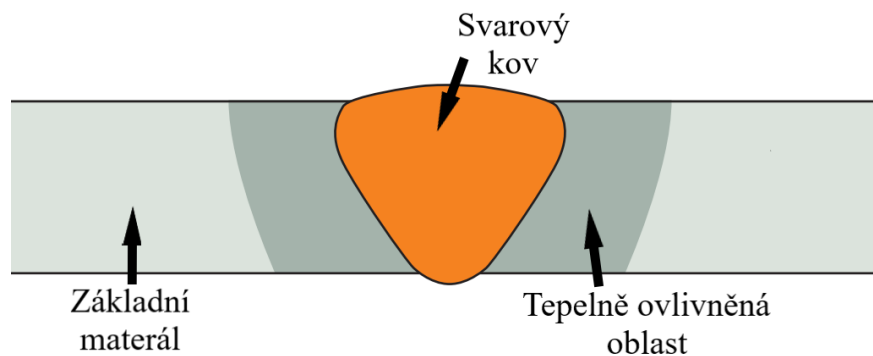
Obr. 3 Využití typů vysokopevnostních ocelí v automobilu [6].

## 2.1 Tepelně ovlivněná oblast

Jedná se o oblast ovlivněnou tepelným vlivem od svarového kovu, viz obr. 4, přičemž nedošlo k jejímu natavení nad teplotu likvidu. Způsobuje mikrostrukturní a mechanické změny v dané oblasti, může tak docházet k vyčerpání tvárnosti kovu a vzniku dislokací. Charakter a rozsah změn je závislý především na základním materiálu a teplotním cyklu [7;8;9]. Na výsledný vzhled TOO mají vliv tyto faktory [9]:

- Chemické složení - základního materiálu a jeho čistota zamezuje degradaci svaru vlivem nevhodných přísad. Ovlivňující náchylnost svaru ke křehkosti a vzniku trhlin.
- Výchozí struktura - je ovlivněná způsobem tepelného zpracování, homogenita a velikost zrna výrazně ovlivňují plastické vlastnosti materiálu. Narůstá s chemickou homogenitou a jemnozrnností. Při svařování namáhaných součástí se používá ocel tepelně zpracovaná za účelem získání vysokých mechanických vlastností.
- Technologické zpracování - způsobuje za studena deformaci materiálu při kterém dochází ke zmenšování zrn a tím pádem zvyšování pevnosti. Při svařování naopak dochází k nárůstu zrn z důvodu ohřátí ZM nad teplotu rekrytalizace.

Svařovací procesy probíhají za podmínek rychle se měnící teploty. Základní materiál se pohybuje v rámci teploty okolí v rozsahu - 30 až + 40 °C a teploty přídavného materiálu do bodu vypařování až 3000 °C. Probíhá zde řada procesu jako je tavení ZM a přídavného materiálu, metalurgické reakce ve svarové lázni, krystalizace svaru, strukturní a objemové změny. [9]



Obr. 4 Schéma tepelně ovlivněné oblasti. [10]

TOO vzniká ohřátím ZM a následným chladnutím na pokojovou teplotu, přičemž snahou je vyhnout se vzniku křehkých struktur. V případě vzniku lze předcházet vadám ve svaru či v ZM změnou [11;12;13;14]:

- Materiálu - každý materiál se liší svou tepelnou vodivostí, značící se  $\lambda [W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}]$ , v tomto případě rychlostí difuze tepla od zdroje, čím větší je tepelná vodivost u materiálu tím rychleji je teplo odváděno a tím pádem dochází k vysoké rychlosti ochlazování, viz tab. 1. Jedná se o vysoký součinitel tepelné vodivosti hliníku, co způsobuje její náročnější svařitelnost. Proto je pro hliníkové slitiny vhodné používat metody svařování o malém podílu vneseného tepla jako je například laser.

Tab. 1 Součinitel tepelné vodivosti materiálů [12].

Materiál	Tepelná vodivost $\lambda [W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}]$
Hliník	200
Ocel	50
Korozivzdorná ocel	15
Voda	0,6
Vzduch	0,025

- Velikost vneseného tepla - je ovlivněno metodou svařování a parametry použitými při svařování, vychází tak ze vzorce pro výpočet množství vneseného tepla, kde  $\eta$  [-] je účinnost svařovací metody viz tab. 2., přímo úměrou se pak vnesené teplo zvyšuje nárůstem napětí  $U$  [V], nebo proudu  $I$  [A], nepřímo rychlostí svařování  $v_s$  [mm.s<sup>-1</sup>].

$$Q = \frac{\eta \cdot U \cdot I}{v_s \cdot 1000} [kJ \cdot mm^{-1}], \quad (2.1)$$

Je nutné zvolit správné množství, v případě vnesení malého množství tepla nemusí dojít k promísení základního a svářecího kovu, naopak při vnesení velkého množství tepla dochází k propálení tenkých plechů, přičemž u tlustých pak k velkým deformacím v souvislosti s vysokou teplotou. S množstvím vneseného tepla souvisí i přehřátí materiálu.

Tab. 2 Účinnost svařovacích metod [2].

Označení metody svařování podle ČSN EN ISO 4063	Název svařovací metody	Koeficient účinnosti $\eta$ [-]
52	Svařování CO <sub>2</sub> laserem	0,20 – 0,90
111	Ruční obloukové svařování obalenou elektrodou	0,75
121	Svařování pod tavidlem drátovou metodou	0,90
131	MIG – obloukové svařování tavící se elektrodou v inertním plynu	0,85
135	MAG - obloukové svařování tavící se elektrodou v aktivním plynu	0,85
141	TIG – Obloukové svařování netavící se elektrodou v inertním plynu	0,67 – 0,80

- Přehřev materiálu - je doporučen u materiálů náchylných na studené trhliny, dochází tak k nahřátí základového materiálu. Je tak zpomaleno ochlazení materiálu, zaručena vyšší kvalita svaru a snížení podílu martenzitu.. Dle obsahu legujících prvků lze z tab. 4, vyčíst doporučenou teplotu přehřevu, nebo k ní lze dojít analytickou metodou na základě uhlíkového ekvivalentu **CET** dle normy ČSN EN 1011-2. Výpočet platí pro chemické složení z tab. 3. Výpočet ekvivalentu se vypočítá vztahem:

$$CET = C + \frac{Mn + Mo}{10} + \frac{Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{40} [\%], \quad (2.2)$$

kde: Mn - obsah manganu [%],  
 Mo - obsah molybdenu [%],  
 Cr - obsah chromu [%],  
 Cu - obsah mědi [%],  
 Ni - obsah niklu [%].

Tab. 3 Rozsah chemického složení pro výpočet CET [14].

C [%]	Si [%]	Mn [%]	Cr [%]	Cu [%]	Mo [%]	Ni [%]	Ti [%]
0,05 - 0,25	max 0,80	0,5 - 1,9	max 1,50	max 0,7	max 0,75	max 2,50	max 0,12

Tab. 4 Doporučené teploty předehřevu [15].

Svařovaná ocel		Konstrukční CET < 0,3 HB < 180	Nízkolegovaná CET 0,3 - 0,6 HB 200 - 300	Nástrojová CET 0,6 - 0,8 HB 300	Chromová 5 - 12 % Cr HB 300 - 500
Přídavný materiál	Tloušťka [mm]	Doporučená hodnota předehřevu [°C]			
Nízkolegovaný 200 - 300 HB	$s \leq 20$	-	100	150	150
	$20 \leq s \leq 60$	-	150	200	250
	$s \leq 60$	100	180	250	300
Nástrojová ocel 300 - 450 HB	$s \leq 20$	-	100	180	200
	$20 \leq s \leq 60$	-	125	250	250
	$s \leq 60$	125	180	300	350
12 % Cr 300 - 500 HB	$s \leq 20$	-	150	200	200
	$20 \leq s \leq 60$	100	200	275	300
	$s \leq 60$	200	250	350	375
Korozivzdorná ocel 18/8 25/12 200 HB	$s \leq 20$	-	-	-	-
	$20 \leq s \leq 60$	-	100	125	150
	$s \leq 60$	-	150	200	250
Mn ocel 200 HB	$s \leq 20$	-	-	-	-
	$20 \leq s \leq 60$	-	-	100	-
	$s \leq 60$	-	-	100	-
Co ocel 40 HRC	$s \leq 20$	100	200	250	200
	$20 \leq s \leq 60$	300	400	450	400
	$s \leq 60$	400	400	500	500

Mezi uhlíkovým ekvivalentem a teplotou předehřevu existuje souvislost dle vzorce. Funguje zde lineární závislost, kdy při navýšení ekvivalentu o 0,01 % vzroste doporučená hodnota předehřevu o 7,5 °C. Závislost vypadá následovně :

$$T_{pCET} = 750 \cdot CET - 150 \text{ [}^\circ\text{C]}, \quad (2.3)$$

Vztah mezi tloušťkou plechu  $d$  [mm] a teplotou předehřevu je podmíněna funkcí tanh, přičemž je u změny tloušťky menších plechů větší rozdíl doporučené teploty předehřevu než u plechů tlustostěnných. Nad 60 mm je rozdíl teplot minimální. Výpočet vypadá následovně :

$$T_{pd} = 160 \cdot \tanh\left(\frac{d}{35}\right) - 110 \text{ [}^\circ\text{C]}, \quad (2.4)$$

Teplotu předehřevu ovlivňuje i obsah vodíku  $HD$  [ml/100g]. Zvýšené množství vodíku vyžaduje zvýšení teploty. Největší vliv má nižší množství nežli vyšší. Množství vodíku v oceli se pohybuje v rozmezí 1 až 20 ml/100g. Závislost vypadá následovně :

$$T_{pHD} = 62 \cdot HD^{0,35} - 100 \text{ [}^\circ\text{C]}, \quad (2.5)$$

Velký vliv má i tepelný příkon  $Q$  [kJ/mm], jeho zvýšením je možné snížit teplotu předehřevu. Přičemž je závislý na obsahu legur proto se ve výpočtu objevuje hodnota  $CET$ . Nízký uhlíkový ekvivalent snižuje teplotu, zatímco vysoký zvětšuje :

$$T_{pQ} = (53 \cdot CET - 32) \cdot Q - 53 \cdot CET + 32 \text{ [}^\circ\text{C]}, \quad (2.6)$$

Výsledná hodnota doporučeného přehřevu je pak sečtena z dílčích částí a dává doporučenou hodnotu pro daný materiál a tloušťky vzorku. Výsledek se může pohybovat v minusových hodnotách. Sloučení všech hodnot nám dává teplotu  $T_p$  :

$$T_p = T_{pCET} + T_{pd} + T_{pHD} + T_{pQ} \text{ [}^\circ\text{C]}, \quad (2.7)$$

Doporučené hodnoty lze dosáhnou i obecným vzorcem obsahující všechny předchozí výpočty a dává výslednou hodnotu přehřevu :

$$T_p = 697 \cdot CET + 160 \cdot \tanh\left(\frac{d}{35}\right) + 62 \cdot HD^{0,35} + (53 \cdot CET - 32) \cdot Q - 328 \text{ [}^\circ\text{C]}, \quad (2.8)$$



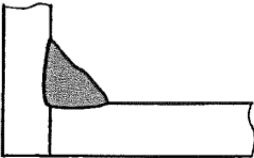
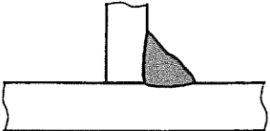
Vztah mezi svařovacími podmínkami a časem ochlazování  $t_{8/5}$  [s] vychází z výpočtu. Je třeba odlišovat dvou a třírozměrný tepelný tok, v případě dvou-rozměrného je třeba uvažovat tloušťku svařovaného materiálu, zatímco při tří-rozměrném není třeba tento parametr uvažovat, předpokládá se nekonečná tloušťka materiálu. Pro nízko a nelegované oceli platí vztah :

$$t_{8/5} = (4300 - 4,3 \cdot T_0) \cdot 10^5 \cdot \frac{Q^2}{d^2} \cdot \left[ \left( \frac{1}{500 - T_0} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - T_0} \right)^2 \right] \cdot F_2, \quad (2.9)$$

kde:  $T_0$  - Teplota základního materiálu [ $^\circ\text{C}$ ],

$F_2$  - Součinitel tvaru viz tab. 5 [-].

Tab. 5 Vliv tvaru svaru na čas ochlazování  $t_{8/5}$  [14].

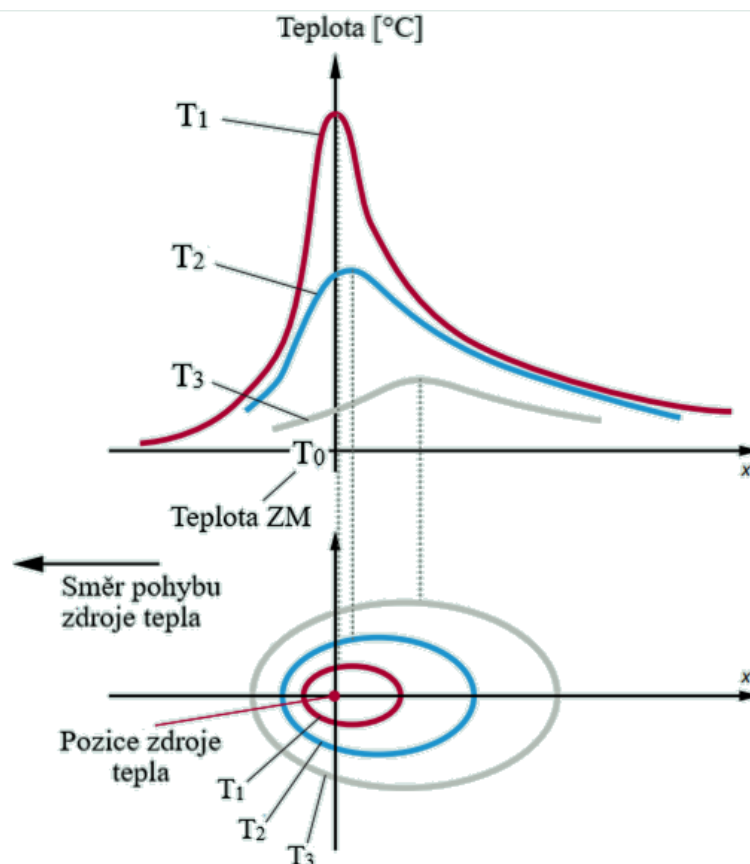
Tvar svaru	Součinitel tvaru	
	$F_2$ dvojrozměrný tepelný tok	
Svarová housenka na plechu		1,0
Mezi housenkami u tupých svarů		0,9
Jednovrstvý svar na koutovém spoji		0,67 až 0,9
Jednovrstvý koutový svar na T-spoji		0,45 až 0,67

### 2.1.1 Teplotní pole

Teplo vnesené do místa svaru tepelným zdrojem se postupně šíří do celého objemu svařence. Důsledkem přívodu tepelné energie do místa svaru vzniká v ZM takzvané teplotní pole. Na jeho velikost má vliv [9]:

- vnesené teplo od zdroje,
- šíření tepla ve svarové lázni,
- šíření tepla ze svarové lázně,
- ztrátami tepla povrchem svařence do okolního prostředí.

Při výpočtu teploty svařovaného materiálu se uvažuje elektrický oblouk jako koncentrovaný zdroj tepla, který se pohybuje konstantní rychlostí. Teplotní pole je následně souhrn okamžitých hodnot teplot ve sledovaném místě, vyobrazený za pomoci izometrických čar. Teorie teplotních polí vychází z teplotního gradientu v určitém bodě, viz obr. 5. [2]



Obr. 5 Změny teplot okolo zdroje [10].

V důsledku přívodu tepelné energie do místa vzniku svaru vzniká v základním materiálu nestacionární tepelné pole takzvaná teplota  $T$ . Podle geometrického tvaru svařovaných součástí a působení tepelného zdroje lze pro praktické účely uvažovat tři základní případy sdílení tepla a charakteru teplotních polí:

- Vytváření návaru na povrchu tlustostěnných součástí – svarové pole má trojrozměrný charakter
- Svařování tenkých desek – teplotní pole má dvourozměrný charakter
- Svařování stykové – teplotní pole má jednorozměrný charakter



Při matematických řešení teplotních polí se obecně vychází ze základní diferenciální rovnice sdílení tepla určené vztahem [9]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{c \cdot \rho} \cdot \left( \frac{\partial T^2}{\partial x^2} + \frac{\partial T^2}{\partial y^2} + \frac{\partial T^2}{\partial z^2} \right) = a \cdot \left( \frac{\partial T^2}{\partial x^2} + \frac{\partial T^2}{\partial y^2} + \frac{\partial T^2}{\partial z^2} \right) \quad (2.10)$$

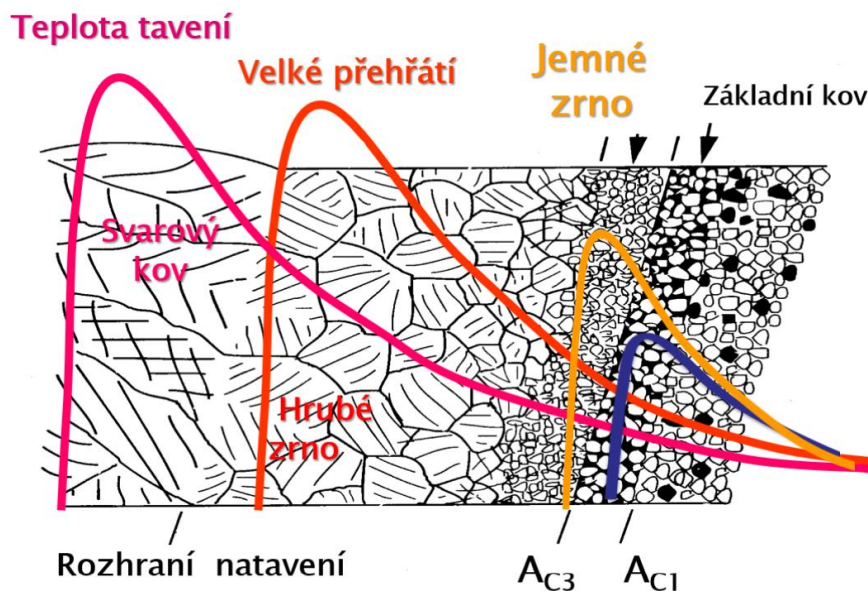
kde:  $\lambda$  – je měrná tepelná vodivost [ $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ ],  
 $c$  – měrné teplo [ $J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$ ],  
 $\rho$  – hustota [ $kg \cdot m^{-3}$ ],  
 $a$  – měrná teplotní vodivost [ $m^2 \cdot s^{-1}$ ].

Základní rovnice vedení tepla se odvodí na základě zákona o zachování energie. Během svařování se uvažuje řešení teplotního pole od okamžitého bodového zdroje tepla. Vychází z předpokladu elementárního objemu dx, dy, dz neohrazeného tělesa o počáteční teplotě  $T = 0$  soustředěného množství tepla  $Q$  v čase  $t = 0$ . Předpokládá se konstantní fyzikální vlastnosti v objemu tělesa po dobu šíření tepla. Řešením základní diferenciální rovnice lze dospět k [9]:

$$T - T_0 = \frac{Q}{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot R} \cdot 1^{-\frac{v}{2 \cdot a} \cdot (R+x)} \quad (2.11)$$

kde:  $R^2 = x^2 + y^2 + z^2$  – vektor bodu od začátku souřadného systému

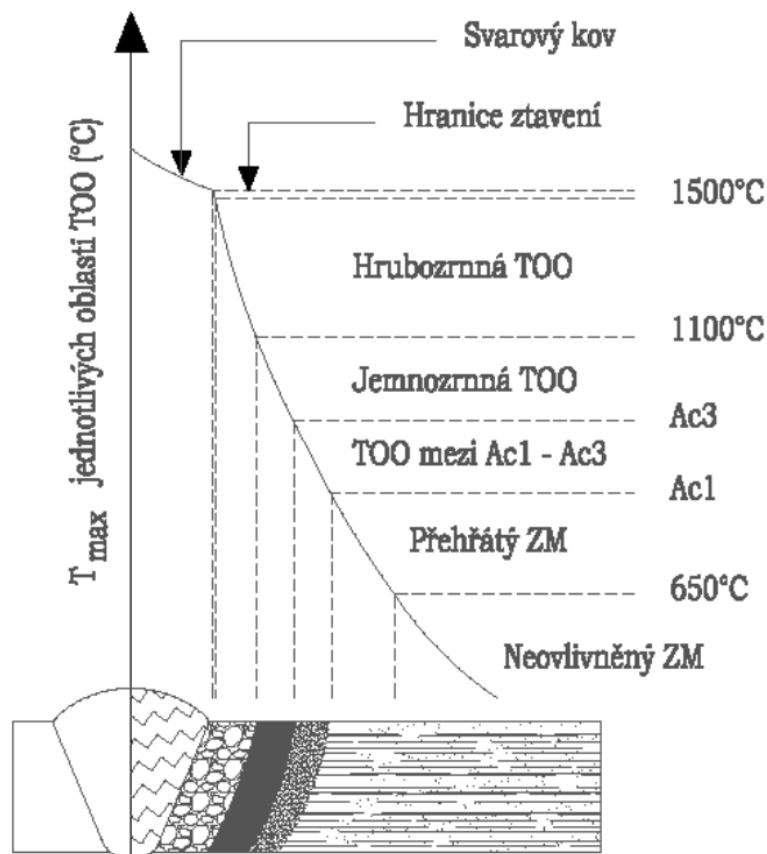
Materiál je přímo v místě svařování roztaven na teplotu přesahující  $1600 \text{ }^\circ\text{C}$ . Teplota pak v průřezu TOO exponenciálně chladne až na teplotu ZM viz obr. 6. V závislosti na chemických vlastnostech svarového kovu a rychlosti krystalizuje kov celulárně nebo dendriticky. Celulární nebo taky globulární krystalizace začíná menším podchlazením a vzniklé krystaly nemají orientaci. Dendritická krystalizace probíhá při větším podchlazení, dendrity přednostně rostou ve směru maximálního tepelného gradientu. U většiny materiálů začíná krystalizace růstem dendritů a v určité fázi se mění na globulární. [2;9]



Obr. 6 Oblasti TOO [9].

V různých místech dochází k tepelnému zpracování, které odpovídá diagramu Fe - Fe<sub>3</sub>C, rozdílem je pak rychlé ochlazení. TOO se skládá z několika podoblastí obr. 7, přičemž mezi nimi není ostrá hranice ale plynulý přechod. Každá z oblastí má specifickou mikrostrukturu a materiálové vlastnosti. Výsledné struktury jsou ovlivněny rychlostí ohřevu, dobou výdrže a rychlostí chladnutí v závislosti na teplotním maximu. Oblasti se dělí na pásma [16;17]:

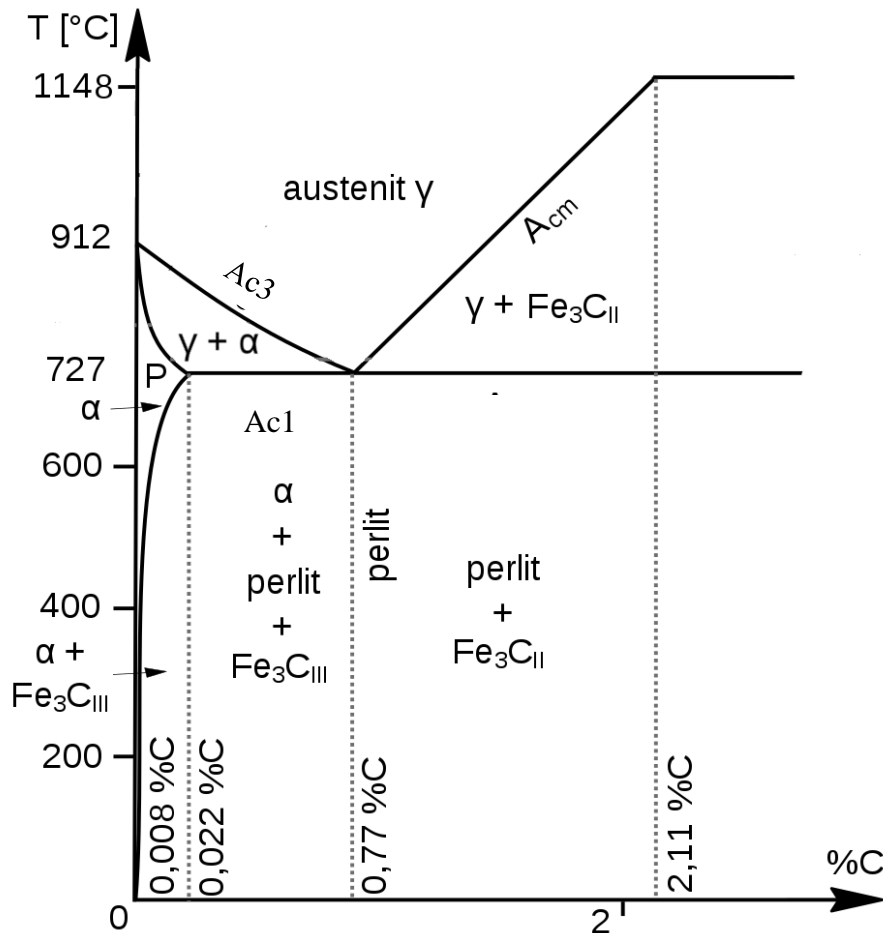
- Natavení – bývá díky své šířce občas nazývána linií ztavení. Nachází se v rozmezí teplot likvidu a zespod teplotou solidu. Jedná se o dvoufázovou oblast, kde se mísí svarový kov se ZM. U běžných metod toto pásmo neovlivňuje vlastnosti svarového spoje tudíž nebývá bráno v potaz.
- Přehřátí - (hrubo-zrnné) je teplota ze shora ohraničená teplotou solidu a zespod teplotou přehřátí, ta se u nízkolegovaných ocelí pohybuje kolem 1200 °C, mikrolegovaných pak 1300 °C. Při této teplotě dochází k rozpuštění minoritních fází v oceli které brání růstu zrna. Po rozpuštění precipitátů dochází k zvýšení povrchového napětí zrn a k jejich růstu na úkor zrn menších. Pásmo dosahuje nízkých plastických vlastností v závislosti na rychlosti ochlazování, při nízké vzniká ferit s perlitem a widmanstattenova struktura, při velkém pak perlit, bainit až martenzit.
- Normalizace – je pásmo ze shora ohraničeno teplotou přehřátí a zespod teplotou Ac3. V tomto pásmu se nachází struktura podobající se struktuře vzniklé při normalizačním žíhání. Ve struktuře dojde k překrytosti, přičemž precipitáty zůstávají ve struktuře dochází jen ke koagulaci a hrubnutí zrna čímž brání hrubnutí austenitického zrna. Mechanické vlastnosti odpovídají normalizačně vyžíhanému základnímu materiálu, přičemž se nepatrně zvýší pevnost a sníží plastické vlastnosti.
- Částečné překrytosti – se nachází v rozhraní teplot Ac3 a Ac1. Při ohřevu se eutektoid těsně nad A<sub>1</sub> rozpadá a z austenitu difunduje C do okolního feritu. Vlivem rychlosti procesu nedochází k úplné transformaci na austenit proto je po ochlazení struktura zachována. Blíže k A<sub>3</sub> je ve struktuře více austenitu který při ochlazení transformuje na troostit. Směrem k Ac<sub>1</sub> bude ve struktuře více feritu v takzvaném interkrytistickém pásmu, zde jsou nízké pevnostní vlastnosti při zachování vysoké plasticity.



Obr. 7 Pásmo tepelně ovlivněné oblasti [18].

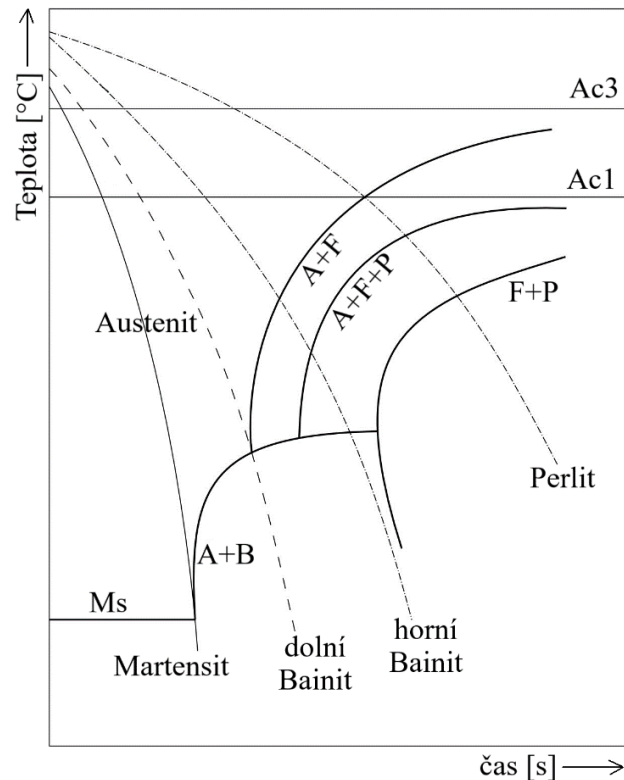
## 2.1.2 Základní struktury tepelného zpracování

Kovové materiály se chovají dle diagramu  $\text{Fe}_3\text{C}$ , viz. obr. 8. V oblasti do 2,11 % C a teploty nad  $A_{c1}$  teploty  $727^\circ\text{C}$ , dochází k austenitizaci při které se heterogenní struktura kovu změní na homogenní austenit. U svařování je tento mechanismus důležitý obzvláště při ohřátí a následném chladnutí základního materiálu. Do místa svaru je vnášen kov o teplotě tekutého kovu, dochází k difuzi tepla do ZM o pokojové teplotě a následné chladnutí na vzduchu. [7]



Obr. 8  $\text{Fe}_3\text{C}$  diagram [19].

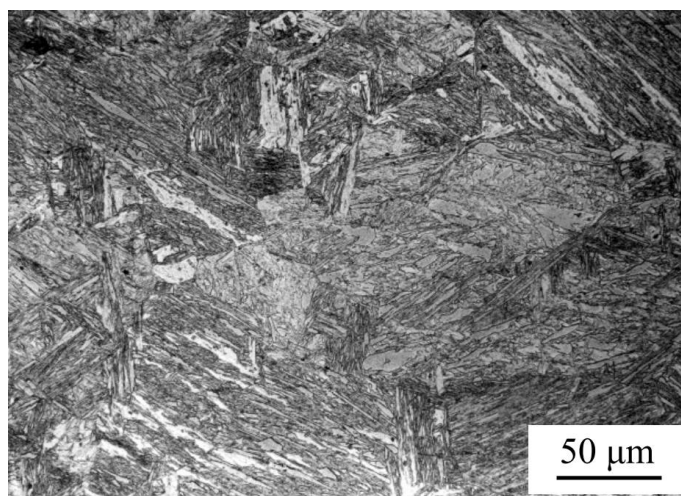
Po zchlazení základního materiálu vznikají tvrdé, ale zároveň křehké struktury jako je martenzit, popřípadě vhodnější bainit. Jelikož ve většině případů nejde nijak ovlivnit chladnutí svarového kovu využívají se pro odhad vzniklé struktury diagram anizotermického rozpadu austenitu na obr. 9. Anizotermický rozpad austenitu neboli ARA Diagram, slouží k popisu průběhu přeměny podchlazeného austenitu a poskytují informace o vlivu teploty a času na průběhu přeměny. Primárním využitím je tepelné zpracování, v případě větších rozměrů součástí je pak rychlost ochlazování na povrchu a v jádru jiného průběhu. Každému materiálu odpovídá specifický ARA diagram. Dle rychlosti chladnutí predikuje vzniklou strukturu v materiálu, a to martenzit při kritické rychlosti ochlazování, popřípadě dolní /horní bainit a při velice pomalém chladnutí perlit a ferit. [12;13]



Obr. 9 ARA digram. [19]

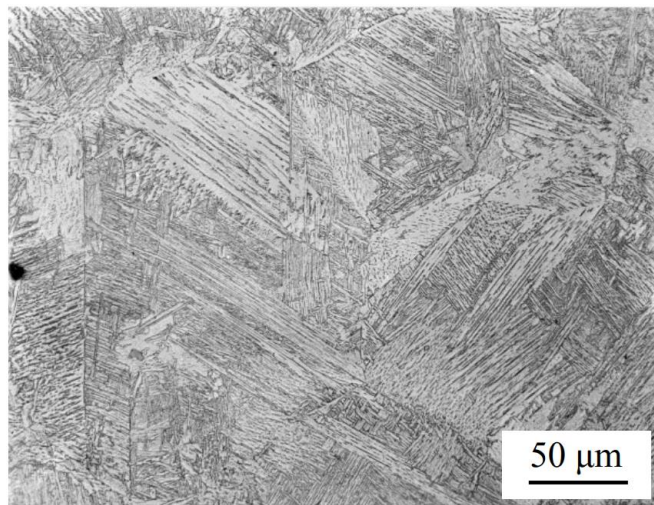
Fázové transformace představují kvalitativní změny v atomárním uspořádání jednotlivých fází. Výsledná struktura ovlivňuje výslednou pevnost součástí. Vzniklý austenit je dle rychlosti chladnutí vyhodnocený ARA diagramem a mění svoji strukturu [1;7;20]:

- Martenzit – obr. 10 vzniká bez difuzní přeměnou, velkým přechlazením z teploty Ac1 kritickou rychlostí ochlazení. Je definován jako nerovnovážený přesycený tuhý roztok uhlíku v železe  $\alpha$ , rychlou změnou se vytváří prostorově středěná tetragonální mřížka. Významný vliv na tvrdost má množství uhlíku obsaženého ve struktuře. Zbytkový austenit, vyskytující se v zakalených ocelích, může v určitých případech pozitivně ovlivňovat tvářitelnost a houževnatost.



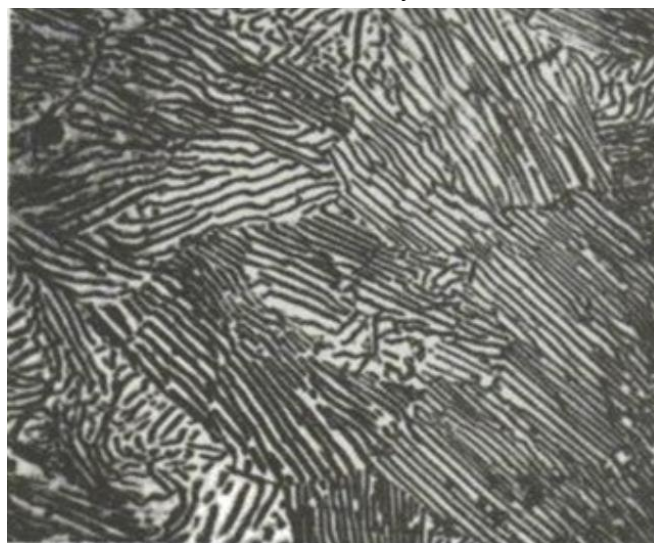
Obr. 10 Martenzitická struktura [20]

- Bainit – obr. 11 je nerovnovážný nelamelární směr deskových nebo jehlicových krystalů přesyceného feritu a karbidu železa, nikdy nedochází k 100 % bainitické fázi, vždy je ve struktuře zbytkový neproměněný austenit. Difuze atomu železa je téměř nemožná, ale dochází k difuzi uhlíku. Metalografie struktury výrazně závisí na teplotě přeměny a rychlosti ochlazování skrz bainitickou oblast. Dělí se na:
  - Horní bainit – teplota vzniku se pohybuje mezi 350–500 °C, vzniká na hranicích zrn austenitu. Struktura je tvořena svazky hrubších desek bainitického feritu s podélně uspořádanými částicemi cementitu. Materiál získává nižší pevnostní vlastnosti, zato vysokou houževnatost. Desky bainitického feritu vznikají smykem, velmi rychle, jen do určité vzdálenosti, narůstá tak hlavně do délky.
  - Dolní bainit – teplota vzniku pohybující se kolem 350 °C, je tvořen tenkými deskami bainitického feritu přesyceného uhlíkem s precipitací karbidů. Desky jsou jemnější a vlastnosti se blíží martenzitu. Projevuje se vysokými pevnostními vlastnostmi a nižší houževnatostí.



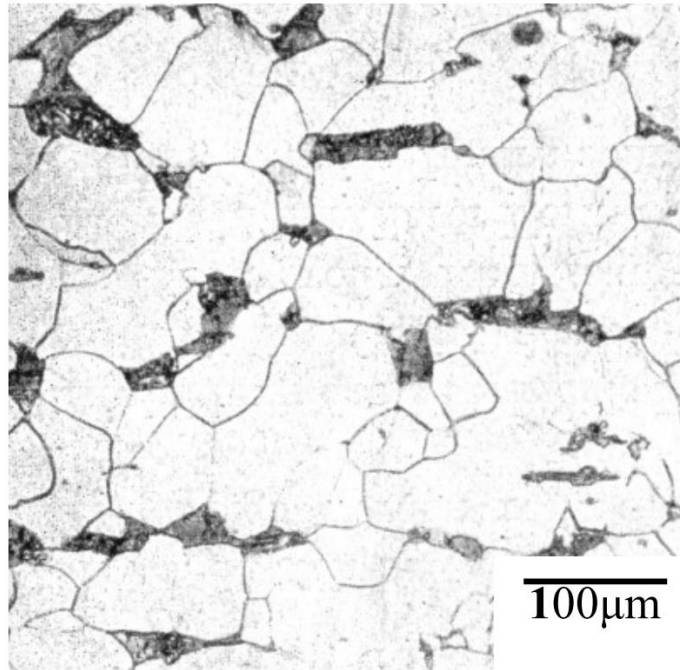
Obr. 11 Struktura horního bainitu [20].

- Perlit - obr. 12 jedná se o lamelární směr feritu a cementitu, vznikají heterogenní nukleací na hranicích austenitických zrn, vznikají kolonie perlitu střídavou tvorbou cementitu a feritu, přičemž zároveň vznikají obě fáze jedná se poměrně měkkou, zato velmi houževnatou strukturu. Vznikne-li první  $\text{Fe}_3\text{C}$ , je v jeho bezprostředním okolí menší podíl uhlíku a ten může nukleovat feriticky.



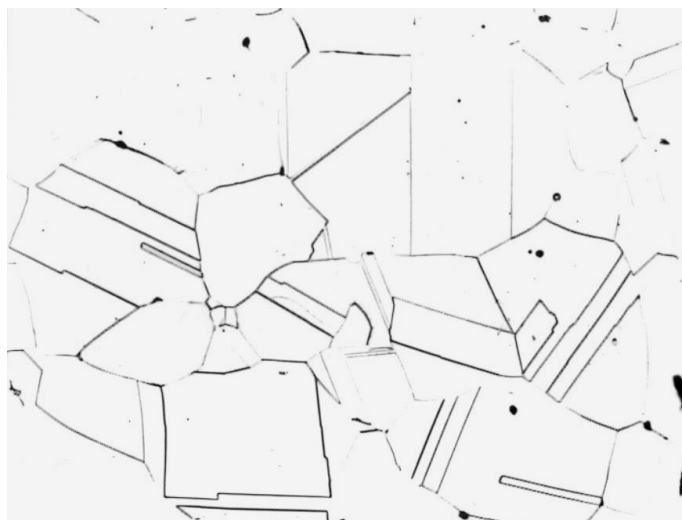
Obr. 12 Lamelární perlit [20].

- Ferit – obr. 13 je intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe  $\alpha$  s krystalovou prostorově středěnou krystalovou mřížkou, jedná se o základní strukturu vzniklou bez předchozího tepelného zpracování. Nejvyšší rozpustnost uhlíku je při eutektoidní teplotě  $A_{c1}$ , pohybuje se 0,022 %, za pokojové teploty je rozpustnost naprosto zanedbatelná. Krystaly feritu jsou světlé a za studena měkké a tvárné.



Obr. 13 Struktura feritu. [20]

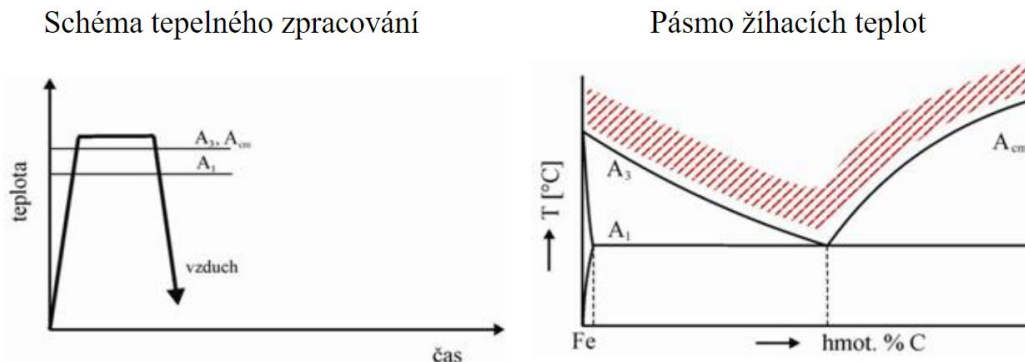
- Austenit – je přesycený tuhý roztok uhlíku v železe  $\gamma$ , krystalizuje v kubické plošně středěné mřížce FCC a je součástí slitin Fe. Při ohřevu se vyskytuje v rozmezí teplot 911 °C až 1392 °C. Vyznačuje se dobrou tvárností, nízkou tepelnou vodivostí a paramagnetičností. Jeho transformace na ostatní produkty souvisí s chemickým složením a rychlostí ochlazování. Typické žíhací dvojčata na obr. 14.



Obr. 14 Austenitická struktura s dvojčaty [20]

Při procesu svařování v materiálu dochází k mechanismům tepelného zpracování. Z pohledu teplot se dělí na s překrystalizací nebo bez překrystalizace, tím je myšleno překročení teploty austenitizace  $A_{c3}$  a  $A_{cm}$ . Při těchto procesech z pravidla dochází ke snížení zbytkového napětí, obsahu difundujícího dusíku a obecně zlepšení vlastností spoje. U tepelného zpracování s překrystalizací dochází ke změně přeměnou na austenit. Dle teploty se dělí na [21;22]:

- Normalizační žíhání - probíhá při teplotách 20 až 50 °C nad  $A_{c3}$  do oblasti stabilního austenitu, viz obr. 15. Po prodlevě na teplotě následuje ochlazení na vzduchu, přičemž dochází k odstranění heterogenní struktury, snížení vnitřního pnutí a snížení tvrdosti. Vzniklá struktura obsahuje jemnozrnnou směs feritu a perlitu.

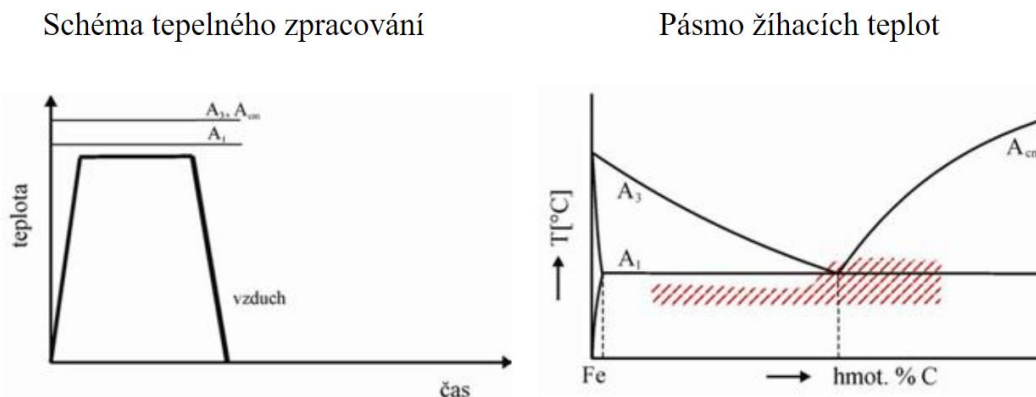


Obr. 15 Průběh normalizačního žíhání [22].

- Stabilizační žíhání - probíhá v rozmezí teplot 900 až 950 °C s následným ochlazením na vzduchu. Dochází při tom k precipitaci karbidů stabilizačních prvků Ti a Nb které mají větší afinitu k uhlíku než Cr. Tím se snižuje nebezpečí precipitace karbidů na hranicích austenitických zrn a náchylnost k mezikrystalové korozi.
- Homogenizační žíhání - probíhá při teplotě 1200 °C za účelem vyrovnání heterogenity chemického složení principem difuze legujících a doprovodných prvků za vysokých teplot. Negativem je výrazné zhrubnutí zrna.

Při tepelném zpracování bez rekrystalizace se jedná o teplotní režimy nepřesahující teplotu  $A_{c1}$ . Nedochozí tak k austenitizaci neboli změně krystalické mřížky. Používají se zejména následující typy [21;22]:

- Žíhání na snížení pnutí - probíhá při teplotách od 550 do 650 °C a má za účel snížení vnitřního napětí vzniklého předchozím mechanickým zpracováním. Předchází se tak vzniku dislokací až k samotnému vzniku trhlin.
- Popouštění - se provádí u kalených materiálů za účelem kontrolované difuze uhlíku za účelem snížení vnitřního pnutí.
- Žíhání na měkko - viz obr. 16, má za účel zakulacení perlitu ve struktuře a tím zlepšení obrobitelnosti materiálu, vzniká globulární perlit. Probíhá kolem teplotě  $A_{c1}$ , při obsahu uhlíku nad eutektoidní přeměnou je třeba teplotu překročit z důvodu rozpuštění perlitu.

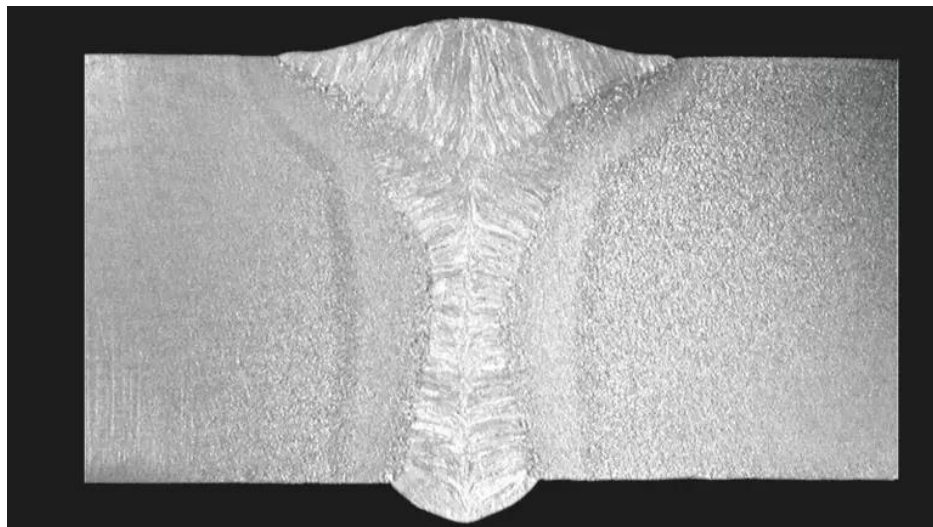


Obr. 16 Princip žíhání na měkko [22].

### 2.1.3 Měření a analýza TOO

Ovlivněná oblast na první pohled, nemusí nosit známky změny struktury, proto se provádí její analýza. Ve svařování se obvykle využívá metod destruktivních, při kterých není možné součást dále využívat k původnímu účelu [21]. Lze však u jednoho vzorku predikovat chování celé výrobní série proto se provádí:

- Analýza metalografických vzorků - probíhá odběrem vzorku ze součásti. Odebraný vzorek musí představovat vlastnosti které chceme sledovat na dané součásti. Například při zkoumání tvářené součásti je třeba respektovat tok materiálu, u součástí deformované havárií posuzujeme místo vzniku a šíření trhliny. Při oddělování vzorku je třeba zvážit využití technologie jež nebude tepelným ovlivněním znehodnocovat vzorek. Dále je třeba zvažovat tvrdost a obrobiteľnosť daného materiálu. Pro měkké a snadno obrobiteľné součásti je možné využití běžných metod obrábění, avšak pro tvrdé hůře obrobiteľné materiály je vhodné využít rozbrušování nebo elektrojiskrového řezání. Po odebrání vzorku je třeba použít vhodného označení pro následné zamezení záměny. Využívají se razidla, popřípadě elektrojiskření. Následuje fixace vzorku, kdy optimální plocha vzorku pro mikrovýbrus činí 1 cm<sup>2</sup>. Nejvhodnější metodou fixace vzorku je zalévání do pryskyřice, a to za tepla či za studena. Výsledné vzorky dosahují vysoké kvality, tvarové a velikostní stálosti, přičemž vyžadují krátkou dobu zpracování. Dalším krokem je broušení, vzorek musí dosahovat rovnoměrné drsnosti a minimální povrchové nerovnosti. Využívá se brusných metalogramických papírů o velikosti zrna 63μm až k nejmenším 1μm. Při broušení se využívá chlazení kapalinou bez jakéhokoli natáčení vzorku. Probíhá ručně, mechanizovaně, poloautomaticky i automaticky. Následným leštěním dosáhne vzorek zrcadlového povrchu, přičemž se odstraní rýhy z předchozího broušení. Běžně se jedná o mechanizovanou činnost, využívá se leštícího prášku ve formě emulze oxidu hlinitého, v některých případech diamantovou pastou. Při procesu je se vzorkem pohybováno všemi směry, aby nedošlo k jednosměrnému natváření povrchové vrstvičky. Vyvolávání struktury se provádí takzvaným leptáním, tím se na povrchu vytváří reliéf. Probíhá chemicky, elektrolyticky nebo tepelně, přičemž je pro každý materiál potřeba zvolit správnou metodu a dobu, dle zkušeností nebo dle odborných literatur. Pro sledování nízkolegovaných ocelí a litin se využívá NITAL 2-5% roztok HNO<sub>3</sub> v etylalkoholu. Výsledný vzorek pak pod mikroskopem vypadá jako na obr. 17. sleduje se makro a mikro oblasti a velikosti zrn [18;21].



Obr. 17 Metalografický výbrus laserového svaru [13]



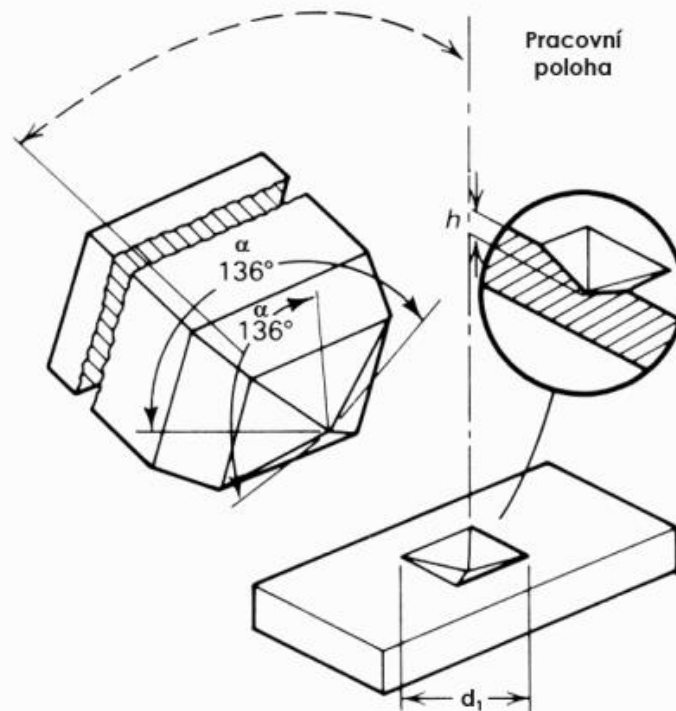
- Analýza tvrdosti – jako pojem znamená odpor materiálu vůči vnikání cizího tělesa. Jedná se o jednu z nejpoužívanějších mechanických zkoušek. Mechanismem zkoušky je záměrné zatěžování materiálu tlakem určitého přesně definovaného tělesa, přičemž se měří dosažené napětí. Ve svařování je nejběžnější zjišťování tvrdosti vtiskovou statickou metodou dle Vickerse. Zkouška spočívá ve vtlačení pravidelného čtyřbokého jehlanu s vrcholovým úhlem  $136^\circ$ , viz obr. 18, do materiálu silou  $F$ . Měří se uhlopříčky vtisku a určí se střední hodnota délky uhlopříčky dle vztahu [12;13;23]:

$$HV = 0,189 \cdot \frac{F}{(0,5 \cdot (d_1 + d_2))^2}, \quad (2.12)$$

kde:  $F$  - zatěžující síla [N],

$d_n$  - uhlopříčka vpichu [ $\mu\text{m}$ ].

Zatěžující síla se pohybuje v rozsahu 98,1 až 394,3 N. Metoda lze použít v širokém rozsahu tvrdostí zkoušeného materiálu. Vyznačuje se přesností nevýhodou je potřeba připravit před měřením povrch vzorku. Výsledek se značí dle naměřené hodnoty, například 210, dle použitého zatížení 98,1 N, působením po dobu 30 s zápisem 210 HV 10/30. [12;13]



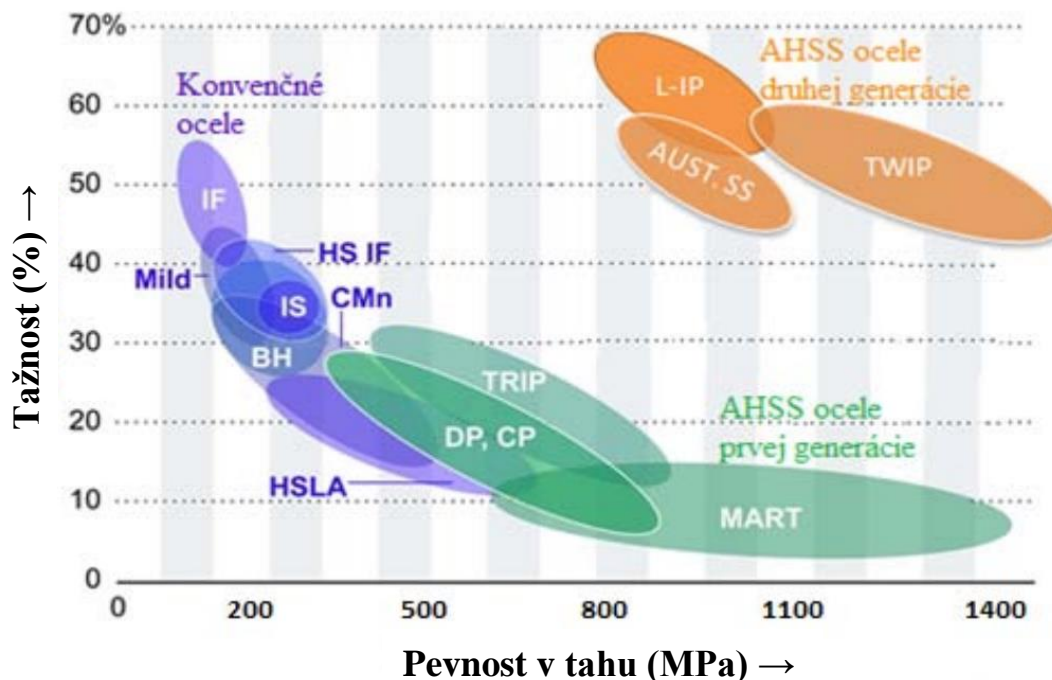
Obr. 18 Princip měření tvrdosti dle Vickerse. [23]

- Emisní spektrometrie – umožňuje simultánní identifikaci a stanovení většiny kovových i nekovových prvků nedestruktivní analýzou. Metoda indukčně vázaného plazmatu inertního plynu patří v současné době k nejpoužívanějším metodám stanovení prvků. Je použitelná až na 80 % prvků periodické tabulky. Metoda je založená na faktu že excitované atomy vyzařují elektromagnetické záření pro každý prvek charakteristické. Excitace atomů je způsobena dodáním vnější energie. Dochází tak k určení procentuálního obsahu prvků ve struktuře. [24]

## 2.2 Vysokopevnostní oceli

Jedná se o oceli feritickou bainitické struktury s vysokou hustotou dislokací čímž vzniká vysoký příspěvek dislokačního zpevnění. Kombinací jemnozrnnosti a dislokačního zpevnění lze dosáhnout podstatného snížení obsahu uhlíku. Cílem mnohonásobného po sobě jdoucího válcování mikrolegovaných ocelí je zbrzdít dynamickou rekrytalizaci deformačně indukovanými velmi jemnými karbidy titanu, niobu, vanadu a dalšími fázemi mikrolegujících prvků. Karbidy, nitridy a karbonitridy brání migraci a nárůstu zrn, jejichž velikost v aplikaci s řízeným válcováním, ochlazováním a dochlazením zůstává zachována po dokončení výrobní operace. Příznivě se chová i molybden, který zpomaluje kinetiku rekrytalizace a brzdí nárůst zrn oceli. [6;17;20]

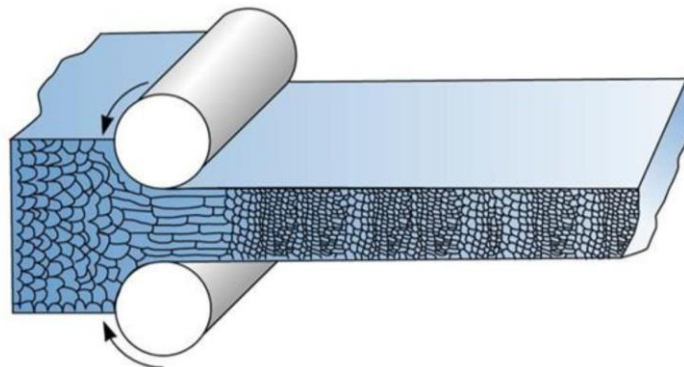
Druhou skupinu tvoří oceli v zušlechtěném stavu (kalení a popouštění). Zušlechtěním lze dosáhnout u oceli s nízkým obsahem uhlíku, vznikem nízkouhlíkového martenzitu po kalení, vysoké hodnoty meze kluzu. V závislosti na hodnotě meze kluzu jsou oceli legovány slitinovými prvky, jmenovitě niklem, chromem, molybdenem a vanadem. Limitní obsah mikrolegujících prvků u jemnozrnných ocelí by neměl přesahovat 0,15 hm. % s tím, že hliník by měl být okolo 0,015 hm. %, titan maximálně 0,04 hm. % a vanad 0,1 hm. %. Přísada mikrolegujících prvků je velmi příznivá z hlediska tvorby karbidických a karbonitridických fází s příznivými energetickými stavy z hlediska jemnozrnnosti a vázání dusíku za současného zvýšení odolnosti oceli proti stárnutí. Řízené metalurgické procesy vedou ke zpevnění oceli s možností snížení obsahu uhlíku a zlepšení jejich svařitelnosti. S výjimkou substitučního a intersticiálního zpevnění oceli je využito i deformačně – dislokačního a precipitačního zpevnění. Jemnozrnnost oceli velmi příznivě potlačuje náchylnost ke křehkému lomu, tj. posouvá přechodovou teplotu houževnatosti směrem k nízkým teplotám. Vývoj vysokopevnostních ocelí na obr. 19. [20;26]



Obr. 19 Vývoj vysokopevnostních ocelí [26].

Hlavním mechanismem zpevnění oceli je ovlivnění pohyblivosti dislokací v materiálu, protože se jejich pohybem a vzájemnými interakcemi realizuje plastická deformace. Existují proto mechanismy, které ovlivňují jejich pohyb a vznik, jsou tedy přirozenou překážkou jejich pohybu. Každý ze způsobů zpevňování umožňuje dosáhnout určitých materiálových vlastností, ty jsou kompromisem mezi pevností a tvrdostí na úkor houževnatosti. Mechanismy lze kombinovat, avšak ne všechny materiály jsou vhodné pro všechny mechanismy zpevňování. Mezi základní mechanismy patří [20]:

- Deformace - má za následek vnik dislokací, každá dislokace ve svém okolí vytváří určité napětí, důsledkem je že i samostatná dislokace brání šíření a vzniku nových. Jejich vzájemnou interakcí narůstá vznik vakancí. Se zvýšeným množstvím dislokací se zvyšuje i potřebná energie pro jejich další pohyb. Vznikem velkého množství dislokací tak materiál dosahuje vyšších pevností na úkor houževnatosti.
- Zmenšování velikosti zrn - má za následek větší množství hranic zrn, viz obr. 20, ty pro dislokaci působí jako překážka. Je tak zamezeno pohybu dislokací a navýšení meze kluzu materiálu. Jedná se o jedinou metodu, při které dochází ke zpevnění materiálu při zachování houževnatosti. Limitem metody je teoretická velikost zrna řádově podobná velikosti dislokace, docházelo by pak k vzájemnému kluzu zrn. Hlavní metody zařizující zmenšení zrna jsou tváření za tepla, rekrytalizační žhánání, změna rychlosti ochlazování a tepelné zpracování materiálů s rekrytalizací.

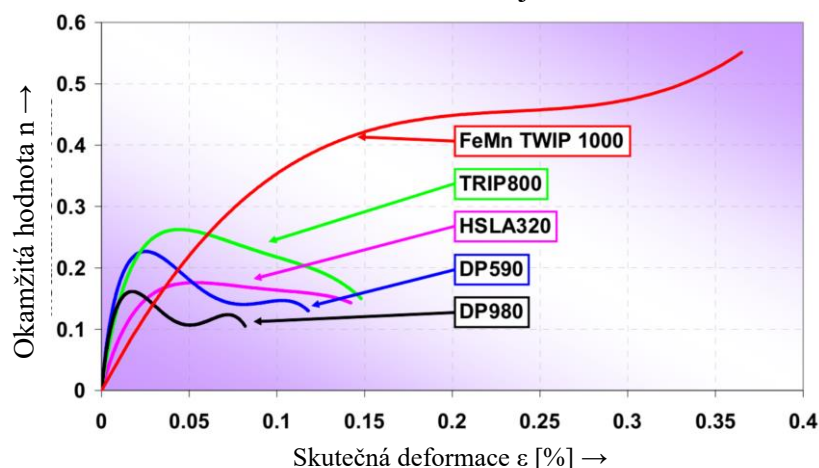


Obr. 20 Zmenšování zrn vlivem válcování [22].

- Legování - způsobuje že se ve struktuře objevuje atom cizí částice, ta pro dislokaci působí jako překážka. Tato vlastnost je limitována rozpustností přísadového prvku v základním materiálu. Podle atomové velikosti přísadových prvků pak dělíme na substituční tuhý roztok a intersticiální tuhý roztok. V obou případech se základní mřížka materiálu nemění, vytvářejí deformaci mřížky čímž vytvářejí lokální napětí. Podmínkou legování je, aby koncentrace přísadového prvku nebyla vyšší než jeho samotná rozpustnost, vznikala by nová fáze zásadně ovlivňující vlastnosti materiálu.
- Transformační - se vyskytuje primárně u oceli a dělí se na tři typy dle obsahu uhlíku a manganu, duplex, TRIP a martenzitické oceli. Mechanismem je přeměna austenitu, dochází ke zpevnění při deformaci, posunu meze kluzu a zvýšení meze pevnosti.
- Disperzní částice - vznikají při samotném zpracování materiálu, tvoří velkou překážku při pohybu dislokací a musí vynaložit energii k její překonání. Podmínkou pevnosti částice vyšší než základní materiál, při nízké pevnosti by dislokace bez odporu prošla.
- Precipitace - se vyskytuje u materiálu kde v binárním diagramu mají čáru změny rozpustnosti v tuhém stavu. Slitiny pod touto čarou mohou vytvrzovat, protože z přesyceného tuhého roztoku vznikají precipitáty, které svojí přítomností zvyšují okolní napětí. Precipitační proces probíhající za pokojové teploty se označuje jako přirozené stárnutí.

Pro vysokopevnostní oceli je žádoucí, aby vykazovaly současně nejvyšší pevnost i plasticitu. Jsou tak předurčeny pro použití v automobilismu jako komponenty tak i jako karoserie. Podle typu oceli se jmenovité parametry liší. Závisejí zejména na chemickém složení a mechanickém zpracování. Mezi zástupce ocelí patří [20]:

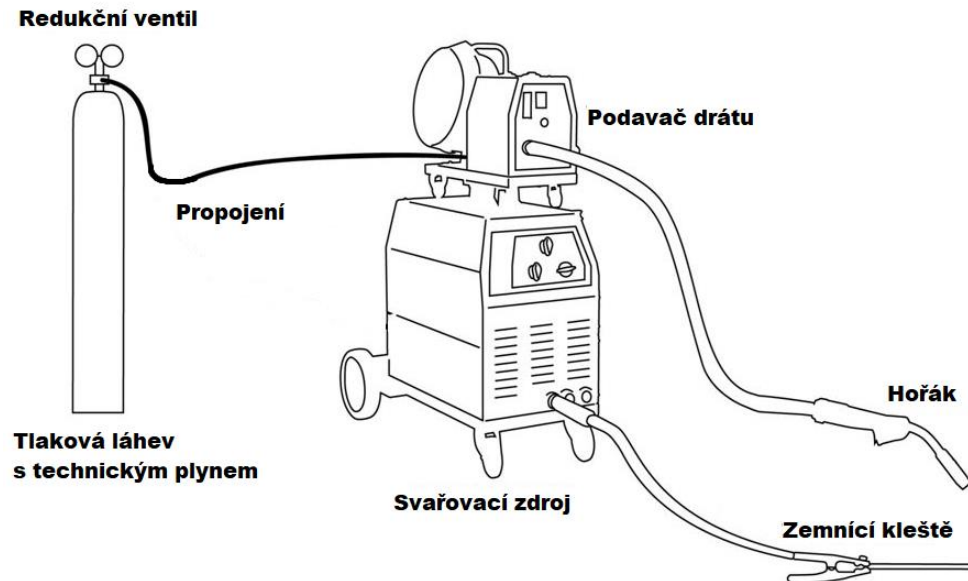
- DP - (Dual Phase) je nízkolegovaná ocel s obsahem uhlíku v rozmezí 0,05 až 0,2 %, 0,2 až 2 % křemíku a 0,5 až 1,5 % manganu, zaručující dobrou svařitelnost. Vyrábějí se v definovaných pevnostních třídách. Struktura je tvořena matricí pro-eutektoidního feritu, vyplněná určitým podílem martenzitické fáze. Ferit zde tvoří plastickou složku, přičemž martenzit působí jako výztuž, přičemž výsledné vlastnosti jsou závislé na podílu jednotlivých složek.
- TRIP - tepelným a mechanickým zpracováním dosahuje efektu transformačně indukované plasticity. Vykazují výbornou tažnost při tváření za studena a dobré pevnostní vlastnosti. Během plastické deformace dochází k přeměně austenitu na deformačně indukovaný martenzit, díky čemuž dochází k výraznému zpevňování materiálu. Výhodou tohoto mechanismu je že působí přímo v kritickém místě čímž oddaluje vznik dislokací a zlepšuje únavové vlastnosti. Pro dosažení tohoto efektu je třeba zajistit vhodné parametry oceli, zejména chemické složení, výchozí mikrostrukturu a tepelné zpracování. Důležité je dodržet správné tepelné zpracování které probíhá v rozmezí teplot  $A_1$  a  $A_3$ , výsledná struktura se skládá z 50 % feritu, 30 % bainitu a 20 % zbytkového austenitu. Významnou fází je zde austenit, který transformuje při deformaci na martenzit a tvoří s bainitem významné prvky zpevnění, zatímco se ferit stará o potřebnou houževnatost.
- TWIP - s obsahem 17 až 20 % manganu jsou austenitické a nemagnetické, bez fázové transformace. Uspořádání mechanických dvojčat způsobí během deformace vysoké zpevnění. Vykazuje vysokou pevnost 600 až 1100 MPa při zachování extrémních hodnot tažnosti, dosahují 60 až 90 %. Vykazuje až dvojnásobnou hodnotu nárazové práce vůči konvenčním ocelím, proto je využívána do deformačních zón automobilů. Mechanismus dvojčatění způsobuje velký nárůst koeficientu zpevnění  $n$  viz obr. 21.
- HSLA - obsahují nízké procento uhlíku čímž je podpořena plasticita. Mechanické vlastnosti jsou kompenzovány mikrolegováním prvků Nb, Ti a V. Vytváření nitridy a karbidy způsobující zpevnění matrice ale i zjemnění struktury, důsledkem čehož dochází ke snížení transiční teploty.
- TRIPLEX - obsahuje vysoké procento manganu 26 až 30 % a hliníku 8 až 12 %, čímž dosahuje snížení hmotnosti. Lze dosáhnout hustoty až  $6,5\text{g/cm}^3$ . Mikrostruktura sestává z matrice s FCC mřížkou, s tou souvisí i vznik dvojčat.



Obr. 21 Souvislost mezi deformací a konstantou  $n$  u vysokopevnostních ocelí [27].

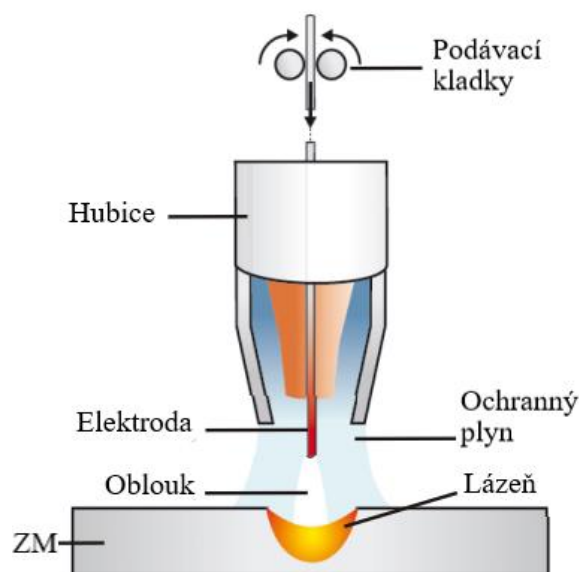
## 2.3 Technologie MAG

Technologie MAG, na obr. 22, spočívá v přivádění proudu do elektrody kontaktní hubicí v hořáku, ta je připojena ke kladnému pólu zdroje proudu, jako záporný pól slouží zemní kleště. Elektroda ve formě drátu se přivádí do místa svaru konstantní rychlostí za pomoci podávacího zařízení. Dochází k natavení v místě vzniku oblouku a přenáší se do svarové lázně. Ochranný plyn se přivádí do místa oblouku hubicí (obr. 23), vytváří ochrannou obálku čímž zabraňuje nevhodným účinky okolní atmosféry. Podávací zařízení elektrody se skládá z vodících dýz zabezpečující plynulé vedení drátu, přičemž samotný pohyb drátu je zabezpečen podávacími kladkami. [2;28;29]



Obr. 22 Schéma MIG zařízení [28]

Metoda MAG je využívána pro svou univerzálnost, je možné svařovat většinu materiálů ve všech svařovacích polohách. Při zmáčknutí spínače na hořáku začne skrz hubici proudit ochranný plyn a se zpožděním vyjíždí drát. Při kontaktu elektrody se ZM dochází ke zkratu a zapálení samotného oblouku. [9]



Obr. 23 Schéma metody MAG [9].

### 2.3.1 Stanovení svařovacích parametrů

Přenos kovu z elektrody do lázně je způsobeno skrz oblouk, ovlivňuje jeho stabilitu, rozstřík, svařovací polohu a kvalitu vzhledu výsledné housenky, popřípadě i mechanické vlastnosti výsledného produktu. Způsob přenosu je pak definován dvěma způsoby, a to volným letem kapky a zkratem elektrody s koupelí, viz obr. 24. [2;8]

Druhy el. oblouku	Tvar kapek	Drát/kapka	Přenos kovu
Zkratový MAG M MAG C	kapky		Pravidelné zkraty
Přechodový MAG M MAG C	Kapky a kuličky		Nahodilé zkraty
Sprchový MAG M	Jemné kapičky		Bezzkratový přenos
Dlouhý (smáčivý) MAG C	Kuličky		Zkraty v delším intervalu
Pulzní MAG M	Drobné kapky		Bezzkratový přenos

Obr. 24 Schéma typů přenosu kovu.

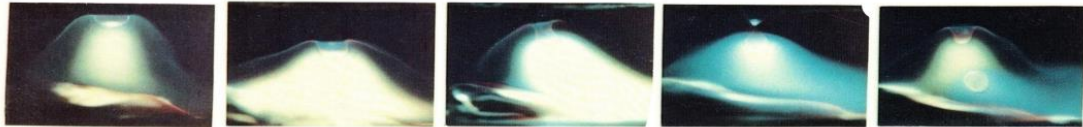
Při volném letu kapky se má kapka trajektorii přímky mezi elektrodou a koupelí, přičemž při zkratu je rychlost podávání elektrody rychlejší než její tavení a tak dochází k ponoření do svarové lázně a zkratu elektrody přičemž dochází k jejímu natavení a rozpuštění v lázni [2]. Dále se dělí na [2;8;28]:

- Krátký oblouk se zkratovým přenosem - dochází k přesnou kovu kontaktem elektrody a lázně a přerušeni oblouk zkratem kdy dochází k oddělení části elektrody která se vlivem povrchového napětí spojí s natavenou lázní. K dosažení tohoto přenosu se nastavují parametry v rozmezí 60 až 180 A a 14 až 22 V. Cyklus zkratového přenosu se skládá z několika částí, prvním je zapálení oblouku následuje ohřev který způsobuje zkrácení oblouku a pokles proudu, dále dochází ke zkratu a natavená elektroda je ohřívána odporovým teplem až do chvíle odtržení a opakování cyklu, viz obr. 25. Tato metoda je obzvláště vhodná pro svařování tenkých plechů, kořenových vrstev tupých svarů a svařování polohových svarů, přičemž dochází k malému rozstříku. Výhodou je malé vnesené teplo z důvodu nízkého napětí a proudu.



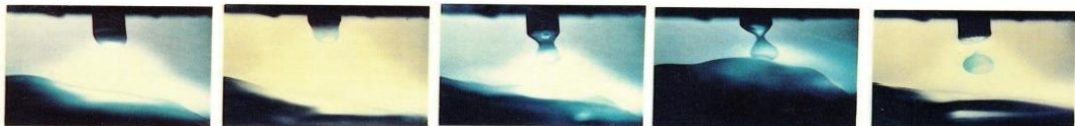
Obr. 25 Průběh přenosu kovu při zkratovém svařování [8].

- Dlouhý oblouk se sprchovým bez zkratovým přenosem - probíhá při parametrech 200 až 500 A a 28 až 40 V, Oblouk hoří plynule bez zkratu a dochází k přenosu kapky bezkontaktně. Kapky jsou plynule odtavovány z elektrody a přenášeny do lázně pomocí plazmatu, viz obr. 26. Během celého cyklu oblouk hoří, a tak se dostává do svaru velké množství tepla je proto typická velická hloubka závaru která se lineárně mění dle hodnoty proudu. Využívá se pro výplňové housenky svarů velkých a středních tloušťek, velikost lázně však omezuje svařování na vodorovné polohy nebo jen omezené polohování



Obr. 26 Průběh přenosu kovu při sprchovém svařování [8].

- Impulsní bez zkratový přenos - je kompromis mezi zkratovým a sprchovým přenosem, viz obr. 27. Průběh je řízen elektronickou cestou a má pravidelný cyklus daný frekvenční amplitudou impulsního proudu. Proud není konstantní jako u sprchového přenosu, ale při oddělení kapky dochází k poklesu proudu. Dochází tak k menšímu vnesenému teple, a proto menším vzniklým deformacím. Výhodou je možnost svařování tenkých plechů a polohových svarů, díky vyššímu proudu je možné využívat levnější dráty větších průměrů.



Obr. 27 Průběh přenosu kovu při svařování impulsním přenosem [8].

- Dlouhý oblouk s rotujícím přenosem kovu - je velmi výkonný bez zkratový přenos, je uskutečněn pomocí intenzivního magnetického pole, které vzniká při 450 až 650 A a 50 až 65 V. Přenos natavených kapek vytváří kuželovou plochu, viz obr. 28. Jedná se o metodu s velmi dobrým závarem a vytváří hluboký a široký svar.



Obr. 28 Průběh přenosu kovu při svařování rotující m přenosem [8].

### 2.3.2 Přídavný materiál

Kvalitu svarového spoje zabezpečuje mimo jiné využitý přídavný materiál elektrody. Pro dosažení požadovaných vlastností svaru je rozhodující chemické složení a množství nečistot. Norma EN 440 definuje chemické složení. Přesné chemické složení, od kterého se odvíjí jejich varianty vychází z nutnosti dostatečné desoxidace svarového kovu, ta zabraňuje vzniku pórovitosti účinkem CO. Vyšším obsahem Mn a Si je dosaženo zamezení ztrát v oxidační atmosféře ochranného plynu. Zvýšením poměru Mn ku Si je zamezeno množství inkluzí, zlepšení tažnosti a rázové houževnatosti. [2]

Tažením za studena získává svařovací drát tvrdost a pevnost potřebnou pro protlačení kladkami do svarové lázně. Dodává se v normalizované řadě průměrů 0,8; 1; 1,2; 1,4; 1,6 a 2 mm. Dodává se navinutý ve svitcích nebo na cívkách. Povrch musí být nezvlhčený, čistý, bez mastnot a rzi. Musí se skladovat při teplotách nad 10 °C a vlhkost vzduchu nesmí přesahovat 50 %. [30]

Často se při svařování setkávám s různými typy drátu. Může byt tvořen plným materiálem nebo také takzvaný trubičkový drát obsahující legury, viz obr. 29. Je tak dosaženo zlepšení mechanických a chemických vlastností svaru. Plnění je ve formě prášku nebo tavidla, v některých případech není potřeba ochranného plynu. [2;31]



Obr. 29 Plněný trubičkový drát [50]

Ochranné plyny jsou normované v DIN EN 439, viz tab. 6. Množství průtoku ochranného plynu se řídí dle průměru plynové trysky a okolního proudění vzduchu. Jako doporučenou hodnotu lze brát u argonu 5 - 10 l/min. U směsi argon - helium je třeba z důvodu nízké hustoty helia nastavit vyšší průtočné množství. Mezi používané ochranné plyny patří [2;32]:

- Argon - je inertní plyn, chemicky nereagující, nehořící, netoxický a bezbarvý. Při sváření se používá při čistotě 99,95 % v označení 3N5 a 3N8. má velmi nízkou tepelnou vodivost, elektrický oblouk má pak vysokou teplotu. Při svařování tavící se elektrodou se používá zřídka, nejčastěji v kombinaci s jinými plyny. Při použití je třeba nižší ionizační energie, aby se stal vodivým pro vznik stabilního oblouku je vhodnější i nižší napětí. Při vzniku oblouku vzniká vyšší záření a značné ztráty zářením a vznikem ozonu, ten je chemicky nestabilní. Přidáním malého množství NO do ochranného plynu snížíme tvorbu ozonu.



- Hélium - je inertní plyn, používaný při čistotě 99,996 %. Vzhledem k nízké atomové hmotnosti je plyn řídký, a tak je třeba upravit rychlost výtoku. Při obsahu 50 % s argonem musí být upraven korekční poměr na 1,35, při čistém heliu pak až 3,16. K výhodám patří vyšší ionizační energie, přes náročnost zapálení oblouku a horší stabilitu oblouku hlavně při dlouhém oblouku. Čistý hliník je vhodný pro svařování mědi
- Kyslík - je sám o sobě nehořlavý ale podporuje hoření ostatních materiálů. Ke svařování se dodává v čistotě 2,5. Nemůže se používat v kombinaci s wolframovou elektrodou, protože i malý podíl toho to plynu způsobuje její oxidaci. Už 1 až 3 % v Ar má výrazný metalurgický efekt ve svarové lázni, 8 % se používá při svařování konstrukčních ocelí.
- Oxid uhličitý - je bezbarevný, netoxický a nehořlavý plyn. Nevhodný v kombinaci s wolframovou elektrodou. Používá se samotný nebo častěji v kombinaci s jinými plyny. Čistý oxid uhličitý (99,7 %) je používán v oblasti svařování zkratovou metodou při svařování uhlíkových a nelegovaných ocelí. Nevhodný pro svařování se sprchovým přenosem, často se kombinuje s Ar.

Tab. 6 Doporučené ochranné plyny v závislosti ku svařovanému materiálu [2].

Ochranný plyn	Složení	Aplikace	Procesy
Argon	100 % Ar	Neželezné kovy	TIG, MIG
Argon + Helium	25-75 % Ar + + 75-25 % He	Al, Mg, Cu	TIG, MIG
Argon + Kyslík	Ar + + 1-2 % O <sub>2</sub>	Korozivzdorné oceli, Al	MIG
Argon + Kyslík	Ar + + 2-5 % O <sub>2</sub>	Nelegované a nízkolegované oceli	MIG
Argon + CO <sub>2</sub>	75 % Ar + + 25 % CO <sub>2</sub>	Nelegované a nízkolegované oceli	MIG, FCAW
Hélium + Argon + CO <sub>2</sub>	90 % He + + 7,5 % Ar + 2,5 % CO <sub>2</sub>	Korozivzdorné oceli a některé legované oceli	MIG
Oxid uhličitý	100 % CO <sub>2</sub>	Nelegované a nízkolegované oceli	MIG, FCA
Dusík	100 % N <sub>2</sub>	Cu	TIG
Argon + Dusík	85-98 % Ar + + 2-15 % H <sub>2</sub>	Austenitická ocel, Ni	TIG

### 3 PRAKTICKÁ ČÁST

Cílem práce je stanovit velikost a strukturní rozdíly TOO u vysokopevnostních ocelí svařováním metodou MAG, a sledovat velikost TOO v závislosti na šířce svařovaného plechu. Byl vybrán materiál CREUSABRO 4800, jedná se o vysoce kvalitní ořezuvzdorný materiál. Umožňuje zpracování běžnými metodami jako je řezání, obrábění a svařování. Jedná se o TRIP ocel, deformací dosahuje zpevňujícího efektu až o 70 HB na mez kluzu 1200 MPa. Chemické a mechanické vlastnosti v tab. 7, převzaty z přílohy číslo 1.

Tab. 7 Chemické složení a mechanické vlastnosti oceli CREUSABRO 4800 [33].

C [%]	S [%]	P [%]	Mn [%]	Ni [%]	Cr [%]	Mo [%]
≤ 0,20	≤ 0,005	≤ 0,018	≤ 1,6	≤ 1,0	≤ 1,9	≤ 0,40
HB [-]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	KCVI [J]	E [GPa]	
370	900	1200	12	36	205	

Přídavný materiál byl vybrán trubičkový drát s kovovou náplní MEGAFIL 742 M12, o průměru 1,2 mm. Je určený přímo pro jemnozrné a vysokopevnostní oceli. Zaručuje vysokou kvalitu svaru, výhodný pro automatizaci. Mechanické vlastnosti v tab. 8, převzaty z přílohy číslo 2.

Tab. 8 Chemické složení a mechanické vlastnosti plněné elektrody MEGAFIL 742 M [34].

C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]
0,05	1,6	0,4	≤ 0,015	≤ 0,015	0,5	2,2	≤ 0,40
R <sub>p0,2</sub> [MPa]		R <sub>m</sub> [MPa]		A <sub>5</sub> [%]	KCVI [J]		
690		940		17	75		

Aby bylo dosaženo validních výsledků je třeba zajistit pro všechny vzorky stejné svařovací parametry, a přitom dosáhnou co nejvyššího dodaného tepla, proto je nutné dosáhnout u nejtenčího vzorku svaru na hranici propálení. Další náležitost je automatizace, při ručním svařování by vznikalo velké ovlivnění nedokonalou posuvovou rychlostí, proto je třeba využití automatizovaného zařízení pro posuv svařovací hlavy.

### 3.1 Příprava vzorků

Vzorky byly vypáleny z plechových polotovary tloušťek 3, 6 a 10 mm. Potřebná plocha byla odhadnuta v závislosti na předpokládané délce svaru 130 mm, potřebné šířce pro vznik TOO a odpadový materiál pro upevnění do zařízení. Proběhlo vyměření přibližně stejných ploch o rozměrech 150 x 140 mm a nachystání na následné dělení. Připravené polotovary na obr. 30.



Obr. 30 Polotovary vzorku.

Samotné dělení probíhalo za pomoci plazmového hořáku (obr. 31) na řezačce ESAB LPH 50 (na obr. 32). Hnacím plynem byl argon o obsahu 82 % a 12 % oxid uhličitý, při 48 A a výstupním tlaku 6,2 bar. Lineární pohyb hořáku byl zařízen lineárním vozíčkem.



Obr. 31 Řezání plazmou.



Obr. 32 ESAB LPH 50.

V místě dělení vznikl opal, následovalo odbroušení a zaoblení ostrých hran. Vybroušení plošky (obr. 33) pro ověření tvrdosti garantované výrobcem. Měřeno na Mitutoyo HH-140 (obr. 34), hodnoty v jednotkách HV10, probíhalo nalezením vhodného místa vpichu, přiložením hlavice k ploše a zatlačení pomocí části tělesné váhy po dobu přibližně 10 s.



Obr. 33 Vzorek na měření tvrdosti.



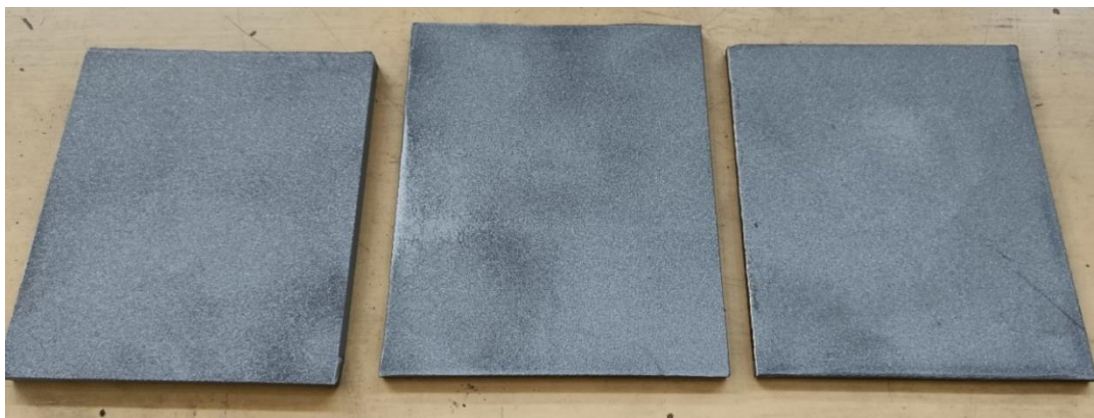
Obr. 34 Mitutoyo HH-140.

Ze vzorků byly naměřeny hodnoty pevnosti, výsledky tab. 9. Hodnoty byly přepočteny na jednotky Brinellovy zkoušky za pomoci aplikace EMCOTEST. Naměřené hodnoty korespondují s hodnotami garantovanými výrobcem. Nejvyšších tvrdostí dosahuje ocel tloušťky 3 mm následně 6 mm a nejměkčí tloušťky 10 mm.

Tab. 9 Naměřené hodnoty tvrdosti HV10/30 na připravených vzorcích.

CREUSABRO 4800	1. Měření	2. Měření	3. Měření	4. Měření	5. Měření	$\bar{x}$ [HV]	$\bar{x}$ [HB]
3 mm	377	407	381	395	365	385	366
6 mm	352	378	356	389	402	375,4	357
10 mm	403	340	372	370	349	366,8	349

Na vzorcích byla viditelná oxidace proto proběhla příprava vzorku ve tryskací komoře, jako abrazivum bylo použito kovového prášku. Probíhalo v tryskací, přičemž bylo zapotřebí použití ochranných pomůcek z důvodu odrážejících se částic od stěn. Byla získána vrstva viz obr. 35.



Obr. 35 Tryskané vzorky.

### 3.2 Experiment

Pro získání nejlepších porovnání vneseného tepla ku tepelně ovlivněné oblasti bylo třeba stanovit parametry tak aby bylo dosaženo co nejvyššího vneseného tepla a aby nedošlo k propálení nejtenčího vzorku, byl proto vzat polotovár CREUSABRO 4800 o tloušťce 3 mm a experimentálně bylo odhadnuto nejvhodnější svařovací parametry. Z důvodu rovnoměrnějšího rozložení vneseného tepla bylo použito rozkyvu 7 mm. Dodržení rychlosti svařování bylo zajištěno mechanizovaným podélným zařízením FRONIUS FCR-4 na obr. 36. Svařečka byla použita FRONIUS TransPlusSynergic 4000 na obr. 37.



Obr. 36 Lineární mechanizované zařízení.



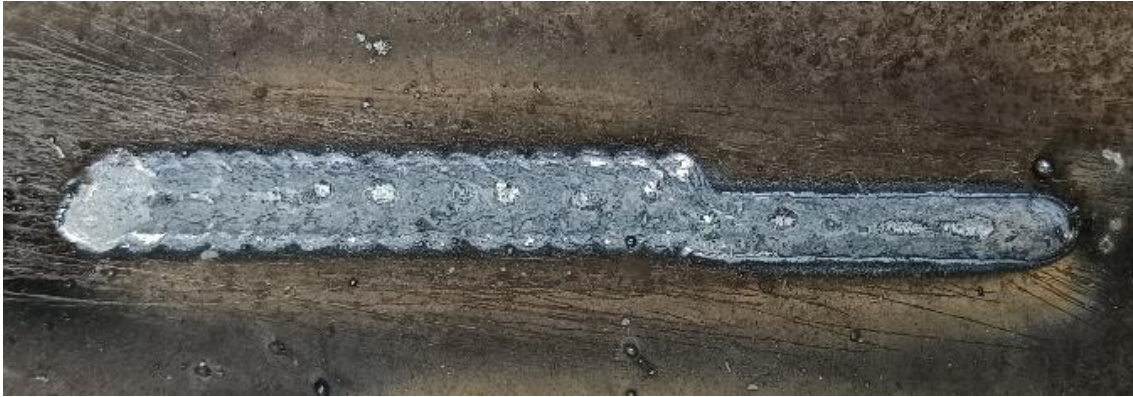
Obr. 37 TransPlusSynergic 4000.

První svar byl uskutečněn při 220 A, 20 V a 45 cm/min, pokus byl okamžitě zastaven z důvodu propálení plechu. Pro zbytek svaru byly sníženy parametry na 115 A, 21 V při 45 cm/min, s rozkyvem 7 mm v tomto případě nedošlo k propálení plechu ale výsledný svar nebyl uspokojivý dle obr. 38. Po vizuální stránce je svar „okousaný“, je proto třeba ještě vyladit vhodné parametry.



Obr. 38 Experimentální návar 1. pokus.

Proud byl zvýšen na 130 A, 20,7V při 45 cm/mm, v tomto případě již bylo dosaženo uspokojivého výsledku z pohledu množství tepla zvládnuté plechem. Na začátku svařování bylo opomenuto zapnutí rozkyvu, tento fakt avšak neznehodnocuje výsledek. Kvůli vizuální stránce bylo třeba snížit posuvovou rychlost dle obr. 39.



Obr. 39 Experimentální návar 2. pokus.

Byly tedy stanoveny parametry na 130 A, 20,7 V a posuvová rychlost byla snížena na 35 cm/min. Bylo dosaženo velice pěkného návaru vyhovující předpokladům pro tento experiment. Tímto způsobem se stanovily svařovací parametry pro finální svar, viz obr. 40.



Obr. 40 Experimentální návar 3. pokus.

Samotný experiment spočíval v upevnění vzorku do držáku, nastavení délky svaru, seřízení vzdálenosti hubice, a zapnutí rozkyvu. První se svařoval plech tloušťky 3 mm, výsledek na obr. 41. Pro všechny vzorky platili svařovací parametry 130 A, 20,7V, 35 cm/min a rozkyv 7 mm. Vzorek bude dále označován podle materiálu CREUSABRO a jeho tloušťky jako C03.



Obr. 41 Svar 3 mm 130 A.

Následoval vzorek 6 mm, výsledek na obr. 42. Lze zde vysledovat rychlejší chladnutí svarového kovu, ze svaru je viditelná trajektorie pohybu svařovací hlavy, zatímco u vzorku 3 mm docházelo ke slévání do jedné lázně. Ze spodní strany bylo viditelné TOO došlo tak k prohřátí vzorku v celé tloušťce. Tento vzorek bude následně označován jako **C06**.



Obr. 42 Svar 6 mm 130 A.

Na obr. 43 je vzorek tloušťky 10 mm. Trajektorie je zde ještě výraznější, což indikuje ještě větší difuzi tepla do materiálu. Oblast oxidace je viditelně užší a nedošlo k prohřátí vzorku skrz plnou tloušťku. Vzorek bude označován zkratkou **C10**.



Obr. 43 Svar 10 mm 130 A.

Byl vyroben další vzorek, stejným postupem, tloušťky 10 mm na kterém bylo otestováno chování materiálu při extrémních svařovacích parametrech. Bylo nastaveno 300 A a 28,8 V při zachování posuvové rychlosti 35 cm/min a rozkyvu. Vznikl tak masivní kus návaru, viz obr. 44. Vzorek bude následně označován jako **C10N**, kde n bude znamenat nepředehřátý.



Obr. 44 Svar 10 mm 300 A 30,5 °C.

Bylo využito ohřevu vzorku z předchozího svařování a vytvořil se druhý návar. V okamžiku druhého svařování dosahovala teplota ZM 134,9 °C, ta posloužila jako přehřev a vznikl tak placatější návar, viz obr. 45, než v předchozí operaci. Ustavování vzorku probíhalo za pomoci kleští, aby došlo k co nejmenšímu ochlazení. Vzorek bude označován jako **C10P**, kde znaménko p označuje přehřev.



Obr. 45 Svar 10 mm 300 A 134,9 °C.

Následné nařezání všech vzorků, probíhalo na kotoučové pile Struers Labotom - 5 na obr. 47. Aby nedošlo k přílišnému tepelnému ovlivnění, probíhalo řezání pod proudem chladicí emulze značky RIXOL 2000 (obr. 46). Byl použit kotouč značky Struers 50A25 o průměru 250 mm, přímo určený pro přesné řezání vzorků určených na metalografické účely. Dělení probíhalo při doporučených řezných podmínkách 2200 ot/min.



Obr. 46 Dělení s chladicí emulzí.



Obr. 47 Struers Labotom – 5.



Došlo k dělení třemi řezy pro získání dvou vzorků z jednoho místa. Byli zvoleny ve středu svaru, došlo tak k získání reprezentativního vzorku mající průměrné parametry celého svaru. V případě větších ploch bylo nutné oddělit přebytečný materiál, aby bylo dosaženo přibližně stejných ploch vzorku jako je na obr. 48. Tento případ se týkal vzorku svařovaných vysokými parametry jako je C10N a C10P.



Obr. 48 Nadělený vzorek C10N.

Následné broušení probíhalo na ATM SAPHIR 330 na obr. 49. Byly použity otáčky v rozmezí 50– 150 m/s. Brusný kotouč značky WS FLEX 18 C Waterproof. První bylo využito zrnitosti P180 následně P320. Pro dokončení P600 za použití nižších otáček pro co nejjemnější výbrus. Při každém přebroušení bylo cílem odstranit rýhy z předchozí operace proto probíhalo každé broušení při jiném natočení vzorku ve směru otáčení kotouče.

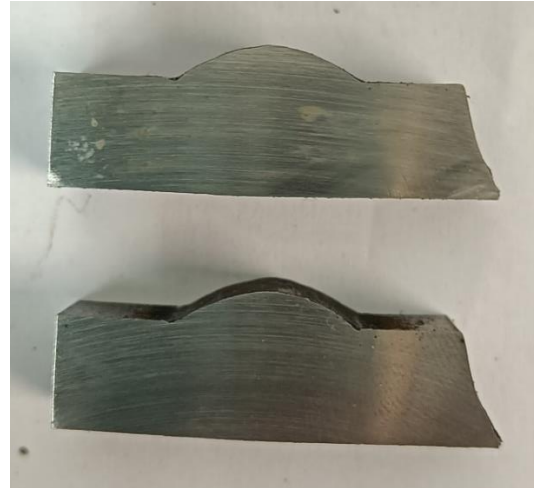


Obr. 49 ATM SAPHIR 330

Při broušení nesmí dojít k zaoblení plochy, toho bylo nejtěžší dosáhnout u vzorku C03 na obr. 50. Došlo by tak ke znehodnocení měřené plochy, při velkém zvětšení pak docházelo k deformaci obrazu. Jeden zabral přibližně 20 min broušení, na vzorek bylo nutné aplikovat malý přítlak, při velkém by hrozilo nebezpečí vzniku rýh, ty by komplikovaly následné přebrušování. V případě vzorků větších tloušťek, viz obr. 51, kde je plocha velká bylo broušení jednodušší, nedocházelo tolik k vybočování.



Obr. 50 Přebrušený vzorek C03.



Obr. 51 Přebrušený vzorek C10N.

Z důvodu náročné manipulace se vzorky bylo rozhodnuto o jejich fixaci do „puku“. Vzorek byl položen snímanou plochou do přípravku ve stroji Struers CitoPress-20, na obr. 52, fixován pryskyřicí pro zalévání za tepla EPO černá od firmy QATM a jako výplň byla využita levnější PuriFast na bázi polypropilenu s dřevěným a minerálním plnivem od firmy Struers. Následně byl spuštěn program zapékání vzorku, to probíhalo při 160 °C a tlaku 300 bar po dobu 5 min. Následovalo chlazení po dobu 3.5 min. Metoda je vhodná pro kovové i nekovové materiály, díky nízké teplotě zapékání nedochází ve vzorku k tepelnému ovlivnění a dochází ke zpevnění pryskyřice. Vzniklé vzorky na obr. 53.



Obr. 52 Struers CitoPress-20.

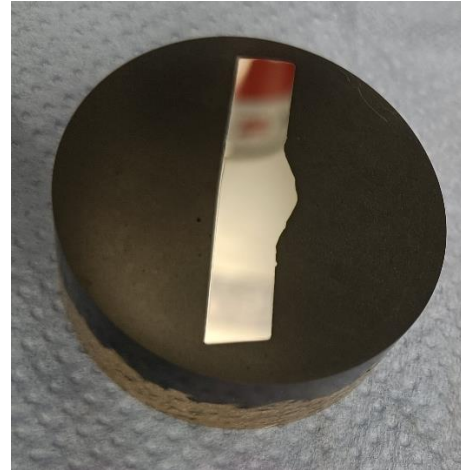


Obr. 53 Vzorky fixované v pryskyřici.

Následovalo broušení na automatizovaném zařízení ATM SAPHIR 560, na obr. 54. Výhodou je možnost vložení až 6 fixovaných vzorků do nosiče. Následovalo broušení programem specifikovaným pro zrnitost kotouče P220 5 min přitlakem 40 N při otáčkách brusného kotouče 300 ot/min a nosiče 150 ot/min, bylo tak odstraněno povrchové vrstvy a zarovnání vzorku. Následoval kotouč zrnitosti P500, 7 min stejným přitlakem a otáčkách kotouče a nosiče. Jemnější P1200 při stejných podmínkách a finální leštění za použití diamantové suspenze alkoholové báze typu DP-Suspension A o jemnosti zrna 3  $\mu\text{m}$ . Bylo tak dosaženo zrcadlového lesku vhodného pro následné leptání viz obr. 55.

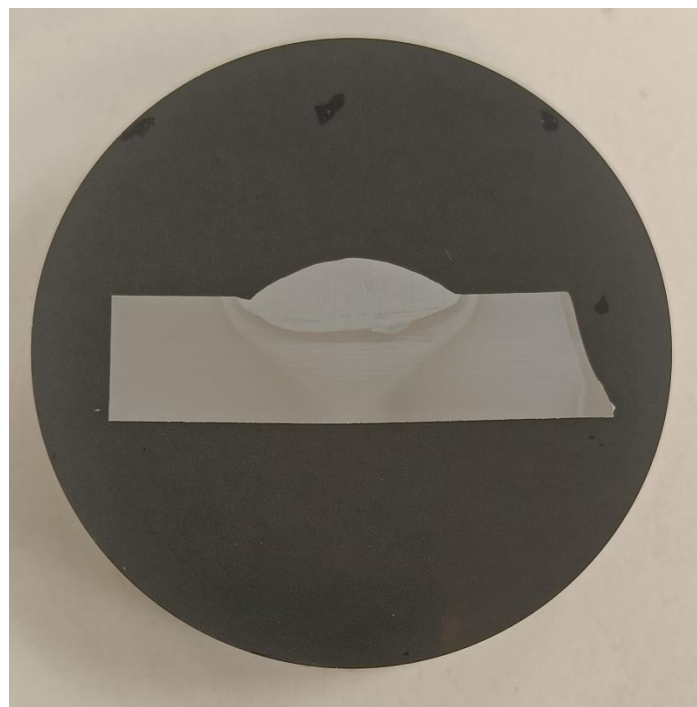


Obr. 54 ATM SAPHIR 560.



Obr. 55 Vyleštěný vzorek C06.

Pro zvýraznění struktury bylo použito kyseliny dusičné na alkoholové bázi Nital 2 %, vhodné pro nelegované a nízkolegované oceli. Nanášení probíhalo namočením vzorku do kádinky s kyselinou, následné opláchnutí lihem a osušení horkovzdušnou pistolí. Zvýrazněná makrostruktura na obr. 56.



Obr. 56 Zvýrazněná struktura vzorku C10N.

### 3.3 Vyhodnocení

V experimentu byl hlavní sledovaný parametr tepelně ovlivněná oblast. V této úloze sehrává hlavní roli materiál, vnesené teplo a doba ochlazování. Proto je vhodné tyto parametry nejdříve určit. Ocel s menším uhlíkovým ekvivalentem snižuje potřebu přehřevu materiálu, důvodem je menší tepelná vodivost. Uhlíkový ekvivalent je pro daný materiál dle vztahu (2.2), podmínkou použití tohoto výpočtu je i rozsah legujících prvků v tomto případě je dovolená maximální hodnota chromu 1,4 % čímž CREUSABRO 4800 nevyhovuje, lze ale tento fakt zanedbat. Výsledný vztah tak vypadá následovně:

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

$$CET = 0,2 + \frac{1,6 + 0,4}{10} + \frac{1,9 + 0}{20} + \frac{1}{40} = 0,52 \%$$

kde: C – obsah uhlíku 0,2 %  
 Mn – obsah manganu 1,6 %  
 Mo – obsah molybdenu 0,4 %  
 Cr – obsah chromu 1,9 %  
 Cu – obsah mědi 0 %  
 Ni – obsah niklu 1 %

Uhlíkový ekvivalent je pro ocel CREUSABRO 4800 roven 0,52 %.

Během experimentu byly využity dva typy svařovacích parametrů pro vzorky C03, C06 a C10 byly použity  $I_1 = 130$  A,  $U_1 = 20,7$  V a  $v_s = 35$  cm/min. Svařováno bylo metodou MAG, kde je účinnost stanovena na  $\eta = 0,85$  dle tab. 2. Přes to že bylo použito rozkyvu vztah tento parametr nebere v úvahu proto je tepelný příkon počítán dle vztahu (2.1):

$$Q_1 = \frac{\eta \cdot U_1 \cdot I_1}{v_s \cdot 1000} =$$

$$Q_1 = \frac{0,85 \cdot 20,7 \cdot 130}{\frac{35 \cdot 10}{60} \cdot 1000} = 0,392 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$$

Tepelný příkon vychází pro nižší svařovací parametry 0,392 kJ/mm.

Následně byly parametry zvýšeny na  $I_2 = 300$  A,  $U_2 = 28,8$  V při 35 cm/min. Dělal se dva návary na plechu kde vznikly vzorky C10N a C10P. Lze tak odhadovat velké navýšení tepla jelikož je v tomto vztahu napětí a proud je zde ve přímé úměře. Výpočet dle vztahu (2.1):

$$Q_2 = \frac{\eta \cdot U_2 \cdot I_2}{v_s \cdot 1000} =$$

$$Q_2 = \frac{0,85 \cdot 28,8 \cdot 300}{\frac{35 \cdot 10}{60} \cdot 1000} = 1,259 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$$

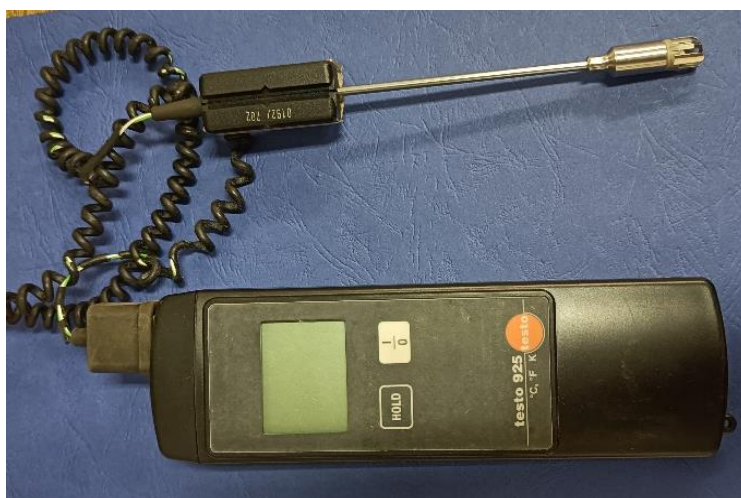
Tepelný příkon po zvýšení svařovacích parametrů vychází čtyřikrát více 1,259 kJ/mm.

Po dokončení návaru a zajištění svařovací hlavičky do výchozí polohy. Byla změřena teplota ve třech místech a to na konci, středu a začátku svaru. Měření probíhalo za pomoci infračerveného teploměru RAYNGER MX na obr. 57, emisivita nastavena na 0,8.



Obr. 57 Infračervený teploměr Raynger MX.

Jako kalibrační zařízení byl použit kontaktní teploměr TESTO 925 (obr. 58). Bylo to nutné z důvodu určení emisivity pro infračervený teploměr. Bez této kalibrace by měření nebylo validní. Kalibrace probíhala při teplotách 500 °C aby nedošlo k ohrožení měřicího zařízení.



Obr. 58 Kontaktní teploměr TESTO 925.

Naměřené hodnoty v tab. 10. Vzhledem k průběhu měření se nejednalo o laboratorní přesnost měření, proto jsou hodnoty pouze orientační. Z tabulky lze vysledovat rychlejší ochlazení svaru u vzorků větší tloušťky, platí zde větší difuze tepla do materiálu.

Tab. 10 Výsledky měření teploty svaru.

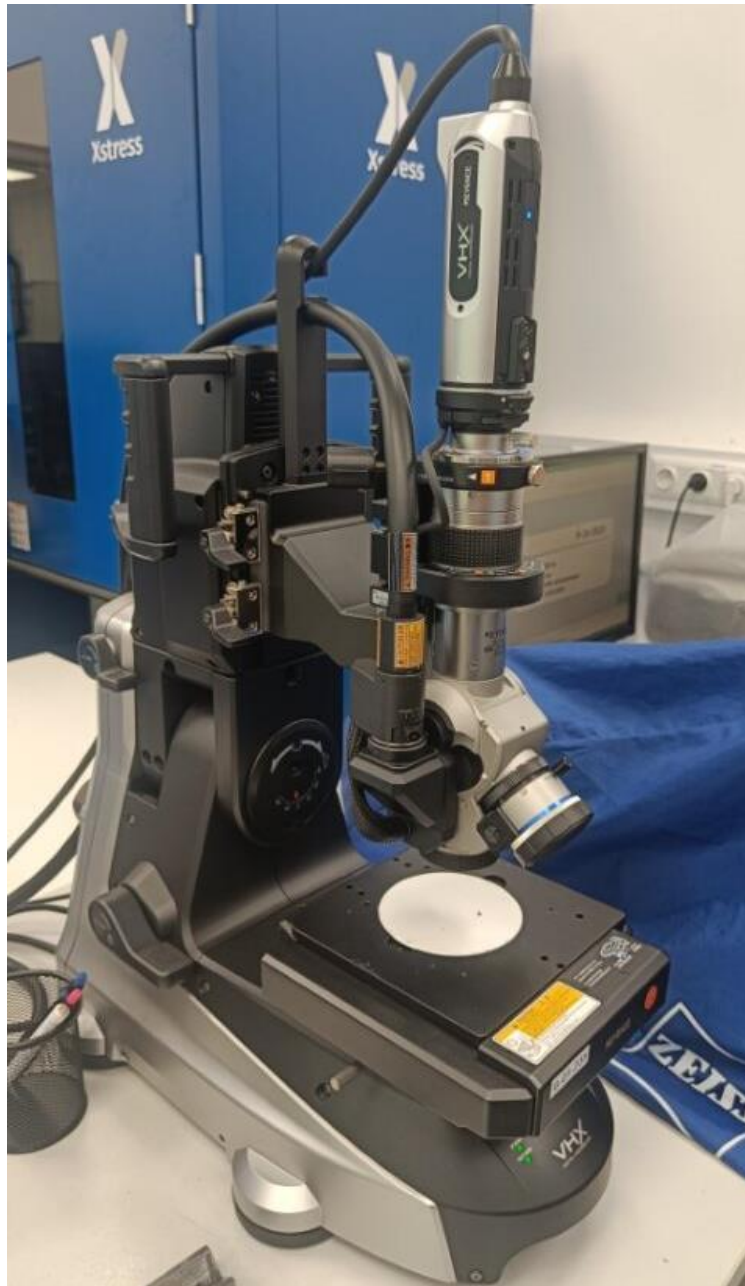
	$T_0$ [°C]	$T_1$ [°C]	$T_2$ [°C]	$T_3$ [°C]	$T_{ZM}$ [°C]	$\bar{T}$ [°C]
C03	22,6	500	500	480	80	493
C06	23,8	390	390	300	62	360
C10	27,6	300	260	200	50	253
C10N	30,5	590	550	490	150	543
C10P	134,9	560	600	500	300	553

Dalším měřením bylo zjištění tvrdosti HV 10 na tvrdoměru STRUERS DuraScan-70, na obr. 59. Výhodou zařízení je automatizovatelnost, po vložení vzorku do přípravku došlo k naskenování malých ploch vzorku ve velkém přiblížení a následné poskládání, ze kterého vznikla velmi detailně nasnímaná plocha celého vzorku. Na ni pak bylo možné určit souřadnice vpichů. Jelikož se jednalo o měření HV10, určuje norma aby byly vpichy od sebe navzájem vzdáleny minimálně tři šířky uhlopříčky vpichu. Předpokládala se nejnižší tvrdost ZM okolo 300 HV 10 kde by se šířka uhlopříčky vpichu pohybovala okolo 250  $\mu\text{m}$ , proto byla minimální vzdálenost mezi vpichy stanovena na 1 mm. Dělá se tak aby nedošlo k ovlivnění od sousedního vpichu. Byl tak stanoven rast, pro vzorky C03, C06 a C10 byla vytvořena linie vpichů vzdálená 2 mm od povrchu a vzdálenost mezi vpichy 2 mm. Byl tak získán průběh tvrdostí v průřezu TOO. U vzorků C10N a C10P, byl rast nastaven stejným způsobem, tentokrát ale bylo možné změřit tvrdosti návarové části proto se přidali dva vpichy na rozhraní TOO a odebralo pár v oblasti návaru, předpokládalo se totiž že se hodnoty v návaru nebudou příliš lišit.



Obr. 59 STRUERS DuraScan-70.

Pro pořízení makro a mikro snímků bylo využito profesionálního mikroskopu značky KEYENCE řady VHX-7000, na obr. 60. Využívající zoomovací objektiv VH - ZST značky KEYENCE s možností 20 až 2000 násobného zvětšení, při pracovní vzdálenosti 15 mm. Objektiv je navržen pro zaručení optimální rovnováhy mezi hloubkou ostroty a jasnem díky 4 K obrazovému senzoru. Zde byli provedeny snímky makro struktury, následně přiblížena na proměření návaru a oblastí TOO. Nakonec se prohodily objektivy a udělali se mikrostrukturní snímky návaru, tepelně ovlivněné oblasti, základního materiálu a další zajímavé místa.



Obr. 60 Mikroskop KAYENCE VHX-7000.

### 3.3.1 Vzorek C03

Jakožto nejtenčí vzorek, je předpoklad že teplota doporučeného předehřevu bude nejnižší. Nehrozí totiž dle naměřené teploty ochlazování že by došlo k jejímu rychlému ochlazení a vzniku studených trhlin. U těchto typů ocelí se uvádí množství vodíku **HD** = 5 ml/100g. Pro vzorek tloušťky C03 je doporučená teplota předehřevu dle vztahu (2.8):

$$T_{pC03} = 697 \cdot CET + 160 \cdot \tanh\left(\frac{d_{03}}{35}\right) + 62 \cdot HD^{0,35} + (53 \cdot CET - 32) \cdot Q_1 - 328 =$$

$$T_{pC03} = 697 \cdot 0,52 + 160 \cdot \tanh\left(\frac{3}{35}\right) + 62 \cdot 5^{0,35} + (53 \cdot 0,52 - 32) \cdot 0,392 - 328 =$$

$$T_{pC03} = 110,14 \text{ } ^\circ\text{C}$$

Doporučená teplota předehřevu pro vzorek tloušťky 3 mm je 110,14 °C

Následně je třeba vypočítat dobu ochlazení ta se pohybuje u každého vzorku jinde z důvodu rozdílných teplot  $ZM T_0$ , v určitých případech rozdílné tepelné energie  $Q$  a tloušťka vzorku. Pro vzorek C03 dle vztahu (2.9):

$$t_{8/5C03} = (4300 - 4,3 \cdot T_{oC03}) \cdot 10^5 \cdot \frac{Q_1^2}{d_{03}^2} \cdot \left[ \left( \frac{1}{500 - T_{oC03}} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - T_{oC03}} \right)^2 \right] \cdot F_2$$

$$t_{8/5C03} = (4300 - 4,3 \cdot 22,6) \cdot 10^5 \cdot \frac{0,392^2}{3^2} \cdot \left[ \left( \frac{1}{500 - 22,6} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - 22,6} \right)^2 \right] \cdot 1$$

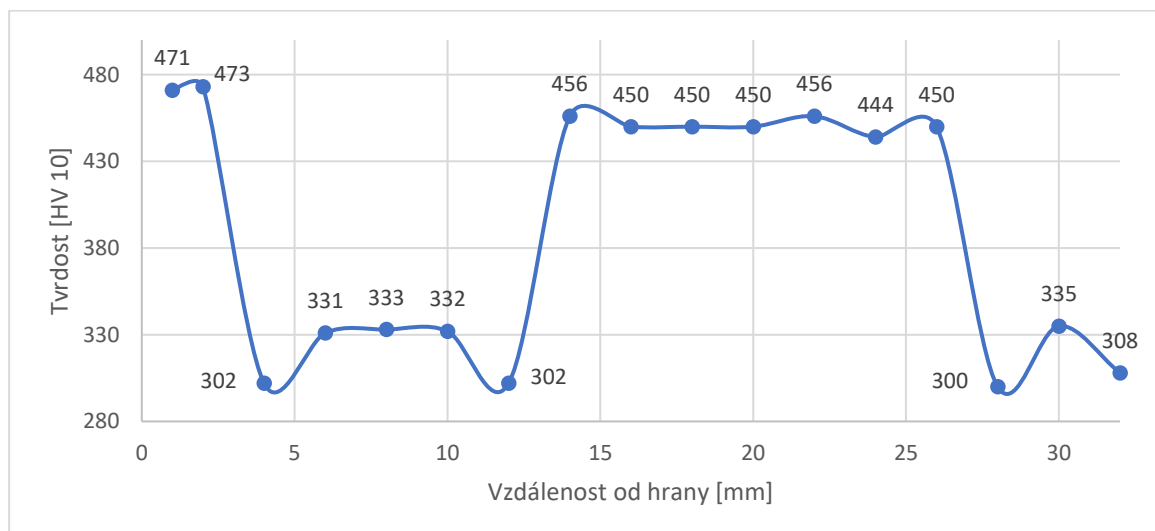
$$t_{8/5C03} = 19,61 \text{ s}$$

kde:  $T_{oC03}$  – Teplota základního materiálu 22,6 °C, viz tab. 10.

$F_2$  – Součinitel tvaru viz tab. 5 je voleno 1

Předpokládaná doba chladnutí mezi teplotou 800 až 500 °C je 19,61 s.

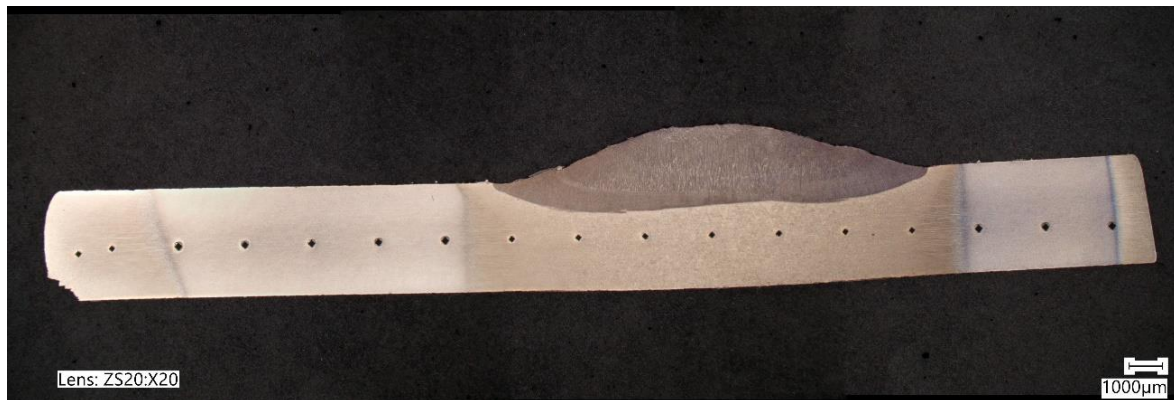
Na vzorek C03 bylo nanášeno 17 vpichů, vznikl tak průběh tvrdostí v průřezu vzorku viz obr. 61. V levé části vzniklo tepelné ovlivnění od předchozího dělení plasmou, v tepelně ovlivněné oblasti od dělení dosahují tvrdosti hodnoty okolo 470 HV. Pod návarem došlo ke zpevnění k hodnotám 450 HV. Z průběhu lze vysledovat i pokles tvrdosti na rozmezí oblasti TOO, zde se pohybuje tvrdost kolem hodnoty 330 HV.



Obr. 61 Tvrdosti HV 10 vzorek C03.

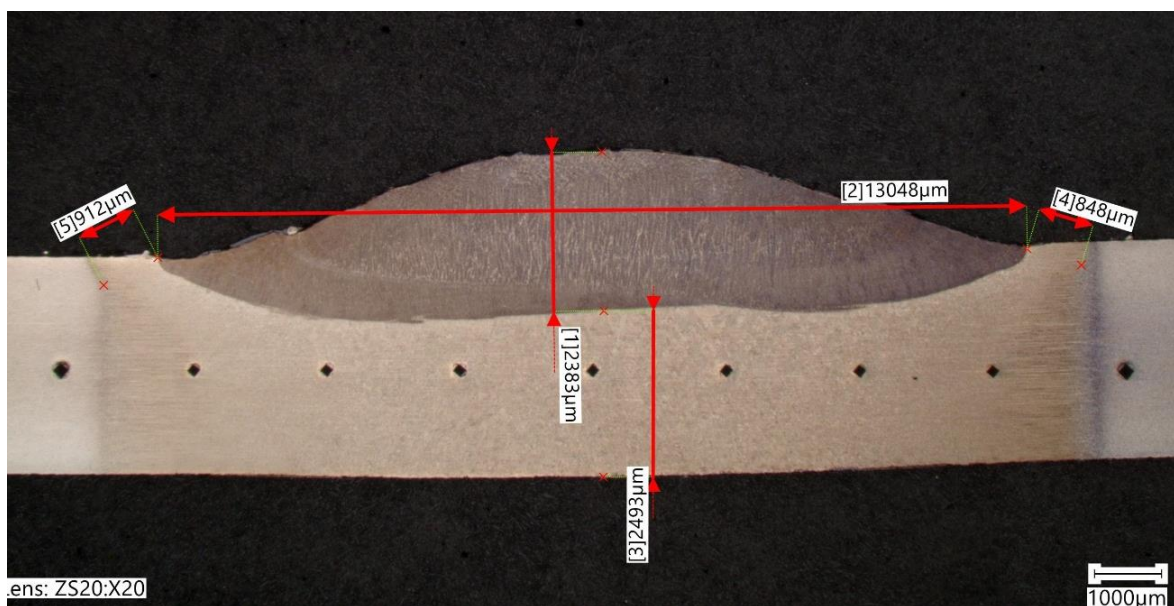


Na obr. 62, je vzorek C03 po výbrusu, leptání a měření tvrdosti. Na první pohled je viditelný rozdíl velikosti vpichu, pod návarem jsou menší, indikující větší tvrdost, zatímco v TOO výrazně větší znamenající menší tvrdost. Z pravé strany lze vysledovat TOO z předchozího dělení plazmou a z levé strany mez TOO a základní materiál.



Obr. 62 Makro výbrus vzorek C03.

Na obr. 63, je výrazná tloušťka návaru ta činí až 13 mm v šířce, výška je pak 2.4 mm. Tepelně ovlivněná oblast je výrazná skrz celou tloušťku vzorku, činí 2.5 mm do hloubky a na okrajích tvoří přibližně 0,9 mm. Linie normalizace je téměř svislá a neprosto minimální, je proto evidentní že zde nemělo teplo kam difundovat a vlivem pomalého chladnutí došlo k prohřátí, v celé tloušťce tak převládá pásmo prohřátí.



Obr. 63 Rozměry TOO vzorek C03.

Lze tedy konstatovat že svařovací parametry byly nastaveny správně. Došlo k co největšímu nahřátí v celé tloušťce. Při dalším zvýšení parametrů by nejspíše došlo k propálení a znehodnocení experimentu. Vlivem pomalého ochlazení tak lze předpokládat že nebylo dosaženo kritické rychlosti ochlazení ke vzniku vysokého procenta martenzitu. Lze tak ve struktuře očekávat bainit se zbytkovým austenitem s malým podílem perlitu. ZM vykazuje menší tvrdosti než byly stanoveny před navařováním, došlo tedy k částečnému popuštění celého vzorku čímž vzniká velmi nesourodá struktura.

### 3.3.2 Vzorek C06

Zde lze očekávat vyšší doporučený předehřev z důvodu navýšení tloušťky materiálu. Bude totiž docházet k větší difuzi tepla do vzorku o pokojové teplotě. Jediná změna proměnné je tedy tloušťka. Pro vzorek C06 je vztah (2.8) následující:

$$T_{pC06} = 697 \cdot CET + 160 \cdot \tanh\left(\frac{d_{06}}{35}\right) + 62 \cdot HD^{0,35} + (53 \cdot CET - 32) \cdot Q_1 - 328 =$$

$$T_{pC06} = 697 \cdot 0,52 + 160 \cdot \tanh\left(\frac{6}{35}\right) + 62 \cdot 5^{0,35} + (53 \cdot 0,52 - 32) \cdot 0,392 - 328 =$$

$$T_{pC06} = 123,62 \text{ } ^\circ\text{C}$$

Doporučený předehřev pro vzorek C06 je 123,62 °C.

Rychlost ochlazování mezi teplotou 800 až 500 °C bude tedy větší. Lze tak usoudit na základě tab. 10 a velikosti zoxidované oblasti kolem svaru. U vzorku C06 je rychlost ochlazování volena následujícím způsobem dle vztahu (2.9):

$$t_{8/5C06} = (4300 - 4,3 \cdot T_{oC06}) \cdot 10^5 \cdot \frac{Q_1^2}{d_{06}^2} \cdot \left[ \left( \frac{1}{500 - T_{oC06}} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - T_{oC06}} \right)^2 \right] \cdot F_2$$

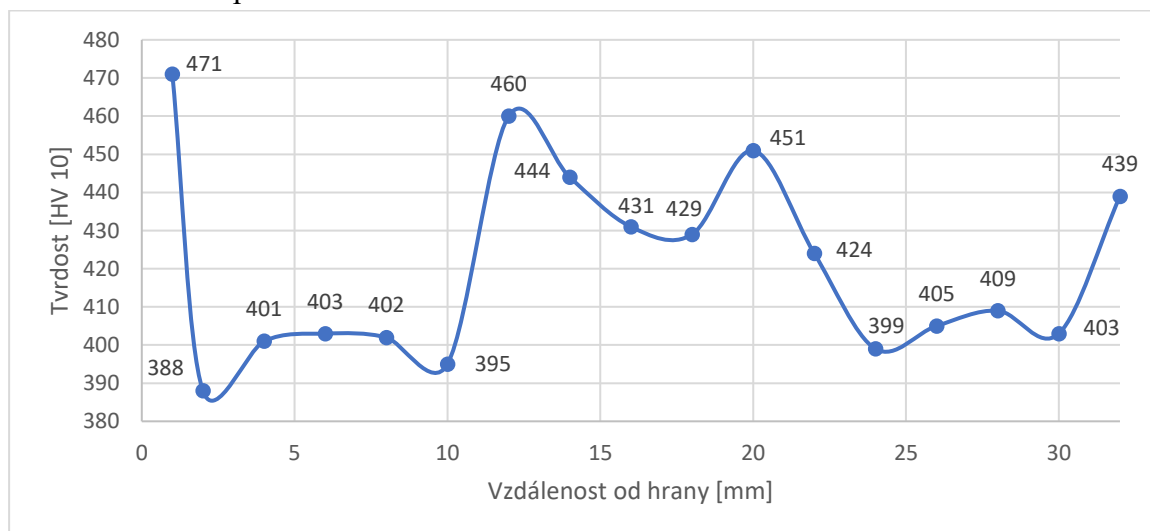
$$t_{8/5C06} = (4300 - 4,3 \cdot 23,8) \cdot 10^5 \cdot \frac{0,392^2}{6^2} \cdot \left[ \left( \frac{1}{500 - 23,8} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - 23,8} \right)^2 \right] \cdot 1$$

$$t_{8/5C06} = 4,93 \text{ s}$$

kde:  $T_{oC06}$  – Teplota základního materiálu 23,8 °C

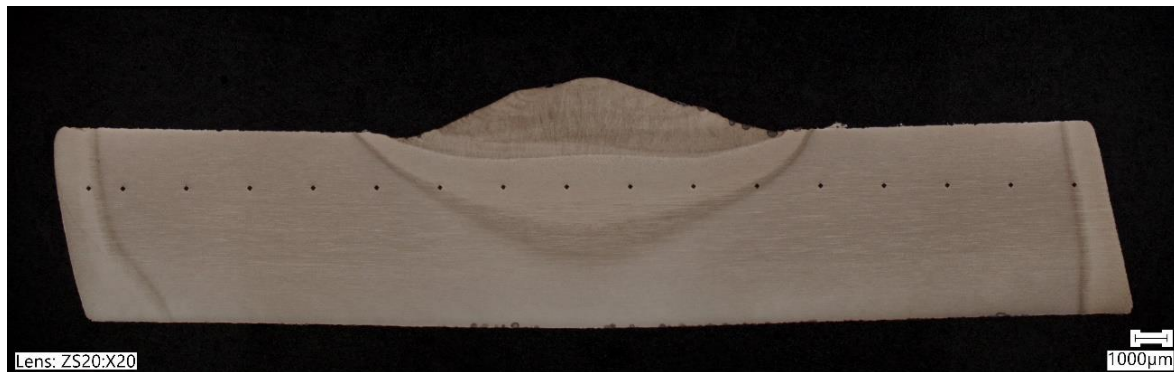
Rychlost ochlazení  $t_{8/5}$  je 4,93 s.

Vzorek C06 obsahoval 17 vpichů dle obr. 64. Průběh vykazuje zpevnění v oblasti pod návarem, kde tvrdost dosahovala 430 HV, přičemž bylo dosaženo vpichu do oblasti normalizace kde se tvrdost dostala až na hodnotu 460 HV. Zatímco ve zbytku vzorku se pohybovala kolem 400 HV. Nárůst tvrdostí na okrajích vzorku indikuje vzniklou tvrdost v oblasti TOO od předchozího dělení plasmou kde se tvrdost dostává na hodnotu 470 HV.



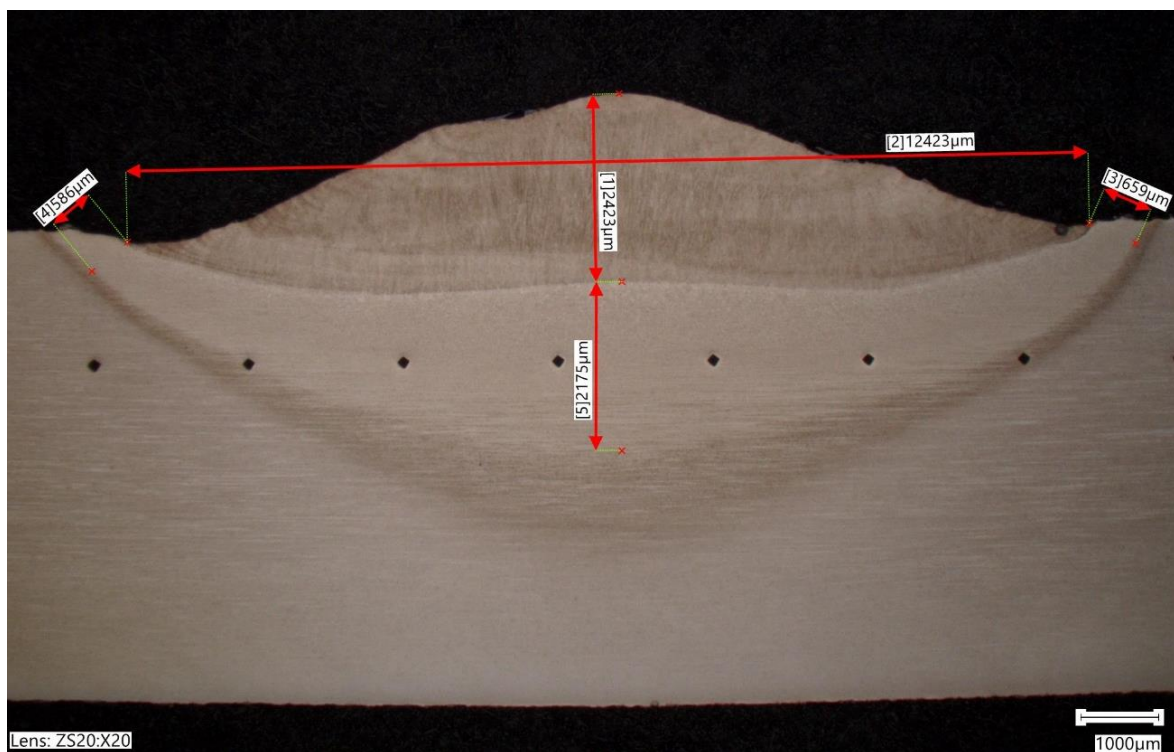
Obr. 64 Tvrdosti HV 10 vzorek C06.

Vzorek tloušťky 6 mm na obr. 65. Na první pohled výrazně menší TOO končí přibližně v polovině materiálu. Na okrajích viditelné TOO z předchozího dělení plechu. Na okrajích vzorku lze vysledovat malé kapičky, jedná se o vznikající korozi, přičemž od samotného leptání uběhlo jen pár minut.



Obr. 65 Makro výbrus vzorek C06.

Šířka návaru v tomto případě činí 12.4 mm, viz obr. 66, přičemž výška je 2.4 mm. Návar tak dosahuje přibližně stejných rozměrů. Menší je pak TOO dosahující 2.2 mm do hloubky a po stranách činní přibližně 0.6 mm. Došlo tak k větší difuzi tepla do materiálu a rychlejšímu ochlazení návaru.



Obr. 66 Rozměry TOO vzorek C06.

Z vyhodnocení lze usoudit že došlo k mnohem rychlejší difuzi tepla. V ARA diagramu by se tak rychlost ochlazení přiblížila k rychlosti kritické. Vzniká zde tak více martenzitu se zbytkovým austenitem, bainit a malé množství perlitu.

### 3.3.3 Vzorek C10

Zde lze očekávat ještě vyšší doporučený předehřev z důvodu větší tloušťky materiálu. Jelikož je tloušťka 3x větší než u vzorku C03, nejsou pro ni tyto svařovací parametry vhodné, v normálním případě by bylo nutné parametry navýšit. Jediná změna proměnné je tloušťka. Pro vzorek C10 je vztah (2.8) následující:

$$T_{pC10} = 697 \cdot CET + 160 \cdot \tanh\left(\frac{d_{10}}{35}\right) + 62 \cdot HD^{0,35} + (53 \cdot CET - 32) \cdot Q_1 - 328 =$$

$$T_{pC10} = 697 \cdot 0,52 + 160 \cdot \tanh\left(\frac{10}{35}\right) + 62 \cdot 5^{0,35} + (53 \cdot 0,52 - 32) \cdot 0,392 - 328 =$$

$$T_{pC10} = 140,97 \text{ } ^\circ\text{C}$$

Doporučený předehřev je pro vzorek C10 roven 140,97 °C

Lze očekávat že rychlost ochlazení bude velická. Blížící se k rychlosti kritické, zvýšením svařovacích parametrů by se tomuto faktu zabránilo, nebo aspoň zmírnil její dopad na výslednou strukturu. Výpočet doby ochlazení vzorku C10 dle vztahu (2.9):

$$t_{8/5C10} = (4300 - 4,3 \cdot T_{oC10}) \cdot 10^5 \cdot \frac{Q_1^2}{d_{10}^2} \cdot \left[ \left( \frac{1}{500 - T_{oC10}} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - T_{oC10}} \right)^2 \right] \cdot F_2$$

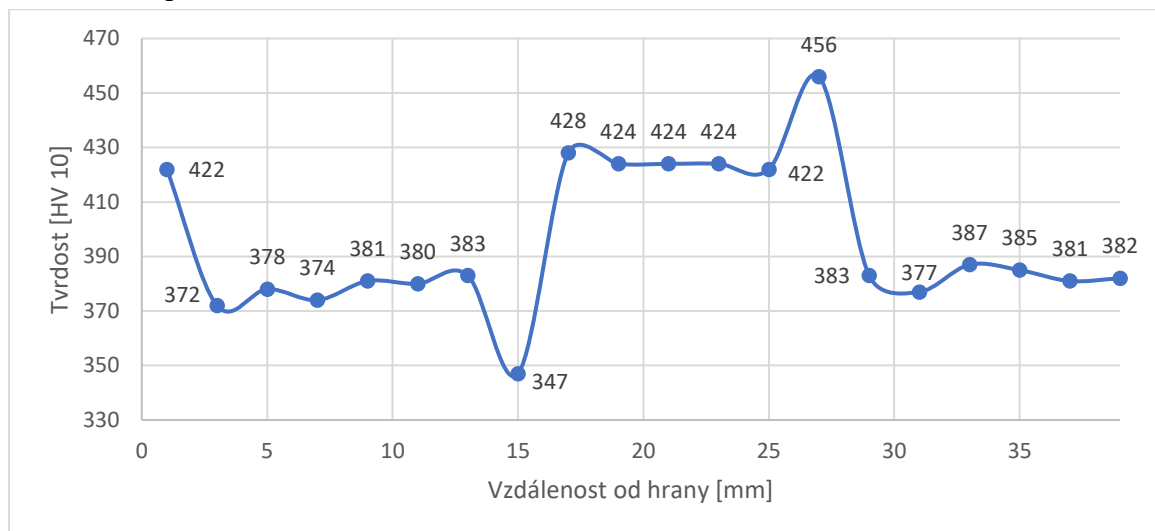
$$t_{8/5C10} = (4300 - 4,3 \cdot 27,6) \cdot 10^5 \cdot \frac{0,392^2}{10^2} \cdot \left[ \left( \frac{1}{500 - 27,6} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - 27,6} \right)^2 \right] \cdot 1$$

$$t_{8/5C10} = 1,80 \text{ s}$$

kde:  $T_{oC10}$  – Teplota základního materiálu 27,6 °C

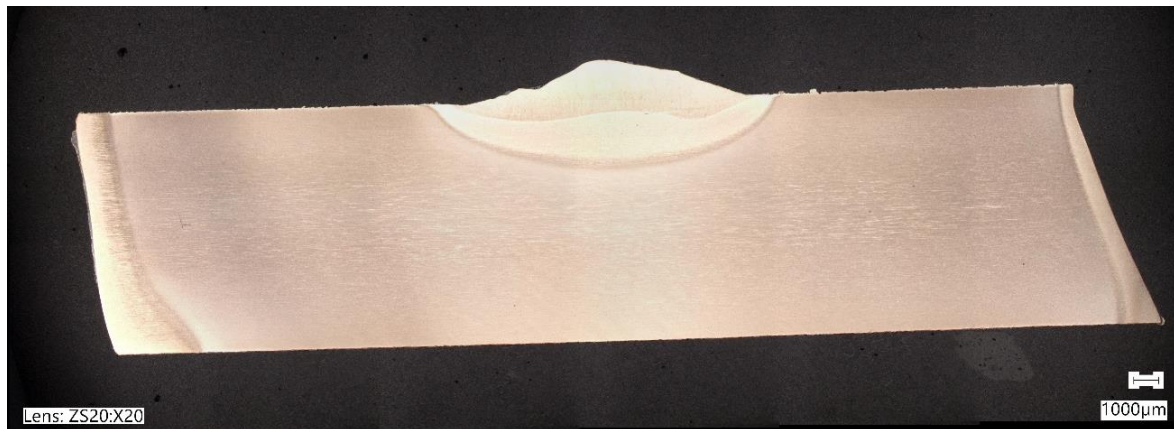
Doba ochlazení mezi teplotou 800 až 500 °C vychází pro vzorek C10 1,80 s.

Vzorek C10 obsahoval 20 vpichů. Hodnoty se v celém průřezu vzorku pohybují v poměrně malém rozmezí od 347 do 456 HV, viz obr. 67. Jde tak předběžně říci že je u této tloušťky vzorku minimální TOO. Nárůst tvrdosti na 422 HV na okraji vzorku je způsobeno vpichem do oblasti dělené plasmou.



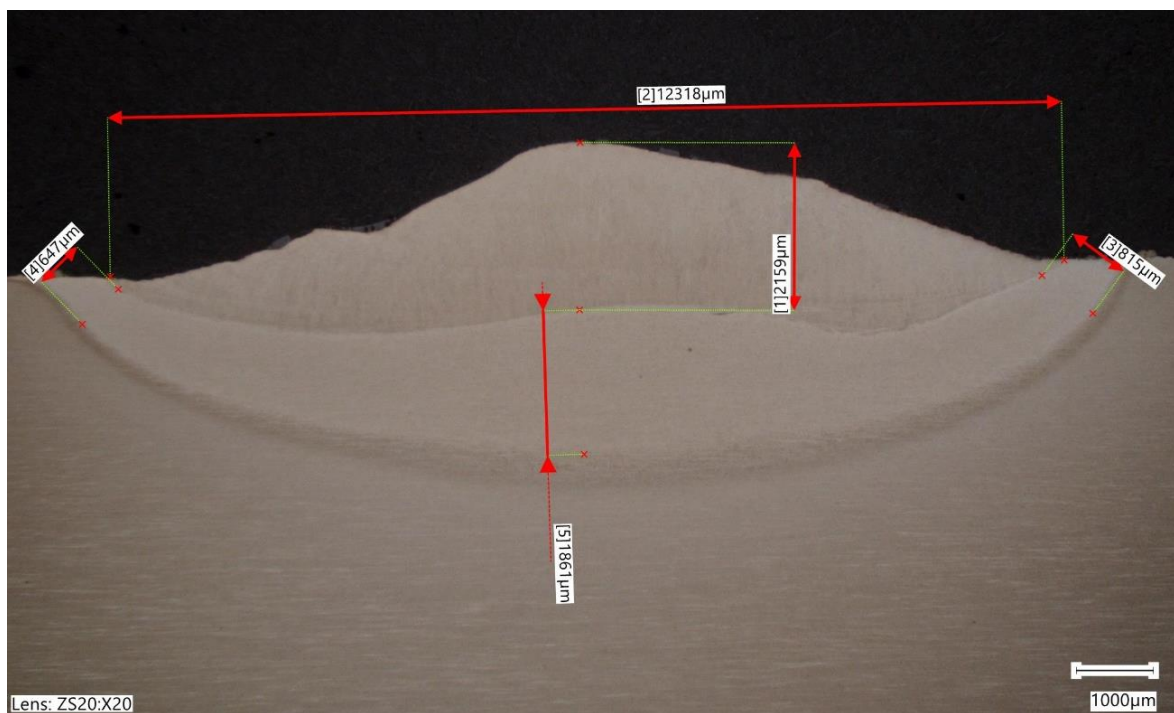
Obr. 67 Tvrdosti HV 10 vzorku C10.

V případě vzorku C10 na obr. 68. TOO je zde takřka minimální zasahuje přibližně do jedné čtvrtiny tloušťky. Focení probíhalo před měřením tvrdosti, proto zde nejsou viditelné vpichy, ty procházeli dle normy 2 mm pod povrchem proto je zaznamenána na tvrdostech jen malá část TOO. Na okrajích je viditelné tepelné ovlivnění od dělení plasmou.



Obr. 68 Makro výbrus vzorek C10.

Šířka návaru je 12.3 mm hloubka pak 2.2 mm je tak viditelné že se rozměry nemění v závislosti na rychlosti difuze tepla. Přehřátá oblast činí 1.9 mm do hloubky, přičemž na krajích se pohybuje kolem 0.7 mm, viz obr. 69. Normalizovaná oblast je zde vyobrazena spíše jako linie.



Obr. 69 Rozměry TOO vzorek C10.

Dle velikosti normalizované oblasti lze usoudit že došlo k nahřátí poměrně malé oblasti a následnému rychlému ochlazení. Dle tvrdostí v základním materiálu nedošlo ke změně struktury, mimo oblast po návarem. Dle ARA diagramu by se rychlost ochlazení blížila rychlosti kritické, bude zde proto velký podíl martenzitu se zbytkovým austenitem.

### 3.3.4 Vzorek C10N

Hodnota doporučeného předehřevu bude pro vzorky C10N a C10P stejná. Důvodem jsou stejné tloušťky a množství dodaného tepla. Vzhledem k vyšší hodnotě dodaného tepla bude předehřev nižší než u vzorku C10. Vztah (2.8) pro vzorek C10N vypadá následovně:

$$T_{pC10N} = 697 \cdot CET + 160 \cdot \tanh\left(\frac{d_{10}}{35}\right) + 62 \cdot HD^{0,35} + (53 \cdot CET - 32) \cdot Q_2 - 328 =$$

$$T_{pC10N} = 697 \cdot 0,52 + 160 \cdot \tanh\left(\frac{10}{35}\right) + 62 \cdot 5^{0,35} + (53 \cdot 0,52 - 32) \cdot 1,259 - 328 =$$

$$T_{pC10N} = 137,17 \text{ } ^\circ\text{C}$$

Doporučený předehřev vzorek C10N je 137,17 °C. Tato hodnota platí i pro vzorek C10P. Zvýšením svařovacích parametrů a tím zvýšení dodaného tepla bude mít velký vliv na rychlost ochlazení. Lze očekávat že se bude blížit vzorku C03. Přičemž koeficient  $F_2$  zůstává stále stejný. Doba ochlazení z teploty 800 na 500 °C ze vztahu (2.9):

$$t_{8/5C10N} = (4300 - 4,3 \cdot T_{oC10N}) \cdot 10^5 \cdot \frac{Q_2^2}{d_{10}^2} \cdot \left[ \left( \frac{1}{500 - T_{oC10N}} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - T_{oC10N}} \right)^2 \right] \cdot F_2$$

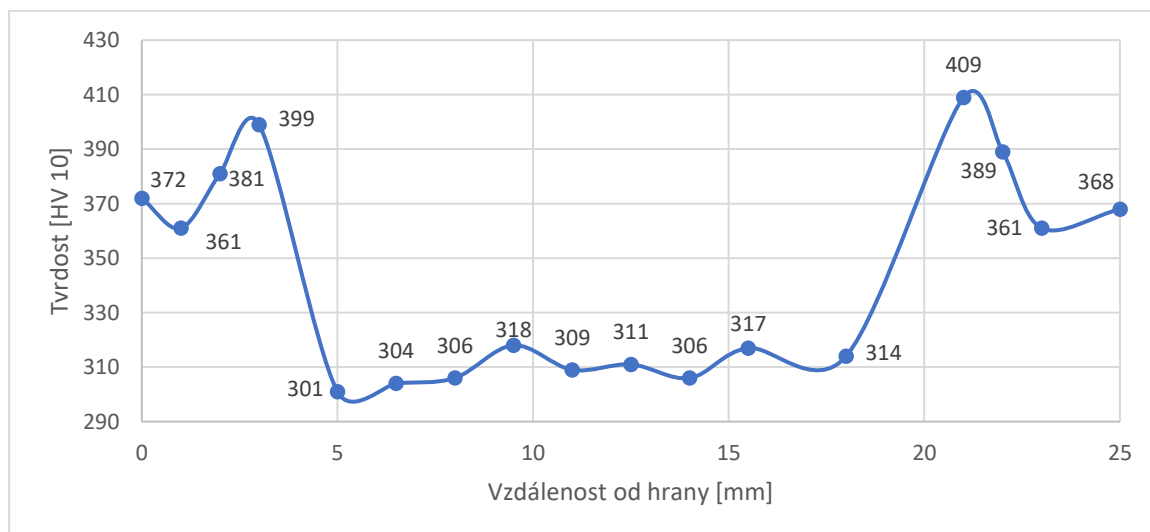
$$t_{8/5C10N} = (4300 - 4,3 \cdot 30,5) \cdot 10^5 \cdot \frac{0,392^2}{10^2} \cdot \left[ \left( \frac{1}{500 - 30,5} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - 30,5} \right)^2 \right] \cdot 1$$

$$t_{8/5C10N} = 18,82 \text{ s}$$

kde:  $T_{oC10N}$  – Teplota základního materiálu 30,5 °C

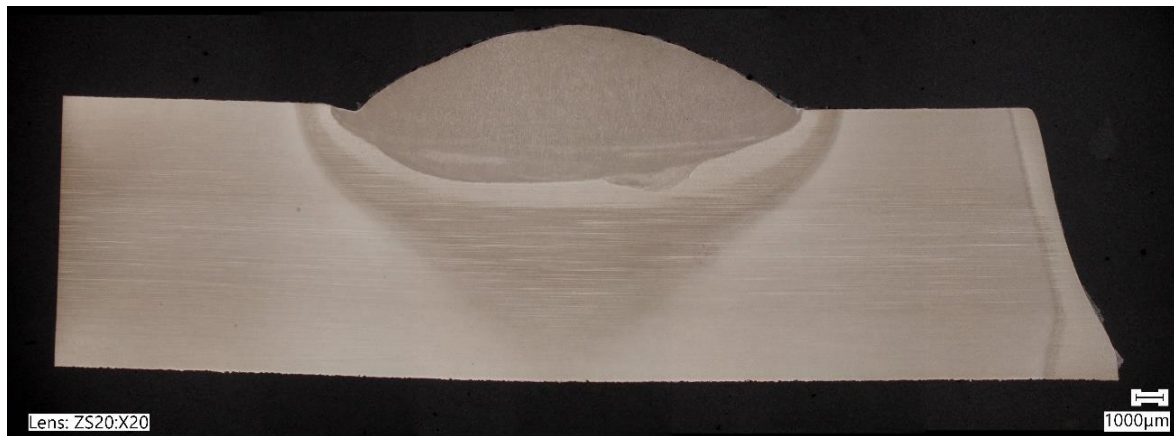
Doba chlazení  $t_{8/5}$  u vzorku C10N je rovna 18,82 s

Vzorek C10N svařovaný proudem 300 A bez předehřevu na obr. 70, obsahoval 17 vpichů. Jelikož se jednalo o větší návar bylo možné změřit tvrdosti i samotného svarového kovu. V tomto případě nebyli tvrdosti měřeny od okraje vzorku ale až u TOO. První dva vpichy zleva se tudíž nacházeli v ZM, třetí se pak nacházel v normalizované oblasti, čtvrtý v oblasti přehřátí a pátý již ve svarovém kovu, analogicky to bylo i z druhé strany. ZM vykazuje tvrdost 370 HV, oblast normalizace 381 HV a oblast přehřátí 399 HV. Samotný svarový kov vykazuje poměrně malé tvrdosti kolem 310 HV.



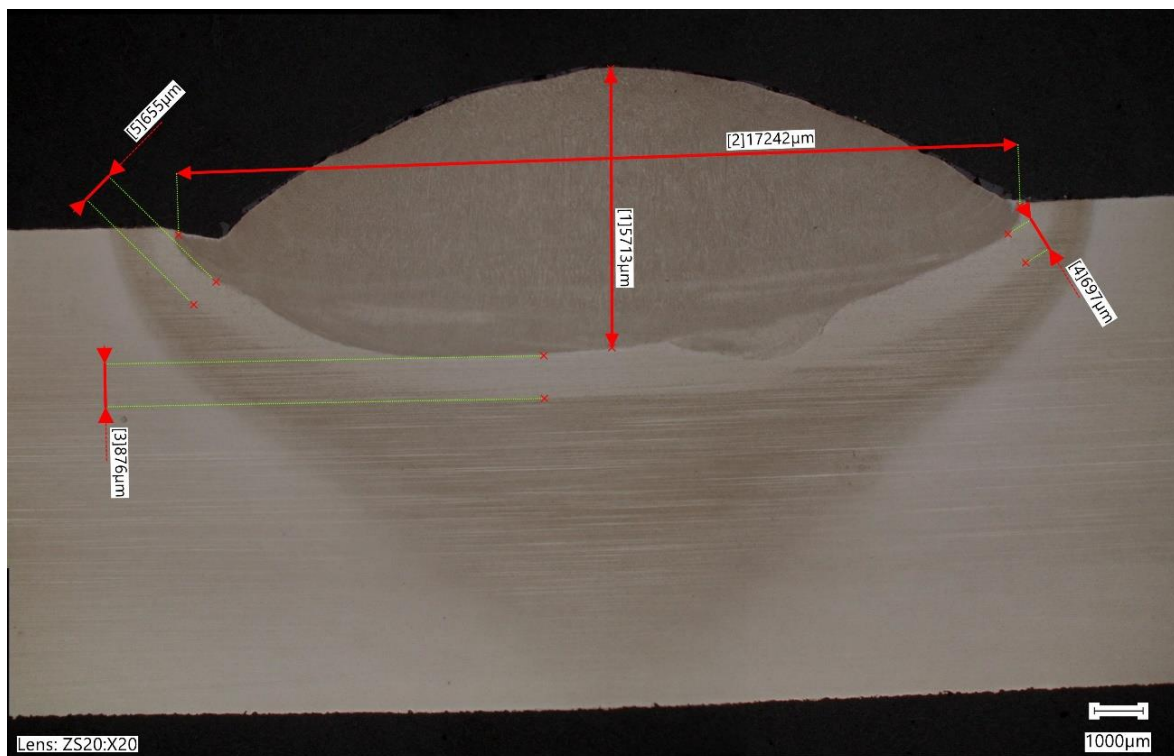
Obr. 70 Tvrdosti HV 10 vzorku C10N.

Vzorek C10N je na obr. 71. Je zde viditelně větší návar způsobený větším množstvím přidaného materiálu. Pod návarem je viditelný výsek nejspíše způsobený elektromagnetickými silami při samotném svařování. TOO prostupuje celou tloušťkou vzorku. Přičemž lze na pravé straně vysledovat tepelně ovlivněnou oblast způsobenou dělením plamenem.



Obr. 71 Makrostruktura vzorek C10N.

Šířka návarové části je 17.2 mm, výška pak 5.7 mm, viz obr. 72. Oblast zhrubnutí zrna je zde 0,8 mm a po stranách 0.6 mm, přičemž je oblast normalizace dosažena v celé tloušťce vlivem množství materiálu a dodané teploty. V návareu je viditelná dosti hrubozrnná struktura.



Obr. 72 Rozměry TOO vzorek C10N.

Oproti předchozím návaram se v tomto případě jednalo o 4x větší dodané teplo a s tím související množství materiálu o téměř 3x větší ploše. Přičemž bylo dosaženo pomalého ochlazení struktury proto se zde bude nacházet nízké procento martenzitu se zbytkovým austenitem, vyšší procento bainitu a perlitu. Na to poukazují i poměrně nízké tvrdosti v TOO. Vysokým výkonem svařování bylo dosaženo velmi hrubozrnné struktury v návareu.

### 3.3.5 Vzorek C10P

V tomto případě bylo použito předehřevu 134,9 °C čemuž se velice blíží i doporučená hodnota  $T_{pC10P} = 137,17$  °C. Vzorek C10P by tak měl obsahovat vyhovující struktury jako je bainit a perlit. Vlivem předehřevu a vysokých svařovacích parametrů pak bude docházet k velmi pozvolnému ochlazení. Ty znamenají že se do místa svaru dostane velké množství materiálu o vysoké teplotě. Vztah (2.9) pro výpočet doby ochlazení:

$$t_{8/5C10P} = (4300 - 4,3 \cdot T_{oC10P}) \cdot 10^5 \cdot \frac{Q_2^2}{d_{10}^2} \cdot \left[ \left( \frac{1}{500 - T_{oC10P}} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - T_{oC10P}} \right)^2 \right] \cdot F_2$$

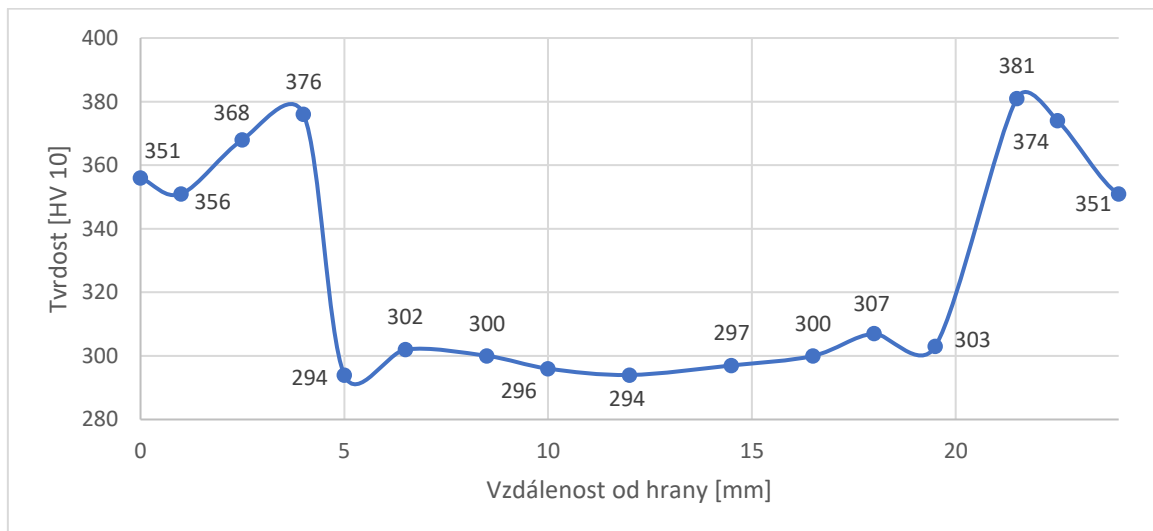
$$t_{8/5C10P} = (4300 - 4,3 \cdot 134,9) \cdot 10^5 \cdot \frac{0,392^2}{10^2} \cdot \left[ \left( \frac{1}{500 - 134,9} \right)^2 - \left( \frac{1}{800 - 134,9} \right)^2 \right] \cdot 1$$

$$t_{8/5C10P} = 30,91 \text{ s}$$

kde:  $T_{oC10P}$  – Teplota základního materiálu 134,9 °C

Doba ochlazení u vzorku C10P stanovena na 30,91 s.

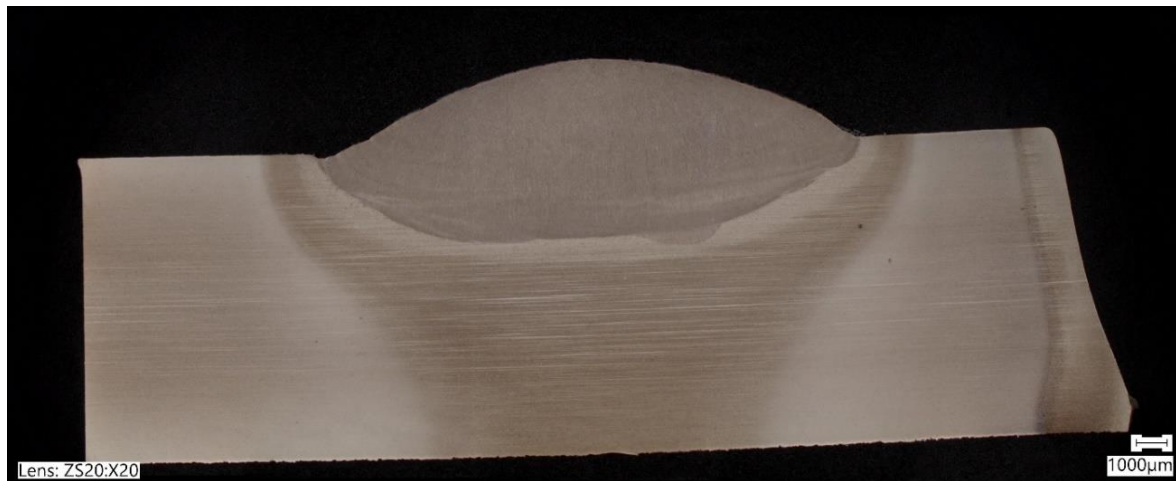
Měření tvrdosti na vzorku C10P, viz obr. 73, probíhalo stejně jako u C10N. Z levé strany dva vpichy do ZM, jeden do oblasti normalizace a jeden do oblasti přehřátí. ZM zde dosahoval tvrdosti 350 HV, oblast normalizace 370 HV a oblast přehřátí 380 HV. Hodnoty jsou o přibližně 20 jednotek nižší. To je zapříčiněno právě dosaženým předehřevem. Tvrdosti v oblasti návaru jsou přitom velmi podobné je zde menší tvrdost zhruba o 10 jednotek HV. Lze tak konstatovat že předehřev materiálu měl pozitivní vliv na jeho mechanické vlastnosti.



Obr. 73 Tvrdosti HV 10 vzorku C10P

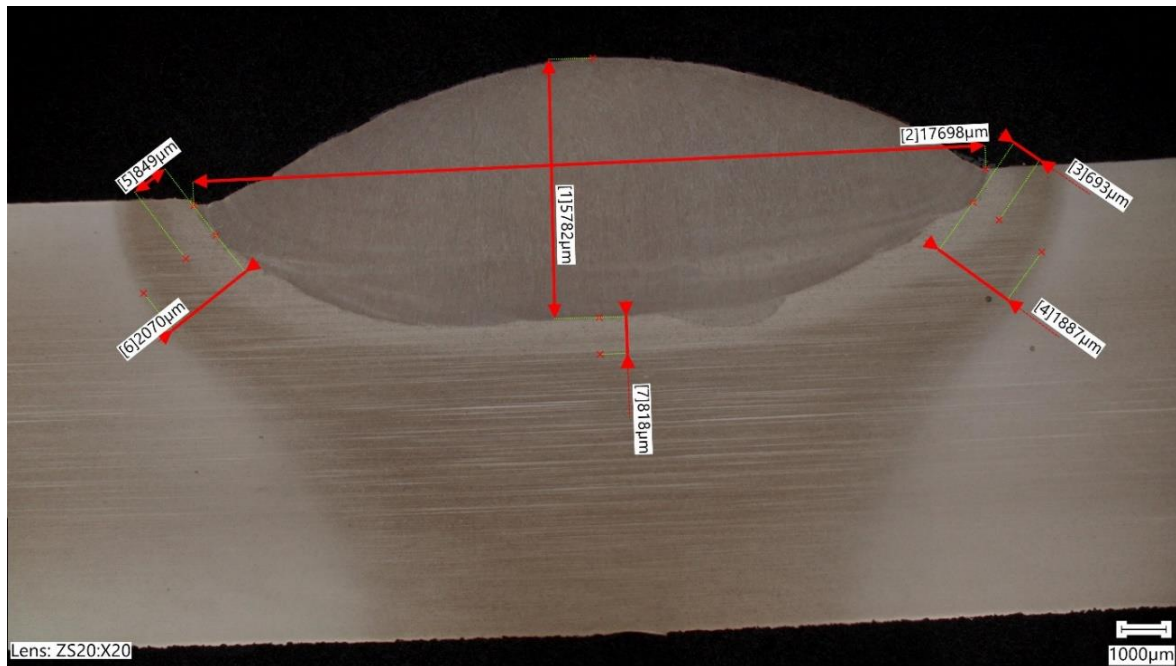
Makrostruktura vzorku C10P na obr. 74. Na první pohled výraznější oblast normalizace prostupující celou tloušťkou materiálu. Jako u C10N je zde viditelný „výsek“ způsobený elektromagnetickým polem při svařování. Z pravé strany pak velmi výrazné TOO od předchozího dělení plasmou.





Obr. 74 Makrostruktura vzorek C10P.

Šířka návarové části je pak větší, měří 17.7 mm a výška je 5.8 mm, způsobeno právě vyhotoveným předehřevem, viz obr. 75. Pásmo zhrubnutého austenitického zrna má po stranách šířku 0,7 mm a výšku 0.8 mm, čímž se podobá nepředehřátému vzorku. Přičemž pásmo normalizace končí na bocích ve vzdálenosti 2 mm od navařovaného materiálu.

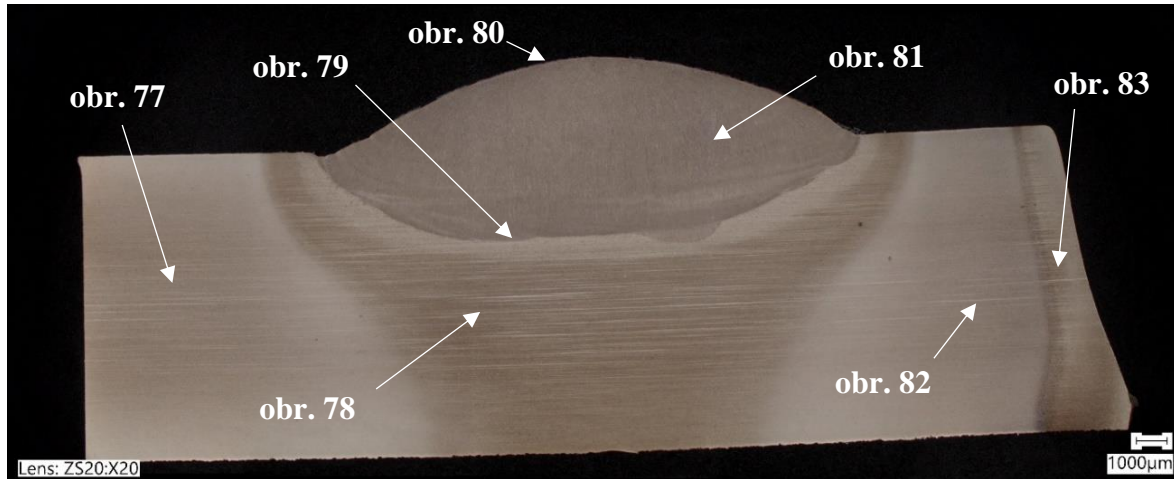


Obr. 75 Rozměry TOO vzorek C10P.

Vzorek C10P vykazuje vhodnější mechanické vlastnosti nežli C10N, dle tvrdostí došlo ke vzniku vhodnějších struktur. Lze očekávat malý podíl martenzitu, Větší bainitu a poměrně velké množství perlitu. Návar tak bude dosahovat dobrých mechanických vlastností při zachování plasticity.

### 3.3.6 Mikrostruktury

Na zařízení KEYENCE řady VHX-7000 bylo po pořízení snímků makrostruktury, přepnuto na objektiv dosahující větších zvětšení. Byly tak pořízeny snímky mikrostruktury pro další vyhodnocení. Snímky byly pořízeny na vzorku C10P, viz obr. 76. Byly vybrány místa svou strukturou nejreprezentativnější, popřípadě nalezené zajímavosti.



Obr. 76 Makrostruktura vzorek C10P.

První snímek mikrostruktury na obr. 77, zobrazuje strukturu základního materiálu. Jedná se o 1000násobné zvětšení. Je tvořena bainitem, martenzitem a zbytkovým austenitem. Tvořena poměrně jemnozrnnou strukturou. Tvrdost se pohybuje kolem 400 HV tedy korespondují s hodnotou předepsanou výrobcem.



Obr. 77 Mikrostruktura základního materiálu.

V TOO pásnu normalizace lze vysledovat velmi jemnozrnnou strukturu, viz obr. 78. Jedná se o 1000násobné zvětšení. Struktura je tvořena martenzitem, zbytkovým austenitem, bainitem. V této oblasti se tvrdosti pohybují okolo 370 HV 10.



Obr. 78 Pásmo normalizace.

Na obr. 79 je vyobrazen přechod mezi návarem a přehřátou oblastí. Mezi nimi lze vysledovat oblast nebo lépe řečeno linii natavení. Jedná se o oblast promíšení návarového a základního materiálu. Tvrdost je zde přibližně 300 HV 10. Jedná se o 1000násobné zvětšení.



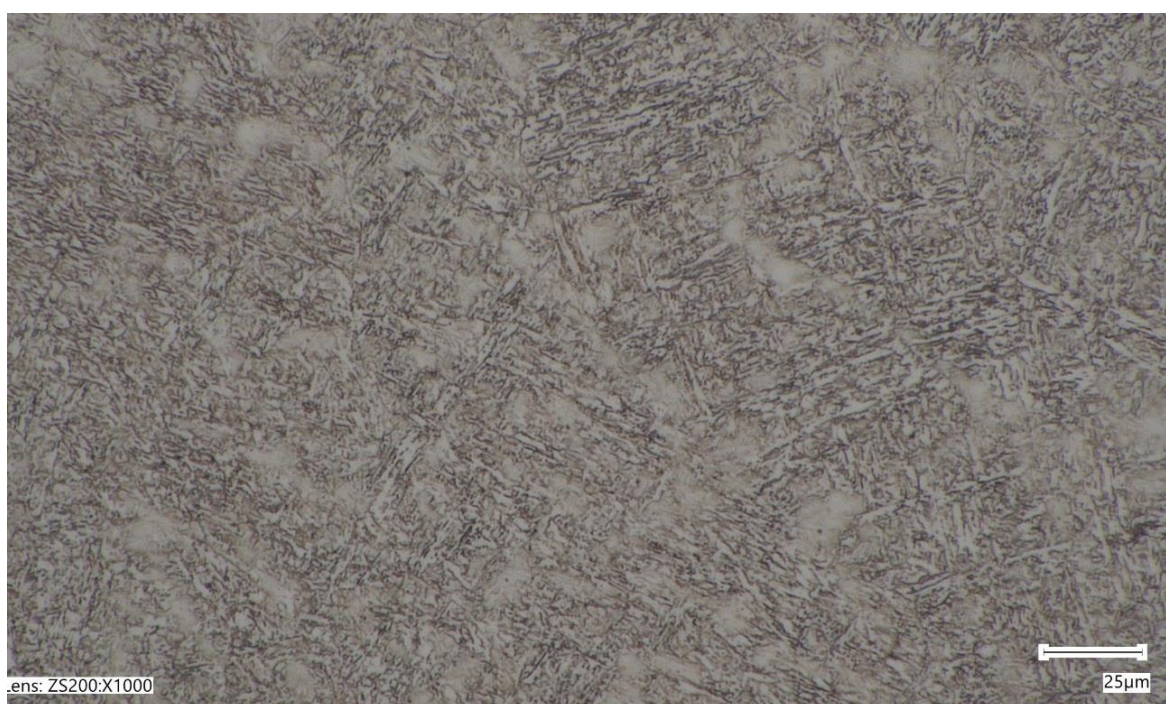
Obr. 79 Rozhraní návarového a základního materiálu.

Po obvodu svarového kovu byla vysledována struska viz obr. 80. Tvoří vrstvu přibližně 50  $\mu\text{m}$  a obsahuje výraznou dendritickou strukturu. Je tak způsobeno samotnou metodou svařování, kdy bylo použito aktivního plynu reagujícího se svarovým kovem. Přičemž i samotný svařovací drát má dobré předpoklady pro vznik strusky. Jedná se o 1000násobné zvětšení.



Obr. 80 Struska na svarovém kovu.

Na obr. 81 je struktura návaru, tvořená jehlicovitým martenzitem, bainitem a zbytkovým austenitem. Viditelná je dosti hrubozrnná struktura oproti ZM, vlivem vysoké teploty a dlouhé doby chladnutí. Jedná se o 1000násobné zvětšení.



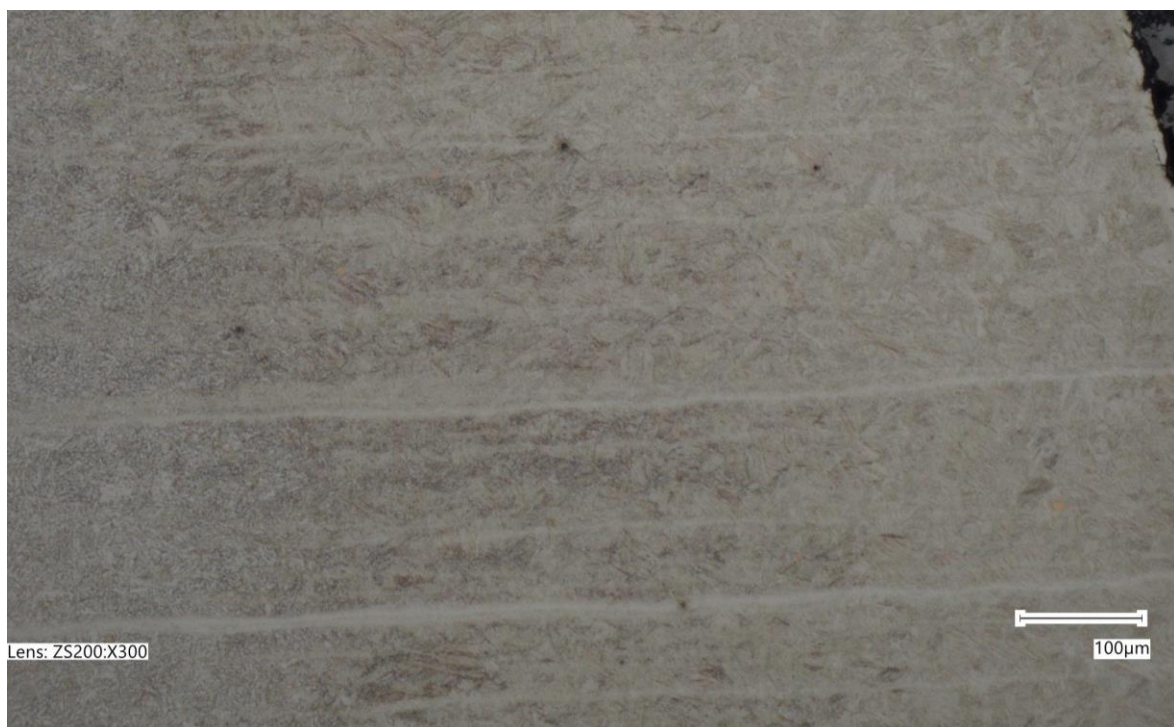
Obr. 81 Přídavný materiál.

Na obr. 82, lze vysledovat výraznou řádkovost. Vzniklou při samotném zpracování plechu metodou válcování za tepla. Takto výrazná je hlavně v základním materiálu, jde tak poznat směr válcování. Jedná se o 500násobné zvětšení.



Obr. 82 Řádkovitá struktura.

Na obr. 83 je tepelně ovlivněná oblast vzniklá na okraji vzorku při předchozím dělení plazmou. Opět je zde výrazná řádkovost z procesu výroby. Na pravé straně lze vysledovat hrubozrnná struktura měnící se směrem doleva na jemnozrnnou strukturu základního materiálu. Zvětšení v tomto případě 300násobné.



Obr. 83 TOO po dělení plazmou.

---

## ZÁVĚR

Předmětem práce bylo provést rozbor problematiky svařování vysokopevnostní oceli metodou MAG. Navrhnout experiment s ohledem na použitý materiál a jeho tloušťky. Provést experiment a následně vyhodnotit vliv tloušťky na strukturní a rozměrové změny tepelně ovlivněné oblasti. K objasnění příčin a následků problémů bylo použito dostupné literatury.

Byla provedena rešerše problematiky, jako obecný přehled k porozumění principů souvisejících s experimentem. Zaměřující se na téma tepelně ovlivněná oblast, vysokopevnostní oceli a technologie MAG. Obsaženy jsou i vztahy pro výpočet dějů při svařování.

Experimentální část je věnována návrhu experimentu, přípravě vzorků, provedení experimentu a následně vyhodnocení. Pro experiment byla vybrána vysokopevnostní ocel CREUSABRO 4800, dosahující meze kluzu při 1200 MPa a tvrdosti 370 HB. Jako přídatný materiál byl zvolen trubičkový drát s kovovou náplní MEGAFILL 742 M. Byli zvoleny vzorky tloušťky 3, 6, 10 mm, následovala volba svařovacích parametrů, ty museli být pro všechny vzorky stejné aby bylo možné vyhodnotit ovlivnění tloušťkou materiálu. Na nejtenčím vzorku byli zvyšovány parametry, dokud nedošlo k propálení plechu a byly proto zvoleny parametry proud 130 A, napětí 20,7 V, posuvovou rychlost 35 cm/min a rozkvy 7 mm. S těmito parametry se provedl návar na zvolené vzorky. V rámci rozšíření byly vyrobeny další dva vzorky tloušťky 10 mm na kterých se stanovili parametry 300 A, 28,8 V, 35 cm/min a rozkvy 7 mm.

Příprava spočívala v dělení vzorků pro měření makro a mikro struktur na Struers Labotom-5. Broušení na ATM SAPHIR 330, následně fixaci do pryskyřice na Struers CitoPress-20 a vyleštění na ATM SAPHIT 560. Nakonec došlo k naleptání struktury nitalem 2 %.

Vyhodnocení probíhalo snímáním makro a mikro struktury na mikroskopu KEYENCE řady VHX-7000. Měření rozměrů návaru a tepelně ovlivněné oblasti. Nakonec měření tvrdost HV 10 na tvrdoměru Struers DuraScan-70.

U vzorků navařovaných proudem 130 A byl tepelný příkon stanoven na  $Q_1 = 0,392$  kJ/mm, zatímco pro vzorky svařované 300 A bylo vnesené teplo stanovené na  $Q_2 = 1,259$  kJ/mm. Už při měření odvodu tepla bylo zjištěno že vzorek tloušťky 10 mm odvádí teplo z návaru podstatně rychleji než u vzorku tloušťky 3 mm. Oblast přehřátí tepelně ovlivněné oblasti u vzorku 3 mm byla v celé tloušťce materiálu, zatímco u 6 mm tvořila do hloubky jen 2,2 mm. U vzorku 10 mm se jednalo o výšku 1,9 mm.

## SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

1. ING. DUCHÁČEK, Petr a DOC. ING. JANOVEC CSC., Jiří. *Svařitelnost vysokopevné oceli s mezi kluzu 1 100 MPa*. Online. Dostupné z: <http://old.konstrukce.cz/clanek/svaritelnost-vysokopevne-oceli-s-mezi-kluzu-1-100-mpa/>. [cit. 2023-11-23].
2. ONDREJČEK, P. *Zváranie ocelí v ochrane plynov taviacou sa elektródou*. 1.vyd. Bratislava: Eterna Press. 2003. 204 s. Fyzika Metalurgia Technológia Automatizácia, 2003. ISBN 80-968359-5-5. [cit. 2024-05-23].
3. MUSIL, Miloslav a MORAVEC, Jaromír. *Výroba a aplikované inženýrství ve svařování: výukové materiály pro kurzy Mezinárodní svářečský inženýr IWE, Mezinárodní svářečský technolog IWT*. Česká Třebová: DOM-ZO 13, 2017. ISBN 978-80-906720-0-0. [cit. 2024-05-23].
4. *Lžíce 30cm*. Online. Dostupné z: [https://rentall.cz/product/lzice\\_30cm](https://rentall.cz/product/lzice_30cm). [cit. 2024-05-24].
5. SVÁŘEČKY-ELEKTRODY.CZ. *Rádce svářeče*. Online. Svarecky-elektrody.cz. Dostupné z: <https://www.svarecky-elektrody.cz/radce-svarece/>. [cit. 2024-05-23].
6. *Patří ještě budoucnost aluminu? Výrobci aut dávají přednost vysokopevnostní oceli*. Online. Autobible.euro.cz. Dostupné z: <https://autobible.euro.cz/clanky/patri-jeste-budoucnost-aluminu-vyrobci-aut-davaji-prednost-vysokopevnostni-oceli/>. [cit. 2024-04-11].
7. FALTUS, František. *Příručka svařování, Díl 1: Přehled a technologie svařování*. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1955, s. 22. Dostupné také z: <https://ndk.cz/uuid/uuid:0c15b910-e723-11e5-ae80-001018b5eb5c> [cit. 2024-05-23].
8. SLOVÁČEK, Marek, *Způsoby přenosu kovu při obloukovém svařování význam, přednosti a nevýhody*, Speciální technologie svařování, Strojírenská technologie, Fakulta strojního inženýrství, Vysoké Učení Technické, Brno, 15.11.2023
9. TMĚJ, Jaroslav, Stanislav JENŠI a Heinz NEUMANN. *Teorie svařování*. Liberec: Vysoká škola strojní a textilní, 1990, s. 97. ISBN 80-7083-010-7. Dostupné také z: <https://ndk.cz/uuid/uuid:ecc902a0-aeef-11e3-bb86-005056825209> [cit. 2024-05-23].
10. *Centrum stahování*. Online. SSAB. Dostupné z: <https://www.ssab.com/cs-cz/download-center>. [cit. 2024-04-10].
11. ROOB, Thomas. *TIG, snadnější než kdykoli předtím – Co se za tím skrývá?* Online. Perfect Welding. Dostupné z: <https://blog.perfectwelding.fronius.com/cs/svarovani-tig-snadnejsi-nez-kdykoli-predtim/>. [cit. 2024-05-24].
12. MACEK, Karel a *České vysoké učení technické v Praze. Materiálové inženýrství: cvičení*. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2003, s. 6. ISBN 80-01-02659-0. Dostupné také z: <https://ndk.cz/uuid/uuid:804b4de0-b0ee-11e2-b48c-001018b5eb5c> [cit. 2024-05-23].
13. *LaserHybrid*. Online. Nenalezený vydavatel. Dostupné z: <https://www.fronius.com/cs-cz/czech-republic/perfect-welding/vyrobky/robotizovane-svarovani/vysokovykonne-svarovani-migmag/laserhybrid/laserhybrid>. [cit. 2024-05-24].
14. ČSN EN 1011-2. *Svařování - Doporučení pro svařování kovových materiálů - Část 2: Obloukové svařování feritických ocelí*. 1. Praha: ČESKÝ NORMALIZAČNÍ INSTITUT, 2002, 56 s. [cit. 2024-05-23].
15. Online. Dostupné z: [https://users.fs.cvut.cz/libor.benes/vyuka/svarovani/N1\\_svaritelnost\\_materialu\\_ESAB.pdf](https://users.fs.cvut.cz/libor.benes/vyuka/svarovani/N1_svaritelnost_materialu_ESAB.pdf). [cit. 2024-04-16].
16. AUTOŘIING. KUBOŇ ZDENĚKDOC. ING. SCHWARZ DRAHOMÍR CSC.ING. SONDEL MARTIN PH.D. *Vlastnosti jednotlivých pásem tepelně ovlivněné oblasti 9% Cr ocelí včetně jejich dlouhodobé žárupevnosti*. Online. Nenalezený vydavatel. Dostupné z: <http://old.konstrukce.cz/clanek/vlastnosti-jednotlivych-pasem-tepelne-ovlivnene-oblasti-9-cr-oceli-vcetne-jejich-dlouhodobe-zarupevnosti/>. [cit. 2024-05-19].

17. KOVAŘÍK, Rudolf a František ČERNÝ. Technologie svařování. Plzeň: Západočeská univerzita, Strojní fakulta, 2000, s. 30. ISBN 80-7082-697-5. Dostupné také z: <https://ndk.cz/uuid/uuid:2fbaf8a0-f7f9-11e8-95ba-5ef3fc9bb22f> [cit. 2024-05-23].
18. BRZIAK,P.-HOLÝ,A.-BERNASOVSKÝ,P.: Trhliny IV druhu ve zvarových spojích feritických žiarupevných ocelí. Sborník přednášek KOTLE A ENERGETICKÁ ZAŘÍZENÍ 2007, Brno 19.-21.3.2007, CD-ROM, ISSN 1801-1306. [cit. 2024-05-23].
19. WIKIPEDIE, Přispěvatelé. *Soubor: Fe-C-cs.svg*. Online. In: Wikipedie: Otevřená encyklopedie. Dostupné z: <https://commons.wikimedia.org/wiki/File:Fe-C-cs.svg>. [cit. 2024-04-11].
20. MAZANCOVÁ, Eva, 2012. *Technické materiály I: učební text*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita. ISBN 978-80-248-2577-9. [cit. 2024-05-23].
21. *Materiály a jejich chování při svařování: učební texty pro mezinárodní/evropské svářečské inženýry a technology (I/EWE, I/EWT)*. Česká svářečská společnost ANB : Český svářečský ústav, 2016. [cit. 2024-05-23].
22. VĚCHET, Stanislav a Karel Němec. *Tepelné zpracování ocelí (druhy a způsoby)*. Online. Ppt stáhnout. Dostupné z: <https://slideplayer.cz/slide/2810347/>. [cit. 2024-05-20].
23. *Metoda Vickers*. Online. JD Dvořák - Zkušební technika. Dostupné z: <https://www.testsysteme.cz/metoda-vickers>. [cit. 2024-05-15].
24. SOMMER, Lumír. Optická emisní spektrometrie v indukčně vázaném plazmatu a vysokoteplotních plamenech. Praha: Academia, 1992, s. 10. ISBN 80-200-0215-4. Dostupné také z: <https://ndk.cz/uuid/uuid:04f7e0f0-7dc5-11e3-a388-5ef3fc9ae867> [cit. 2024-05-23].
25. *Tepelné zpracování ocelí (druhy a způsoby)*. Online. Ppt stáhnout. Dostupné z: <https://slideplayer.cz/slide/2810347/>. [cit. 2024-05-20].
26. PLASTOMETRICKÉ VÝSLEDKY NAPETOVO-DEFORMAČNÍHO CHOVÁNÍ A STUPNE ZMEKČENÍ FEROMANGANOVÉ TWIP OCELI Jirí Kliber, Kamil Drozd, Ilja Mamuzic VŠB - TU Ostrava, katedra tváření materiálu, 17. listopadu 15, 708 33 Ostrava, CR. [cit. 2024-05-23].
27. HICKEY, Kate. *Twinning Induced Plasticity*. Online. AHSS Guidelines. Dostupné z: <https://ahssinsights.org/metallurgy/steel-grades/ahss/twinning-induced-plasticity/>. [cit. 2024-05-24].
28. *Metoda svařování MIG/MAG*. Online. Schinkmann s.r.o. Dostupné z: <https://www.schinkmann.cz/mig-mag-svarovani-v-ochranne-atmosfere-plynu/7/>. [cit. 2024-04-12].
29. *Základy svařování MIG/MAG*. Online. EWM GmbH. Dostupné z: <https://www.ewm-group.com/de/>. [cit. 2024-04-12].
30. KADLEC, Vladimír a Bohumil ŤOPEK. Svařování v ochranných atmosférách: Příručka. Pardubice: Dům techniky ČSVTS, 1989, s. 40. ISBN 80-02-99387-X. Dostupné také z: <https://ndk.cz/uuid/uuid:874f2f40-c3d9-11e3-a99b-005056822549> [cit. 2024-05-23].
31. WWW.SVARECIKUKLA.CZ. *FCAW - svářečka na trubičkový drát - svařování bez plynu*. Online. Svarecikukla.cz. Dostupné z: <https://www.svarecikukla.cz/blog/svarecka-na-trubickovy-drat-svarovani-bez-plynu/>. [cit. 2024-05-24].
32. *Jaký ochranný plyn se používá u svařování-WIG a jaký u svařování-MIG/MAG?* Online. EWM GmbH. Dostupné z: <https://www.ewm-group.com/de/>. [cit. 2024-05-24].
33. Online. Dostupné z: <https://unionocel.cz/files/DS-WRS-CREUSABRO-4800-07-2020-1.pdf>. [cit. 2024-04-11].
34. AUTOR, Nenalezený. *Megafil® 742 M*. Online. Nenalezený vydavatel. Dostupné z: <https://www.wirpo.cz/pridavne-materialy/produkty/193/>. [cit. 2024-04-11].



## SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

## Symboly

Označení	Legenda	Jednotka
c	měrné teplo	[J.kg <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> ]
CET	uhlíkový ekvivalent	[%]
d	tloušťka materiálu	[mm]
d <sub>n</sub>	rozměr uhlopříčky vtisku	[μm]
F <sub>2</sub>	součinitel tvaru dvojrozměrný tok tepla	[-]
HD	obsah vodíku	[ml/100g]
I	Proud	[A]
Q	tepelný příkon	[kJ/mm]
R	vektor bodu od začátku souřadnicového systému	[mm]
t <sub>8/5</sub>	doba ochlazení mezi teplotami 800 až 500 °C	[s]
T	bod zdroje tepla	[°C]
T <sub>o</sub>	teplota základního materiálu	[°C]
T <sub>p</sub>	teplota předehřevu	[°C]
U	napětí	[V]
v <sub>s</sub>	rychlost svařování	[mm.s <sup>-1</sup> ]
α	měrná teplotní vodivost	[m <sup>2</sup> .s <sup>-1</sup> ]
ρ	hustota materiálu	[kg.m <sup>-3</sup> ]
η	účinnost svařovací metody	[-]
λ	tepelná vodivost	[W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> ]

## Zkratky

Označení	Legenda
A	austenit
ARA	anizotropický rozpad austenitu
B	bainit
BCC	body centered cube
C03	CREUSABRO 3 mm
C06	CREUSABRO 6 mm
C10	CREUSABRO 10 mm
C10N	CREUSABRO 10 mm nepředehřáté
C10P	CREUSABRO 10 mm předehřev
F	ferit
FCC	face centered cube
HB	tvrdost dle Brinella
HV	tvrdost dle Vickerse
Ms	martensit
P	perlit
TOO	tepelně ovlivněná oblast
ZM	základní materiál

## SEZNAM PŘÍLOH

- Příloha 1 Materiálový list CREUSABRO 4800  
Příloha 2 Materiálový list MEGAFILL 742 M

Industeel



## Creusabro® 4800

### Creusabro® 4800: advanced technology in wear

**Creusabro® 4800** is a high performance wear resistant steel, exhibiting a wear resistance 50% higher than that of conventional 400HB water quenched steel.

Rather than relying exclusively on a high hardness level, properties of **Creusabro® 4800** are improved as a result of the combination of an enriched alloying content (chromium, nickel, molybdenum and titanium) and specific heat treatment procedures. **Creusabro® 4800** is designed to offer the best possible optimization of an exceptional wear resistance and very acceptable workability.

The moderate hardness of **Creusabro® 4800** in the asdelivered condition makes processing operations like cutting, machining and forming easier and far better than ordinary water quenched steels.

When in service, **Creusabro® 4800** strongly improves its wear resistance by a surface hardening effect of about +70 HB under the action of local plastic deformations caused by impact with rocks or pressure by the abrasive particles.

**Creusabro® 4800** is ideal for applications in mines and quarries, cement and steelmaking industries, public works and agricultural machinery. The grade is suitable for all types of abrasion, sliding or impact, dry or wet environments, including operating temperatures up to 350 - 450°C.

## PROPERTIES

### STANDARDS

**Creusabro® 4800** is a proprietary and exclusive grade developed by Industeel. There exists no engineering standard for plates intended for wear resistant applications.

### CHEMICAL ANALYSIS - % WEIGHT

Max. values

C	S	P	Mn	Ni	Cr	Mo
≤ 0.20	≤ 0.005	≤ .018	≤ 1.6	≤ 1.0	≤ 1.9	≤ 0.40

### MECHANICAL PROPERTIES

Indicative values.

Hardness (HB)	Y S MPa (ksi)	UTS MPa (ksi)	Elongation 5.65 %	KCVL - 20°C (-4°F) J (ft.lb)	Elasticity modulus GPa
370	900 (130)	1200 (174)	12	36 (27)	205

Guaranteed values (as supplied) Hardness 340 - 400 HB

### PHYSICAL PROPERTIES

Average Expansion coefficient ( $\times 10^{-6} \cdot ^\circ\text{C}^{-1}$ )

20/100°C (68/212°F)	20/200°C (68/392°F)	20/300°C (68/572°F)	20/400°C (68/752°F)	20/500°C (68/932°F)	20/600°C (68/1112°F)
12.4	13.1	13.9	14.4	14.7	15.0

# MEGAFIL<sup>®</sup> 742 M



AWS A5.28: E110C-K4 H4

EN ISO 18276-A: T 69 6 Mn2NiCrMo M M21 1 H5

WELDING POSITIONS:



FEATURES	BENEFITS	APPLICATIONS
<ul style="list-style-type: none"> <li>Extremely low diffusible hydrogen weld deposit</li> <li>Good reignition characteristics</li> <li>Ideal for use of short arc and spray arc</li> <li>Excellent gap bridging for root welding</li> <li>High deposition rate and efficiencies</li> <li>Virtually no slag coverage</li> <li>Smooth arc characteristic</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>BWB-WIWEB Approval</li> <li>Minimized risk of hydrogen-induced cracking</li> <li>No re-drying</li> <li>Suitable for robot applications</li> <li>Reduces clean-up time, improves productivity</li> <li>Root welding without any backing</li> <li>Automatic root welding possible</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Automatic and mechanized welding</li> <li>Steel structures</li> <li>Offshore structures</li> <li>Pipelines</li> <li>Non-alloy and fine grain steels</li> <li>Vessels</li> <li>General fabrication</li> <li>Heavy equipment</li> <li>Single and multi-pass welding</li> </ul>

WIRE TYPE	Gas shielded metal-cored wire
SHIELDING GAS	75-85% Argon (Ar) / Balance Carbon Dioxid (CO <sub>2</sub> ); Gas Flow 12-18 l/min (25-38 cft)
TYPE OF CURRENT	Direct Current Electrode Positive (DCEP)
STANDARD DIAMETERS	Ø 1.2 mm (0.045")
TYPICAL DIFFUSIBLE HYDROGEN*	< 3.0 ml / 100 g; Guaranteed for the total processing time < 4.0 ml / 100 g maximum (AWS Spec)
RE-DRYING	Not required due to seamless wire design.
STORAGE	The same conditions as for solid wire. Product should be stored in a dry, enclosed environment, in its original undamaged packaging

\*Measurement technique is the carrier gas method according to AWS and ISO

## MATERIALS TO BE WELDED\*

Unalloyed structural steels	Rel ≤ 690 MPa	S620 - S690, A 106, A 600
Boiler steels	Rel ≤ 690 MPa	P620GH - P620GH up to A517; A 537; A625
Pipe steels	Rel ≤ 690 MPa	P620 - P690
Fine grain structural steels	Rel ≤ 690 MPa	S620 - S 620QLI up to A 625
Steels to API-standard	Rel ≤ 690 MPa	X70 - X100 / HY100

\*) The specified base materials are not complete and should only be seen as examples. The selection of the appropriate combination of steel and welding consumable should follow the specific mechanical strength and toughness requirements.

ALL WELD METAL CHEMISTRY (%) (typical values for mixed gas 82% Ar / 18% CO<sub>2</sub>)

Carbon ( C )	0.05	Nickel (Ni)	2.2
Manganese (Mn)	1.6	Molybdenum (Mo)	0.5
Silicon (Si)	0.4	Chromium (Cr)	0.5
Sulphur (S)	0.015		
Phosphorus (P)	0.015		

ALL WELD METAL MECHANICAL PROPERTIES (for mixed gas 82% Ar / 18% CO<sub>2</sub>)

Mechanical tests	Typical values MPa (ksi)	ISO Specification MPa (ksi)
Tensile Strength Rm	820 (119) (with due regard of the 8/5 time)	770 - 940 (112 - 136)
Yield strength Rp0.2	750 (109) (with due regard of the 8/5 time)	> 690 (100)
Expansion A5	20%	17%

CHARPY V-NOTCH IMPACT VALUES (for mixed gas 82% Ar / 18% CO<sub>2</sub>)

Mechanical Tests	Typical values [J] (ft.lbf)	ISO Specification [J] (ft.lbf)
-40 °C	120 (89)	> 69 (51)
-60 °C	90 (66)	> 69 (51)

APPROVALS: TÜV, BV, LR, ABS, DNV-GL, BWB-WIWEB

Please contact the manufacturer to learn the present scope of approvals

The information contained or otherwise referenced herein is presented only as "typical" without guarantee or warranty, and ITW Welding GmbH expressly disclaims any liability incurred from any reliance thereon. Typical data are those obtained when welded and tested in accordance with the corresponding EN ISO specification. Other tests and procedures may produce different results. No data is to be construed as a recommendation for any welding condition or technique not controlled by ITW Welding GmbH.

ITW Welding GmbH reserves the right to change specifications or approvals without prior notice.

Rev 12/23