



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIAL SCIENCE AND ENGINEERING

MIKROSTRUKTURA A TVRDOST NÁVARŮ
BAINITICKÉ OCELI NA KOLEJNICE
MICROSTRUCTURE AND HARDNESS OF BAINITIC WELD DEPOSITS ON RAILS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE
BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

PETR HAVLÍK

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

prof. ing. RUDOLF FORET, CSc.

BRNO 2010

ABSTRAKT

Navarování opotřebených jeřábových drah jako renovační technologie se dá provést několika možnými způsoby, ať už ručně obalovanou elektrodou, plněnou elektrodou nebo automaticky pod tavidlem. Výsledné mechanické vlastnosti budou záviset na přídavném materiálu, který byl použit na vytvoření návaru. Tato bakalářská práce se zabývá vyhodnocením integrity a mikrostruktury jedno až třívrstevných návarů plněnou elektrodou na kolejnici s převážně perlitickou strukturou. Byly vyhodnocovány oblasti s největším odvodem tepla při ochlazení, a to z důvodu možného výskytu nežádoucích struktur. Ke studiu byly využity metody světelné mikroskopie, elektronové mikroskopie vybavené energiově disperzní chemickou analýzou, měření makro a mikrotvrdosti bylo provedeno metodou podle Vickerse.

ABSTRACT

Surfacing worn crane railways as renovation technology can make several possible ways, so as manual welding with coated electrode, with filled electrode or automatic submerged arc. The resulting mechanical properties will depend on the additional materials, which was used to create surfacing. This thesis deals with evaluation of integrity and microstructure single - layer to three - layer surfacing with filled electrode on the rail with predominantly pearlitic structure. Were evaluated areas with the greatest heat dissipation during cooling, due to the possible occurrence of side structures. The study employed the interaction light microscopy, the scanning electron microscopy equipped by energy dispersive chemical microanalysis, the macro and micro hardness measurement by Vickers.

KLÍČOVÁ SLOVA:

Navarování, bainitická ocel, tepelně ovlivněná oblast

KEYWORDS:

Surfacing, bainitic steel, heat-affected zone

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

HAVLÍK, P. *Mikrostruktura a tvrdost návarů bainitické oceli na kolejnice*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2010. 49 s. Vedoucí bakalářské práce prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci vypracoval samostatně a že všechny použité literární zdroje jsem správně a úplně citoval. Bakalářská práce je z hlediska obsahu majetkem Fakulty strojního inženýrství VUT v Brně a může být využita ke komerčním účelům jen se souhlasem vedoucího bakalářské práce a děkana FSI VUT v Brně.

V Brně dne 28. 5. 2010

Petr Havlík

PODĚKOVÁNÍ

Touto cestou bych rád poděkoval všem, kteří mi byli nápomocni při tvorbě bakalářské práce, jmenovitě mému vedoucímu prof. Ing. Rudolfu Foretovi, CSc. za odborné vedení, konzultace a cenné připomínky.

OBSAH

1. ÚVOD.....	1
2. CÍLE PRÁCE	2
3. LITERÁRNÍ PŘEHLED PROBLEMATIKY.....	3
3.1 SVAŘOVÁNÍ	3
3.1.1 Svařitelnost uhlíkových ocelí	3
3.1.2 Struktura tepelně ovlivněné oblasti	8
3.1.3 Vlastnosti tepelně ovlivněné oblasti	9
3.1.4 Defekty svarových spojů	10
3.2 TECHNOLOGIE NAVAŘOVÁNÍ.....	14
3.2.1 Způsoby navařování.....	14
3.2.2 Přídavné materiály.....	15
4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST.....	17
4.1 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL	17
4.2 METODICKÁ ČÁST EXPERIMENTU	20
4.3 VÝSLEDKY EXPERIMENTU	21
4.3.1 Metalografické hodnocení	21
4.3.2 Měření tvrdosti.....	22
5. DISKUSE VÝSLEDKŮ.....	26
6. ZÁVĚRY.....	27
7. PŘEHLED POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ.....	28
8. POUŽITÁ LITERATURA.....	29
9. PŘÍLOHY.....	31

1. ÚVOD

Spojování materiálu svařováním patří do kategorie nerozebíratelných spojů používaných k sestavování součástí, zařízení, konstrukcí a také k opravě těchto výrobků. Svařování je jako renovační technologie často používané pro svoji rychlost a univerzálnost. Navařování patří mezi běžně používané renovační metody.

Navařování je určeno pro vytvoření homogenních vrstev, které jsou tavně spojeny se základním materiálem. Využívá se k různým účelům od doplňování rozměrů opotřebených součástí až po vytvoření vrstev se zcela odlišnými vlastnostmi. Při tomto metalurgickém procesu dochází k natavení základního materiálu zdrojem tepla, díky kterému se zároveň utavuje i přídavný materiál (svarový kov), čímž se vytváří homogenní vrstva. Vlivem natavení svarového kovu vzniká tepelně ovlivněná oblast (TOO). V této oblasti dochází ke změnám struktury a vlastností materiálu vlivem svařování a následného ochlazování. Z těchto důvodů je při navařování snaha o co největší snížení hloubky závaru a tím i podílu základního materiálu v navařené vrstvě. Množství vneseného tepla ovlivňuje hloubku závaru a velikost vznikajících deformací a pnutí.

Svařitelnost ocelí je ovlivňována převážně obsahem uhlíku, ale i množstvím některých přísadových prvků, které také ovlivňují strukturu v navařené vrstvě a v TOO. Proto při špatně zvolené technologii nebo materiálu může dojít k zhoršení požadovaných vlastností, v horším případě je iniciována tvorba trhlin vlivem strukturních změn materiálu.

Při navařování ocelí s obsahem uhlíku vyšším než 0,2 % se většinou doporučuje provádět svařování po předehřátí součástí. Předehřev se provádí za účelem snížení intenzity odvodu tepla z místa svaru. Při svařování těchto ocelí bez předchozího ohřátí na potřebnou teplotu je zvýšená možnost výskytu nežádoucích struktur. Příkladem použití navařovací technologie bez předehřevu je navařování vrstev nízkouhlíkového svarového kovu na opotřebené kolejnice s vyšším obsahem uhlíku. Bainitické návary jsou používány ke zlepšení mechanických vlastností, zvýšení odolnosti proti opotřebení a k prodloužení životnosti kolejnic.

2. CÍLE PRÁCE

Cílem této bakalářské práce je vyhodnocení mikrostruktury a tvrdosti návarů bainitické oceli na kolejnice s vyšším obsahem uhlíku. Navařování opotřebovaných jeřábových drah je jedno z možných řešení renovace těchto kolejnic. V práci je řešena dílčí část problematiky navařování kolejnic s téměř perlitickou strukturou elektrodou OK 15.43. Veškeré práce byly realizovány v rámci doplňkové činnosti odboru strukturních a fázových analýz ÚMVI.

Během vyhodnocení integrity a mikrostruktury svaru byla pozornost zaměřena na rizikové oblasti, ve kterých je předpokládán výskyt nežádoucích struktur. K pozorování byly určeny krajové oblasti z hlavy kolejnice. Za pomoci světelné mikroskopie budou vyhodnoceny mikrostruktury navařeného materiálu, tepelně ovlivněné oblasti a jejich rozhraní.

Na stejných místech se vyhodnotí průběhy tvrdostí. Makrotvrdost bude měřena od návaru po základní materiál. Průběh mikrotvrdosti se určí na rozhraní návar - TOO.

Pomocí elektronového rastrovacího mikroskopu s energiově disperzní analýzou se určí chemické složení materiálu navařované kolejnice. K určení složení nečistot v návaru se použije rastrovací elektronový mikroskop s energiově disperzní analýzou.

3. LITERÁRNÍ PŘEHLED PROBLEMATIKY

3.1 SVAŘOVÁNÍ

3.1.1. Svařitelnost uhlíkových ocelí

Při svařování, působením soustředěného zdroje tepla, dochází krátkodobě k intenzivnímu lokálnímu ohřevu materiálu na vysoké teploty. Vneseným teplem se natavuje malý objem základního materiálu a vlivem tepelné vodivosti se ohřívá i přilehlý objem. Teplotní změny v základním materiálu při svařování způsobují:

- a) fázové přeměny – tavení základního a přídavného materiálu, tuhnutí a přeměny v tuhém stavu;
- b) fyzikálně chemické reakce ve svarovém kovu;
- c) změny struktury v oblasti svarového spoje;
- d) změny objemu, které mohou způsobit vznik napětí a deformace [1].

Míra a rozsah uvedených změn závisí na svařovaném materiálu (chemické složení, fyzikální vlastnosti, geometrické rozměry) a technologii svařování (způsob, parametry, postup a přídavný materiál) a množství tepla vneseného do svarového spoje [1].

Od svarového spoje se vyžaduje celistvost a daný soubor vlastností, které jsou schopny splňovat nároky kladené na svar během používání. Nejčastěji je to pevnost, houževnatost a tvrdost, další mohou být odolnost proti vysokým teplotám, magnetické vlastnosti atd. Samozřejmostí je zaručení bezpečnosti a životnosti svařované konstrukce [2].

Na začátku svařování stoupá rychle teplota v místě svaru, po dosažení maxima, kdy se spoj nataví nebo roztaví, teplota rychle klesá. Vlivem teplotní roztažnosti může docházet ve svarovém spoji ke vzniku nejprve tlakových napětí a po dobu chladnutí ke vzniku tahových napětí. Průběh teploty ve svaru během jeho výroby se označuje jako teplotní cyklus svařování [2].

Svarový kov vzniká tavením základního a přídavného materiálu, který je odtavován z elektrody nebo svářecího drátu. Podíl nataveného základního materiálu ve svarovém kovu se označuje jako promísení. Stupeň promísení závisí na použité technologii svařování. Při ručním obloukovém svařování je stupeň promísení 10 – 40 % a při svařování automaticky pod tavídkem až 85 % [2].

Na svarový kov jsou kladeny požadavky, jako je dostatečná pevnost a houževnatost. Tyto charakteristiky by měly mít podobnou hodnotu, jako má základní materiál. Když poměr R_e/R_m svaru je vyšší (0,9 a víc) než stejný poměr R_e/R_m v základním materiálu (<0,8), bude svarový kov pevnější než základní materiál. U houževnatosti je tomu naopak, houževnatost svarového kovu bývá nižší než základního materiálu. Vlastnosti svarového kovu ovlivňuje typ mikrostruktury, velikost zrn, precipitační procesy stárnutí atd. Únavové vlastnosti jsou horší než u základního materiálu. Tyto charakteristiky ovlivňuje zejména lící struktura svaru, povrchové defekty, počet vměstků - čistota svarového kovu. S ohledem na nižší obsah uhlíku ve svarových kovech jsou v porovnání se základním materiálem horší i žáropevné vlastnosti. Snižuje se mez tečení [1, 2].

Krystalizace svarového kovu probíhá při poklesu teploty pod teplotu likvidu. Svarová lázeň krystalizuje díky heterogenní nukleaci na svarových plochách. Zrna tuhé fáze rostou ve směru teplotního gradientu. V závislosti na chemickém složení a rychlosti svařování krystalizuje svarový kov buněčně nebo dendriticky. Buněčná krystalizace nastává při menším podchlazení a nemá přednostní krystalografickou orientaci. Naopak dendritická krystalizace probíhá při větším podchlazení a dendrity rostou přednostně v krystalografickém směru <100>. U většiny svarů začíná krystalizace svarového kovu růstem dendritů a při snížení rozdílu teplot se mění na buněčnou krystalizaci [2].

Během tuhnutí taveniny probíhají segregáční a při svařování větších objemů i likvační procesy. Segregace způsobuje, že osy dendritů tvoří téměř čistý kov s vyšší koncentrací složky, která má vyšší teplotu tavení. Mezidendritické prostory jsou převážně obohaceny nízkotavitelnými komponenty nebo eutektikem. Vliv segregace závisí na chemickém složení svaru a na parametrech svařování. Pokud bude první tuhnoucí fází δ -ferit, který má vysokou rozpustnost kyslíku a síry, nebudou tyto nečistoty vytlačovány do taveniny a segregace bude menší, než když krystalizující fází bude austenit. Přítomnost některých slitinových prvků (Mn, Ni) stejně jako promísení svaru se základním materiálem podporuje krystalizaci přes austenit [2].

Tab 3.1 Rozpustnost vybraných prvků v železe (hm. %) [2]

Prvek	Rozpustnost		Koexistující struktur í složka	Teplota tavení [°C]
	v austenitu p ř i teplotě	ve feritu p ř i teplotě		
S	0,05 % p ř i 1 365 °C	0,14 % p ř i 1 365 °C	eutektikum Fe-FeS eutektikum Ni-NiS	988 1 048
P	0,20 % p ř i 1 250 °C	1,6 % p ř i 1 250 °C	eutektikum Fe-Fe,P eutektikum Ni-Ni,P	1 048 875
B	0,005 % p ř i 1 381 °C	0,5 % p ř i 1 381 °C	eutektikum Fe-Fe ₂ B eutektikum Ni-Ni,B	1 177 1 140
Nb	1,0 % p ř i 1 300 °C	4,1 % p ř i 1 300 °C	eutektikum Fe-Fe,Nb eutektikum NbC-austenit	1 370 1 315
Ti	0,36 % p ř i 1 300 °C	8,1 % p ř i 1 300 °C	eutektikum Fe-Fe ₂ Ti eutektikum Fe-Fe ₂ Ti	1 290 1 320
Si	1,15 % p ř i 1 300 °C	10,5 % p ř i 1 300 °C	eutektikum Fe-Fe,Si	1 212

Jak lze z tabulky 3.1 vyčíst, tak rozpustnost všech výše uvedených prvků je vyšší v δ -feritu než v austenitu. U případné segregace, např. síry, by byla velká pravděpodobnost vzniku sulfidického eutektika v austenitu a následného praskání svaru. Vylučování sulfidů v důsledku eutektické nebo eutektoidní reakce je tedy nežádoucí [2].

Dalším faktorem je způsob krystalizace a velikost krystalů. Výraznější segregace bude u hrubých dendritů než při jemných dendritech nebo buněčné krystalizaci. Segregační procesy také ovlivňují teplotní intervaly krystalizace. Při úzkém intervalu mezi likvidem a solidem bude segregace méně výrazná [2].

Při poklesu teploty pod teplotu tavení, u ocelí s obsahem uhlíku nad 0,51 %, začínají primárně růst krystaly austenitu přímo z taveniny. Vzniká tedy licí zrno, které bývá hrubé a sleduje mezidendritické prostory. Během dalšího snižování teploty dochází ke granulaci dendritů. V důsledku působení tepelných pnutí a rekystalizace se z licích zrn vytvářejí hrubá primární austenitická zrna (obr. 3.1) na úkor taveniny. Pod teplotou solidu již neexistuje tavenina [3, 4].



Obr. 3.1 - Schématické znázornění druhů zrn [3]

U pondeutektoidních ocelí vzniká v intervalech teplot $A_1 - A_3$ austenitu ferit, který má velmi malý obsah C a austenit se obohacuje uhlíkem. Pod teplotou A_1 není austenit stabilní fází a dochází k přeměnám přechlazeného austenitu. Podle podmínek přeměny se bude měnit i její mechanismus [4].

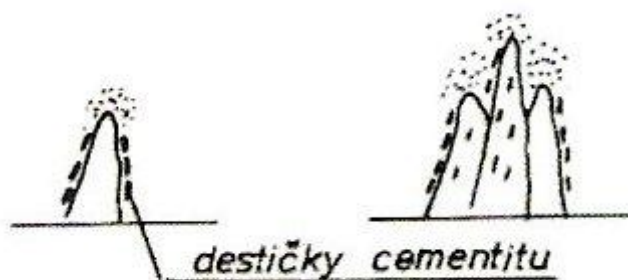
Teplota přeměny má rozhodující význam pro rozsah difúze uhlíku a přídatných prvků. Rozpad austenitu je spojen s poklesem volné entalpie soustavy. Při větších přechlazeních vznikají z kinetických důvodů (tj. nedostatečně účinná difúze) fáze a struktury termodynamicky méně stabilní, tedy s vyšší hodnotou volné entalpie [3].

Při dostatečně malé rychlosti ochlazování vzniká směs feritu a perlitického cementitu. Perlitické kolonie jsou tvořeny střídavě vrstvami feritu a cementitu. Tloušťka jednotlivých vrstev je závislá na rychlosti ochlazování. Čím pomaleji se bude tuhý roztok ochlazovat, tím hrubozrnnější struktura s nízkou hodnotou houževnatosti vznikne. U všech ocelí, kromě ocelí s eutektoidní koncentrací uhlíku, předcházejí perlitické přeměně tzv. proeutektoidní přeměny sekundárního cementitu (feritické síťový po hranicích zrn, acikulární ferit, Widmannstättenova struktura). Tyto přeměny výrazně ovlivňují vlastnosti svarového kovu [3, 5].

Produktem rozpadu přechlazeného austenitu v intervalu teplot asi $550\text{ °C} - M_s$ je nerovnovážná strukturní součást – bainit. Tato přeměna probíhá za teploty kdy je potlačena difúze substitučních atomů a je možná jen difúze intersticiální, tedy difúzí uhlíku. Předpokládá se smíšená difúzní a bezdifúzní přeměna. Základem je difúze uhlíku v přechlazeném austenitu a vznik oblastí ochuzených a obohacených uhlíkem [6].

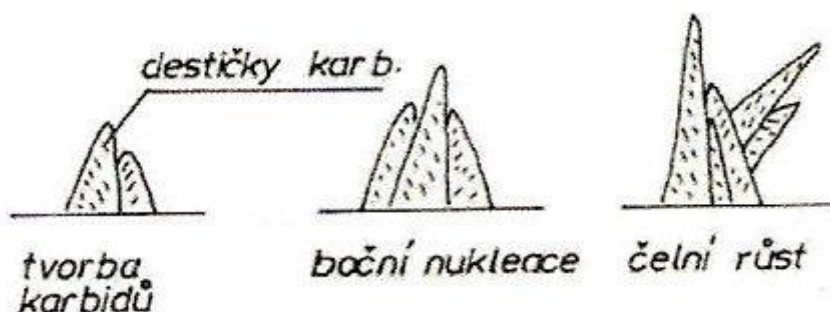
V pondeutektoidních ocelích začíná bainitická přeměna růstem desek uhlíku ve více nebo méně přesyceném feritu (bainitický ferit). Typ a morfologie bainitu nejvíce závisí na rozsahu difúze uhlíku a následné precipitaci cementitu. Při nižších teplotách bainitická přeměna končí a zůstane určitý podíl zbytkového austenitu, který snižuje pevnost vzniklého bainitu. Podle teploty přeměny rozeznáváme horní a dolní bainit [6].

Horní bainit (obr. 3.2) je tvořen jehlicemi bainitického feritu a hrubšími destičkami cementitu orientovanými rovnoběžně se směrem růstu feritických desek. Vzniká při teplotách $550\text{ °C} - 350\text{ °C}$ [6].



Obr. 3.2 - Vznik horního bainitu [6]

Dolní bainit (obr. 3.3) vzniká za teplot pod 350 °C rozpadem přechlazeného austenitu. Je tvořen deskami bainitického feritu, ve kterých jsou k hlavní rovině růstu základní feritické desky vyloučeny velmi jemné karbidické částice legujících prvků a k nukleaci těchto částic dochází v tuhém roztoku [6].



Obr. 3.3 - Vznik dolního bainitu [6]

Bainitické struktury mají větší stejnorodost a disperznost karbidických částic a dosahují vyšší pevnosti než perlitické struktury. Ve srovnání s martenzitickou strukturou nemají tak vysokou tvrdost, avšak mají výrazně vyšší houževnatost. Základní mechanické vlastnosti souvisí s chemickým složením oceli [6].

Je-li austenit přechlazen až do oblasti tak nízkých teplot, že již není možná účinná difúze substitučních i intersticiálních prvků, mění se na nerovnovážný přesycený tuhý roztok uhlíku v železe α - martenzit. Aby vznikl martenzit, je nutné ochladit ocel pod teplotu M_s v co nejkratším čase, než je potřeba pro zahájení perlitické nebo bainitické přeměny. Teploty počátku a konce martenzitické přeměny nízkouhlíkových a uhlíkových ocelí jsou dány především chemickým složením austenitu [3].

Martenzit vzniká smykovým mechanismem, kterým se vytvářejí desky nebo jehlice. Rozhraní austenit-martenzit je koherentní či semikoherentní, poté jsou určité krystalografické roviny stejné u původní a konečné fáze. Martenzit je ve svarových kovech nežádoucí fáze, neboť zvyšuje jeho tvrdost, která může překročit přípustnou hodnotu. Další nežádoucí vlastností je snižování plastických vlastností, a to hlavně snížení hodnoty nárazové práce [3].

Při svařování ocelí se přihlíží na možné degradace jejich vlastností v místě svarového spoje v průběhu výroby a provozu svařovaných konstrukcí. Jedno z hledisek posouzení svařitelnosti oceli je určení uhlíkového ekvivalentu C_e . Tento ekvivalent zahrnuje vliv přísadových prvků obsažených v oceli na její zakalitelnost, a tím zahrnuje vliv na výslednou strukturu svaru [7].

Pro oceli s obsahem uhlíku $\leq 0,22$ hm. % lze svařovat bez zvláštních opatření, přičemž C_e se vypočítá podle rovnice [7]:

$$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{15} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2} + 0,0024s \quad [\%] \quad (1)$$

kde s je tloušťka plechu [mm]. Mezinárodní svářečský institut (IIW/IIS) navrhl vzorec pro oceli $C > 0,18$ hm. % [7]:

$$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad [\%] \quad (2)$$

Pro spojovací svary je zapotřebí předehřívát ocel, která má $C_e > 0,41$ %. Pro oceli s nižší hodnotou C_e se nemusí aplikovat předehřev. Pro navařování nejsou podle praktických zkušeností až tolik přísná kritéria. Závisí to ovšem na druhu namáhání navařovaného dílu. Pro výpočet uhlíkového ekvivalentu lze v literatuře najít mnoho dalších vztahů [8].

ARA diagram je velice důležitou pomůckou, protože nám dává informace o výsledné struktuře podle použité ochlazovací rychlosti svarového kovu a TOO. Vzniku nežádoucích struktur u dané oceli lze zabránit předehřevem. V některých případech lze předehřev nahradit žíháním housenky další housenkou a větším tepelným příkonem při svařování. Existuje několik způsobů pro výpočet teploty předehřevu [7, 8]:

- metoda Ita a Bessya:

$$T_p = 1440 \cdot P_w - 392 \quad [^{\circ}\text{C}] \quad (3)$$

kde:

$$P_w = P_{CM} + \frac{H}{60} + \frac{K}{40 \cdot 10^4} \quad (4)$$

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (5)$$

$$K = K_0 \cdot s \quad [\text{MPa}] \quad (6)$$

H – obsah difuzního vodíku, stanovený glycerinovou zkouškou [ml/100g]

K – intenzita tuhosti spoje

K_0 – koeficient; např. pro tupý spoj $K_0 = 69$

s- tloušťka materiálu [mm]

- orientační výpočet teploty M_s :

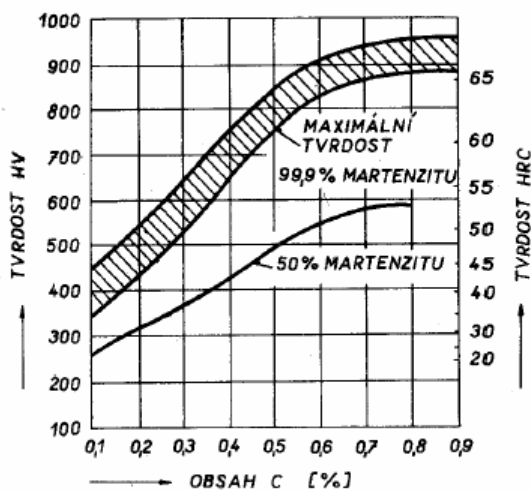
$$M_s = 539 - 423C - 34,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo \quad [^{\circ}\text{C}] \quad (7)$$

Svařování s vysokým tepelným příkonem má podobný účinek jako předehřev, protože více ohřívá okolí svaru a tím dochází ke snížení teplotního gradientu a k pomalejšímu ochlazování. Ale vzhledem k tomu, že potřebnou teplotu předehřevu k zamezení vzniku studených trhlin ovlivňují kromě chemického složení také obsahy difuzního vodíku, tepelný příkon a tuhost konstrukce, je spolehlivější přesvědčit se o teplotě předehřevu pomocí výpočtu popsaného v dané normě [9].

Součást určená k předehřevu se tedy ohřívá v rozmezí teplot cca 200 °C až nad teplotu M_s , výjimku tvoří úzké plochy nebo hrany, kde se volí nižší ohřev nebo se nepředehřívá vůbec. V těchto případech se ohřev provede pomocí tepla, které vzniká při samotném procesu svařování [7, 8].

Z výše uvedených rovnic lze vyčíst, že na svařitelnost uhlíkových ocelí má největší vliv obsah uhlíku. Se zvyšujícím obsahem C se zvyšují pevnostní charakteristiky, ale klesají

plastické vlastnosti, také se zvyšuje náchylnost k zakalení při svařování. Tvrdost vznikajícího martenzitu se také zvyšuje s rostoucím obsahem C. Současně se zvyšuje náchylnost na vznik studených trhlin. Závislost tvrdosti a procenta martenzitu ve struktuře svarového spoje na obsahu uhlíku je na obr. 3.4. Z této závislosti bylo stanoveno maximální přípustné kritérium tvrdosti odpovídající obsahu uhlíku v oceli 0,25 % a 50 % obsahu martenzitu ve struktuře [9].



Obr. 3.4 - Závislost tvrdosti svarového spoje na obsahu uhlíku a na procentu martenzitu ve struktuře [9]

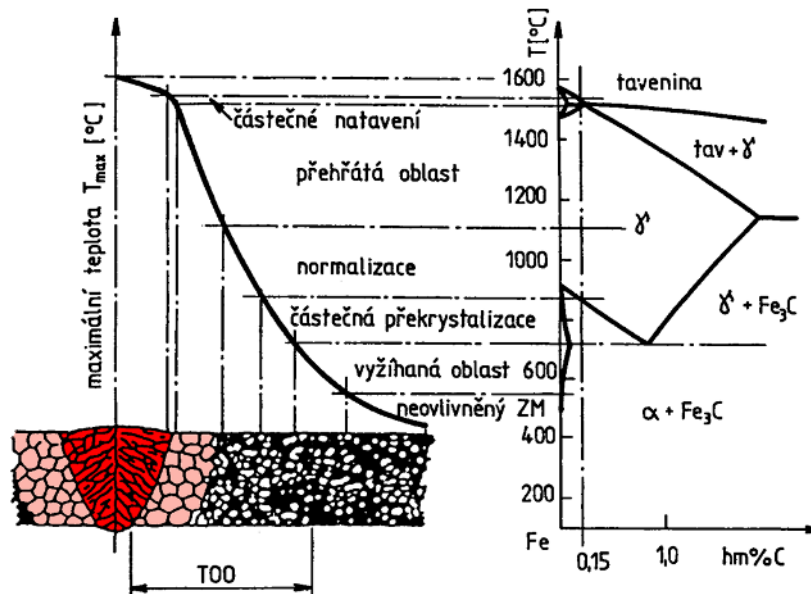
3.1.2 Struktura tepelně ovlivněné oblasti

TOO je neroztavená část původního materiálu přiléhajícího ke svarovému kovu, který byl vystaven teplotnímu cyklu svařování. V důsledku působení tepla dochází ke změnám vlastností. TOO je podrobena celému teplotnímu cyklu svařování. Rozsah této oblasti závisí na přivedeném teple během svařování. Rozsah teplot je od bodu tání až k mnohem nižším teplotám. Proto se tato oblast skládá z řady různých mikrostruktur. Šířka závisí na použité technologii svařování. U elektrostruskového svařování je tato zóna 8 - 12 mm široká, zatímco při ručním svařování obvykle nepřesahuje 3 - 4 mm [10, 11].

V případě svařování kovů a slitin bez polymorfni přeměny nedochází ke změně mikrostruktury a probíhají pouze substrukturní změny (rekrytalizace, růst zrn). V kovech a slitinách s polymorfni přeměnou (oceli) dochází v TOO k výrazným strukturním změnám, které mají výrazný vliv na vlastnosti svarového spoje. Při svařování nelegovaných, případně legovaných ocelí s polymorfni přeměnou, můžeme TOO rozdělit (obr. 3.5) na několik oblastí:

- 1) oblast částečného natavení – tvoří přechod z TOO do svarového kovu. U většiny ocelí se tato oblast redukuje na linii (hranice ztavení) případně plochu, protože rozdíl mezi teplotou solidu a likvidu je malý;
- 2) oblast přehřátí – je ta část svaru, kde byly teploty nad A_3 a nad teplotami překračující teplotu intenzivního růstu austenitických zrn. Podle druhu oceli je to teplota mezi 1050 až 1300 °C. Mikrostrukturu většinou tvoří velká zrna perlitu a obálky proeutektoidního feritu;
- 3) oblast vyhřátá nad A_3 – s úplnou polymorfni přeměnou $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$. V této oblasti dochází k zrovnoměrnění a zjemnění mikrostruktury, tzv. oblast normalizace;
- 4) oblast vyhřátá v intervalu teplot $A_3 - A_1$ – nedochází zde k úplné polymorfni přeměně. Při ohřevu dochází k přeměně perlitu na austenit a k následnému ochlazení. Vlivem toho mají perlitická zrna jemnější lamely cementitu, ale feritická zrna se nemění;

- 5) oblast pod A_1 – změny probíhají v tuhém roztoku nebo jako substrukturní změny. Dochází ke snížení tvrdosti vlivem sferoidizace perlitického cementitu. Výsledná mikrostruktura bude tedy tvořena téměř zrnitým perlitem [1, 3, 11].



Obr. 3.5 - Vliv tepla při svařování na strukturu svarového spoje [1]

3.1.3 Vlastnosti tepelně ovlivněné oblasti

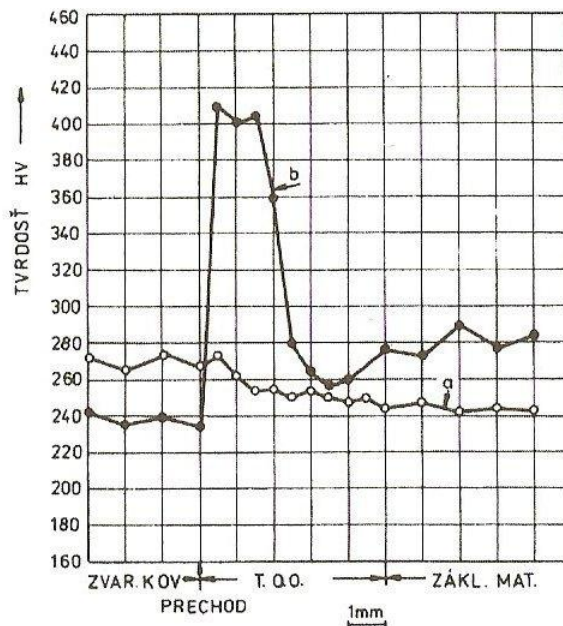
Projevem strukturních a substrukturních změn v tepelně ovlivněné oblasti jsou její mechanické, elektrochemické nebo fyzikální vlastnosti. V ocelích ovlivňuje vlastnosti TOO zejména produkt polymorfni přeměny. Účinky tepelně deformačního cyklu svařování na vlastnosti svarových spojů se projevují takto: Pokles pevnosti tepelně ovlivněné oblasti lze pozorovat výjimečně při svaření legovaných, zušlechťených a termomechanicky zpracovaných ocelí. K určitému změkčení ale dochází v zóně vyhřáté okolo teploty A_1 v souvislosti s popuštěním mikrostruktury nebo polygonizačními procesy a rekrytalizací [2].

V tepelně ovlivněné zóně teplotami nad A_3 probíhají dvě zásadní strukturní přeměny. Jednou z nich je zhrubnutí austenitických zrn, což způsobuje růst austenitických zrn, který se uskutečňuje srůstáním nebo posuvem hranic zrn [2].

Zhrubnuté zrno způsobuje:

- výrazné zhoršení plasticity;
- brzdí kinetiku rozpadu austenitu a podporuje vylučování feritu v štěpných rovinách austenitu za vzniku Widmannstättenovy struktury;
- zvyšuje náchylnost k praskání [2].

Z průběhu tvrdosti napříč svarovým spojem na obr. 3.6 je vidět její výrazné zvýšení v oblasti nad teplotou přehřátí a pokles v okolí teploty A_1 a rozdílný průběh tvrdosti v závislosti na chemickém složení (a - nízkouhlíková ocel s obsahem C $\leq 0,09$ %, která je na účinky teplotního cyklu necitlivá; b – klasická konstrukční ocel). Maximum tvrdosti tedy závisí na struktuře oceli a použitém příkonu svařování, který ovlivňuje čas chladnutí $\Delta t_{8/5}$ a výslednou strukturu. Hodnota $\Delta t_{8/5}$ charakterizuje dobu ochlazování mezi teplotami 800 a 500 °C. Touto hodnotou lze dobře charakterizovat jednotlivé způsoby svařování. Obvyklý požadavek na maximální přípustné hodnoty tvrdosti svarového spoje je 340 až 450 HV [1, 2].



Obr. 3.6 - Průběh tvrdosti napříč svarovým kovem (a - nízkouhlíková ocel, b - konstrukční ocel) [2]

Složitější je předpovídat houževnatost jednotlivých zón tepelně ovlivněné oblasti. Kromě chemického složení a obsahu nečistot je houževnatost ovlivňována velikostí zrn a typem mikrostruktury. V rámci TOO jsou nejvíce ohrožena místa s hrubými zrny, která jsou velmi blízko svarového spoje v tzv. křehké oblasti. Při vícevrstevném svařování se tato lokální křehká oblast může měnit díky opakovanému přechodu vysokých teplot a vykazuje velmi složitou mikrostrukturu [2, 12].

Ve svarových kovech je skoro ideální strukturou acikulární ferit, který má nejvyšší houževnatost, protože feritické desky v jeho substruktuře jsou oddělené velkouhlovými hranicemi, a proto při šíření štěpné trhliny ji odklánějí do různých směrů [2, 12].

3.1.4 Defekty svarových spojů

Při svařování se spojí dva dílce kovu navzájem pomocí roztaveného kovu. Je to v podstatě malý, v kovové formě vyrobený odlitek. Proto se u svarových spojů vyskytují podobné typy vad jako u klasických odlitků. Přítomnost defektů ve svarech, které lze předpokládat při běžné výrobě, mají výrazný vliv na vlastnosti svarového spoje. Tyto vady mohou vést, při zatížení běžnými provozními podmínkami k havárii konstrukce. Proto je nutné studovat vady a analyzovat jejich příčiny [13].

Nesprávné parametry a postupy svařování nebo špatně zvolený materiál nejčastěji způsobují poruchy svarového kovu a jeho okolí (TOO). Tolerance přípustných vad svarových spojů je ustanovena normami nebo technologickými podmínkami [13].

Na to jak moc nepříznivě bude vada působit ve svarovém spoji má vliv několik faktorů:

- mikrostruktura, ve které se vada nachází;
- mechanické vlastnosti materiálu (zejména vrubová houževnatost);
- druh zatížení (statické, cyklické, rázové);
- okolní prostředí (korozní, nekorozní);
- rozměry součástí;
- typ a velikost vady;
- charakter lokálního zatížení (tahové, tlakové) [13].

Nejčastější druhy vad ve svarových spojích:

Absorpce plynů ve svarech

Při svařování může dojít k nasycení svarové lázně některými prvky, které mohou zapříčinit pórovitost nebo mohou mít vliv na praskání svaru. Především je to kyslík, který se uvolňuje při metalurgických reakcích. Maximální rozpustnost kyslíku klesá s teplotou. Uvolněný kyslík reaguje se slitinovými prvky a železem za vzniku oxidů. Produkty těchto reakcí bývají tuhé nebo plynné [2, 3].

Pokud vznikají oxidy s globulární morfologií, bude druh oxidu záviset na chemickém složení a metalurgických reakcích. Nejčastěji to jsou oxidy silikátového typu, Al_2O_3 , TiO_2 nebo smíšené oxidy $Al_2O_3 \times 2MnO$. Tyto globulární oxidy mají jen zřídka homogenní strukturu. Častěji jsou tvořeny více vrstvami s různým chemickým složením (oxysulfidy). Běžně jsou tyto oxidy amorfní, ale mohou se vyskytovat případy, kdy část oxidů zkrystalizovala. Globulární oxidy vznikají před tuhnutím svaru, ale i během krystalizace. Tyto vady se klasifikují jako *vměstky* [2].

V případě že kyslík reaguje s uhlíkem, dochází k úniku těchto plynů do okolní atmosféry. Pokud by byla zaručena dostatečně pomalá ochlazovací rychlost, kyslík by měl příznivý vliv na výslednou strukturu. Rychlost ochlazování při svařování je ovšem větší, proto při vyšším obsahu těchto plynů dochází ke vzniku *pórů a bublin* [2, 3].

Dalším plynem, který může být absorbován svarovým kovem, je vodík. Vodík se do svaru dostává různými způsoby, jako např. z vlhkosti vzduchu, z mastnoty, ze zbytků organických látek, ale nejčastěji z navlhklých obalů elektrod a tavidel [2].

Vodík způsobuje vznik *pórů*, částečné *oduhličení* za vzniku metanu, který rovněž způsobuje praskání svaru. Póry vznikají, když se atomární vodík váže na volné povrchy molekulového vodíku nebo může redukovat část oxidů [2].

Dusík je další prvek, který se do svaru dostává ze vzdušné atmosféry. Na nepříznivý vliv dusíku je nejvíce citlivé obloukové svařování a to když není dlouhý oblouk dostatečně chráněný a dusík může difundovat do svaru. Rozpustnost dusíku při tuhnutí prudce klesá. Proto dojde k rychlému přesycení svaru, tvorbě *pórů* a ke *stárnutí* svaru. Díky vysoké afinitě dusíku k některým přísadovým prvkům, tvoří s těmito prvky nitridy [2].

Trhliny ve svarovém spoji

Výskyt trhlin ve svarech omezuje anebo znemožňuje jejich použitelnost. Musí se tedy volit takové podmínky svařování a vhodný základní materiál, aby se výskyt trhlin eliminoval. Při svařování oceli se vyskytují čtyři základní typy trhlin (trhliny za tepla, trhliny za studena, žíhací trhliny a lamelární trhliny). Ve skutečnosti může trhlina iniciovat jako jeden typ a šířit se jako druhý. Mezi těmito druhy navíc rozlišujeme ještě korozní trhliny [2].

Trhliny za tepla

Vznikají jak ve svarovém kovu tak v TOO (obr. 3.7) při ochlazování svarových spojů mezi teplotami likvidu a solidu (u ocelí nad 850 °C), příp. podsolidové teploty. Trhliny za tepla se častěji vyskytují ve svarovém kovu než v tepelně ovlivněné oblasti [2, 14].

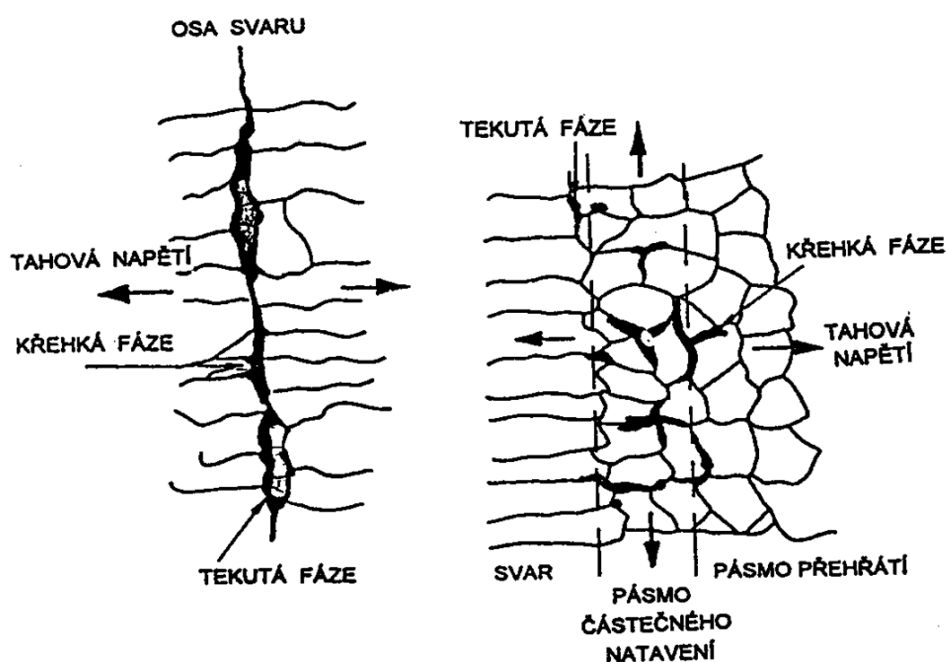
Jde o praskání v mikroblastech, které se může následně rozšířit dalšími degradačními mechanismy až do makroskopických rozměrů. Za hlavní příčiny krystalizačních a likvačních trhlin se považují prvky S, P, B, Nb, Ti a Si, které tvoří s železem a niklem nízkotavitelná eutektika. Rozlišujeme [2, 14]:

- krystalizační trhliny – vznikají ve svarovém kovu během krystalizace vlivem snížení tažnosti kolem teploty solidu, vznik podporují segregáční procesy, nečistoty ve svaru a špatně

zvolený způsob svařování, bývají rozevřené a tvarově složité, při mnohovrstvých svarech se může stát, že se trhlina zataví při nanesení další vrstvy [2, 14].

- likvační trhliny – vznikají ve vysokoohřátém pásmu TOO nebo ve svarovém kovu při několika násobném navařování, souvisí s přítomností sulfidů, oxysulfidů nebo karbosulfidů. Pokud tyto fáze mají nižší teplotu tavení než základní materiál, např. sulfid železa, dochází k natavení sulfidického eutektika na hranicích austenitických zrn a během ochlazování způsobují mezikrystalové trhliny [2, 14].

- polygonizační trhliny – vznikají z poklesu tažnosti. Tahová deformace probíhá při vysokých teplotách, zvyšování hustoty dislokací je doprovázeno polygonizačními procesy, při kterých se dislokace uspořádají do polygonizační sítě. To je ovšem překážkou pro další pohyb dislokací a zapříčiňuje praskání zrn [2].



Obr. 3.7 - Vznik trhlin za tepla ve svarovém kovu a TOO [14]

Trhliny za studena

Jsou to trhliny indukované vodíkem a zbrzděné lomy, které vznikají při teplotách pod 200 °C. Nad touto teplotou je vodíkové praskání nepravděpodobné. Vyskytují se nejčastěji v podhousenkové oblasti svarového spoje. Mohou se však vyskytovat i v kořenové oblasti, v koncových oblastech spojů a ve svarovém kovu. Jsou transkrystalického i interkrystalického charakteru, povrch je lesklý nezoxidovaný. Jako hlavní příčiny vzniku studených trhlin se uvádí:

- vysoká lokální koncentrace vodíku ve svaru;
- výskyt struktury citlivé na účinek vodíku (martenzit, bainit);
- zbytková tahová napětí [2, 14].

Charakteristickým znakem tohoto typu trhlin je jejich opoždění, což znamená, že k iniciaci trhlin ve svarovém spoji dochází až po několika hodinách nebo dnech. Pravděpodobnější výskyt trhlin za studena je v ocelích a svarech s vyšší pevností a ve svarech s několika vrstvami [2].

Náchylnost na vznik studených trhlin souvisí s prokalitelností, resp. s transformačním zkřehnutím. Vliv chemického složení na zakalení v TOO lze vyjádřit uhlíkovým ekvivalentem [14].

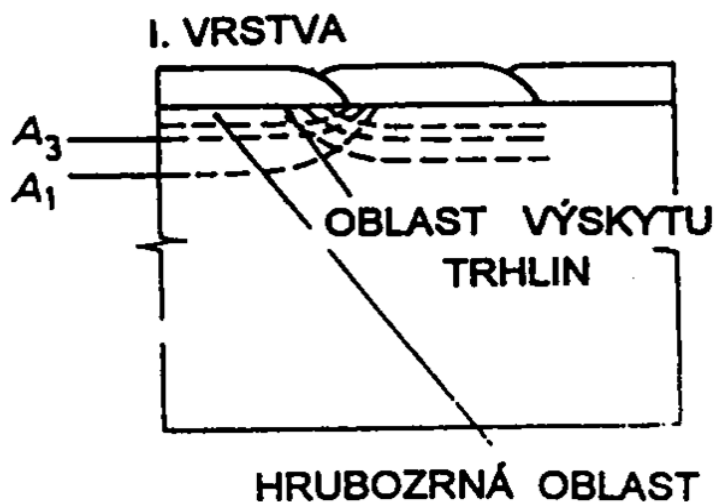
Žihací trhliny

Vznikají při mnohavrstevném navařování nebo při tepelném zpracování svarových spojů. Rozlišujeme tři druhy žihacích trhlin:

- za nízkých teplot – mezi teplotami 200 – 300 °C v důsledku vysoké rychlosti ohřevu na žihací teploty, při které je velký rozdíl teplot mezi povrchem a jádrem svaru [14].

- v oblasti žihacích teplot – mezi 600 - 650 °C, v podhousenkové oblasti s hrubými zrny. Jejich příčinou je snížení plasticity této oblasti precipitačním vytvrzením a zkřehnutím hranic zrn vlivem segregáčních procesů. Proto se nejčastěji vyskytují v nízkolegovaných a mikrolegovaných ocelích [14].

- podnávarové trhliny – vznikají při navařování konstrukční oceli antikorozi výstelkou (austenitickou navařovací páskou). Při kladení vedlejší vrstvy (obr. 3.8) se ovlivní podnávarová oblast první vrstvy. V oblasti teplot pod A_1 se tyto trhliny vyskytují v již dříve nepříznivě ovlivněné oblasti, které v průběhu žhání dále rostou [14].



Obr. 3.8 - Oblast vzniku podnávarových trhlin [14]

Lamelární trhliny

Vznikají v základním materiálu nebo TOO v důsledku namáhání ve směru tloušťky základního materiálu, nejčastěji ve válcovaném plechu. Mají stupňovitý, kaskádový tvar, zpravidla rovnoběžný s povrchem plechu. Hlavní činitele ovlivňující vznik laminárních trhlin jsou:

- přítomnost velkého počtu plastických, řádkových vměstků – vliv na anizotropii mechanických vlastností;
- způsob svařování a svařovací parametry;
- obsah difúzního vodíku [14].

Lamelární trhliny řadíme mezi studené trhliny, i když jejich vznik souvisí s ději ve vysokovyhřáté části tepelně ovlivněné oblasti. Metalurgickou příčinou vzniku tohoto typu trhlin je nízká úroveň plasticity ve směru tloušťky materiálu [14].

3.2 TECHNOLOGIE NAVAŘOVÁNÍ

3.2.1 Způsoby navařování

Pro navařování lze použít několik různých technologií. U všech způsobů jsou důležitá následující hlediska:

- a) tavící teploty základního a přídavného materiálu
- b) specifická hmotnost základního a navařovaného materiálu [15]

Navařování plamenem

Zdrojem tepla je chemická energie, která vznikne hořením směsi oksylichujícího a hořlavého plynu. Nejčastěji se používá kyslíko-acetylenový plamen (při hoření acetylénu má plamen nejvyšší teplotu 1 350 °C). Podle přebytku kyslíku či acetylénu rozlišujeme tři druhy plamenů (redukční, neutrální, oxidační). Pro navařování je nejvýhodnější redukční plamen, u kterého dochází ke zmenšení hloubky závaru a ke snížení podílu základního materiálu v návarovém kovu. Mezi další výhody patří rychlý přenos tepla do svaru, rychlé zapálení plamene a snadná regulace plamene. Povrch navařované součásti nemusí být důkladně očištěný od rzi a okují [15, 16].

Mezi hlavní charakteristiky navařování plamenem patří:

- návar bez propalu (minimální oxidace);
- minimální zředění se základním materiálem;
- plošné tepelné zatížení (nižší napětí v návaru);
- vysoký předehřev brání praskání návaru;
- při správném seřízení hladký povrch bez nerovností [17].

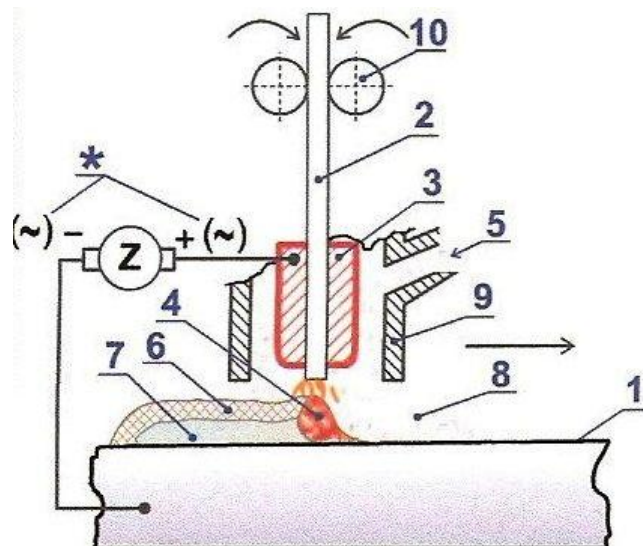
Navařování elektrickým obloukem

Patří sem všechny způsoby navařování využívající jako zdroj tepla elektricky oblouk. Jde o nízkonapěťový elektrický vysokotlaký výboj, který hoří v prostředí ionizovaného plynu mezi elektrodou a svařencem. Bodové tepelné zatížení s vyšší rychlostí navařování než při použití plamene může způsobit vznik trhlin. Proto se používá předehřev, aby se snížila rychlost ochlazování a tím se zabránilo zakalení [16, 17].

Elektroda ve formě tyčky nebo kontinuálního drátu se taví a vytváří tak přídavný materiál, který spolu se základním materiálem tvoří svarový kov. Nebo se elektroda netaví (je vyrobena z těžko tavitelného materiálu, např. wolframu) a mluvíme o navařování netavicí se elektrodou. V takovém to případě se svarový kov vytváří pomocí přídavného materiálu, který je ze strany přidáván do oblouku [2].

Hořící oblouk je chráněn před okolním prostředím pomocí ochranného plynu (MIG, MAG), komponenty obsaženými přímo v přídavném materiálu (svařování holým drátem), složkami obalu elektrody (svařování obalenou elektrodou) anebo je chráněn struskou umístěnou v jádře elektrody (svařování plněnou elektrodou, obr. 3.9) [2].

Při svařování pod tavidlem dochází ke spojení dvou slitin, které jsou v kapalném stavu díky elektrickému oblouku, který je ponořen pod vrstvu tavidla. Struska podporuje stabilitu hoření oblouku, ovlivňuje chemické složení a kvalitu svaru. Struska plave na povrchu roztaveného kovu a po ztuhnutí svaru vytvoří struskovou kůru, která se samovolně uvolňuje nebo se odklepává kladívkem [2].



Obr. 3.9 - Navařování plněnou elektrodou (1 - základní materiál, 2 – plněná elektroda, 3 - žhavicí cívka, 4 - roztavený svarový kov, 5 - vzduch, 6 - struska, 7 - svarový kov, 8 - ochranný plyn, 9 - svařovací hubice, 10 – podavač elektrody) [18]

Navařování s využitím aluminotermické reakce

Aluminotermické svařování je založeno na principu redukce oxidů železa hliníkem. Po zapálení aluminotermické směsi (800 – 1 100 °C) se získá vysoce přehřátý teplý kov, jenž je zdrojem tepla pro natavení základního materiálu a zároveň i přidávným materiálem. Zároveň vzniká kapalná struska oxidu hlinitého [18].

Navařování plazmou

Plazmou se nazývá stav plynu, který obsahuje neutrální molekuly a atomy, ale zároveň pozitivně a negativně nabitě ionty. Vytvoří-li se v kontrahovaném prostoru mezi wolframovou elektrodou (katodou) a chlazenou tryškou (anodou) elektrický oblouk, okolo kterého je veden plyn (Ar, N nebo vzduch) nebo také rotující vodní vír, vytvoří se plazmový oblouk. Takovýto oblouk se vyznačuje vysokou energetickou hustotou a teplotou (až 25 000 °C) [18].

Navařování laserem

Podstatou laserového svařování je zesílení světla stimulovanou emisí záření. Proces zesílení má charakter řetězové reakce a je dále zvyšován průchody aktivním prostředím laseru (rezonátorem), které je uzavřeno dvěma zrcadly se vzdáleností rovnající se násobku vlnové délky emitovaného záření. Zrcadlo se 100 % odrazivostí vrací všechny fotony do rezonátoru, ale zrcadlo s 80 – 90 % odrazivostí propustí po dosažení kritického množství fotonů část záření ve formě krátkého vysokoenergetického pulsu s opakovací frekvencí 1 až 500 Hz [16].

Výhodou laserového navařování je vysoká hustota energie a mechanismy interakce s materiálem, které způsobují rafinaci kovu v důsledku vypařování povrchově aktivních prvků, takže přetavený materiál je čistější než základní kov [2].

3.2.2 Přídavné materiály

Podle tvaru a způsobu provedení lze přídavné materiály rozdělit následovně:

- dráty – vyrábí se válcováním a tažením, podle technologických požadavků jsou povrchově upravovány;
- obalované elektrody – plné jádro je tvořeno taženým drátem nebo pro speciální účely litými tyčinkami. Obalové hmoty jsou tvořeny legujícími přísadami;
- tyčinky – vyráběny z tažených drátů, odléváním nebo jako kompozity;

- d) plněné elektrody (trubičkové dráty) – jsou vyráběny s různým složením náplně (ionizační, dezoxidační, struskotvorné, středně a vysoce legované). Vyrábí se sbalováním kovového pásu s požadovanou náplní. Mají řadu výhod, zejména kompaktnost a odolnost proti vlhku;
- e) plněné pásy – vyráběny sbalením ocelové pásy, která měla tvar žlábků, do něhož jsou dávkovány legující složky v práškové či zrnité formě;
- f) kordy – tzv. flexodráty, vyrábí se smícháním kovových a slitinových prášků s organickým plastifikátorem;
- g) pásy – vyrábí se válcováním, používají se pro navařování pod tavidlem;
- h) pasty a prášky [19].

Pro navařovací procesy se nejčastěji používají plněné a obalované elektrody. Elektrody lze podle druhu obalu (resp. náplně) rozdělit do čtyř skupin:

– *celulózy* – obsahují více než 30% celulózy ve formě dřevěné moučky, rutil (TiO_2), MnO a feromangan. Při hoření celulózy se do svaru dostává velké množství vodíku, které je doplňováno vodíkem z vlhkosti těchto elektrod. Proto jsou určeny pro oceli a podmínky, u kterých nehrozí vodíkem indukované praskání. Struska je tenká, lehce odstranitelná, ale povrch svaru není příliš hladký [2].

– *rutilové* – obsahují nad 50% TiO_2 , celulózu, uhličitan vápenatý, SiO_2 , slídu a feromangan. Plynová ochrana je tvořena CO, CO_2 a H, které se uvolňují při hoření. Tyto elektrody vyžadují pro stabilní hoření oblouku určitou vlhkost, proto se nemusí před použitím sušit [2].

– *bazické* – ve svém obalu obsahují více než 50% CaCO_3 , který se rozkládá na CO a CO_2 , které vytváří plynovou ochranu. Do obalu jsou přidány další dezoxidanty (feromangan, ferosilicium, ferotitan). V případě že by měl svarový kov obsahovat další legury se přidává ferochrom, feronikl, feromolybden atd. Plynová ochrana není tak účinná jako u celulózových elektrod, musí se udržovat krátký oblouk, jinak hrozí nebezpečí pórovitosti. V důsledku metalurgických reakcí je svarový kov čistější a je díky tomu dosaženo lepších mechanických vlastností svarového kovu [2].

– *kyselé* – v obale mají vysoký podíl práškového oxidu železa, a proto obsah kyslíku ve svaru bude vyšší. Důsledkem toho jsou horší mechanické vlastnosti, hlavně tažnost a houževnatost. Musí tedy obsahovat větší množství dezoxidovadel [2].

4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

4.1 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL

Základní materiál

Jako základní materiál byla použita kolejnice z uhlíkové oceli. Chemické složení bylo ověřeno pomocí optického emisního spektrometru s doutnavým výbojem SPECTRUMAT GDS-750 a je uvedeno v tab. 4.1.

Tab. 4.1 – naměřené chemické složení základního materiálu (hm. %)

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Al	Mo
kolejnice	0,56	0,93	0,32	0,011	0,023	0,06	0,03	0,026	0,01

	Cu	Sn	Ti
kolejnice	0,03	0,02	0,01

Mikrostruktura kolejnice byla pozorována na světelném mikroskopu Olympus GX-51 a je zobrazena na obr. 4.1. Je tvořena převážně perlitickou strukturou ve které jsou kolonie perlitu obklopeny obálkami proeutektoidního feritu.

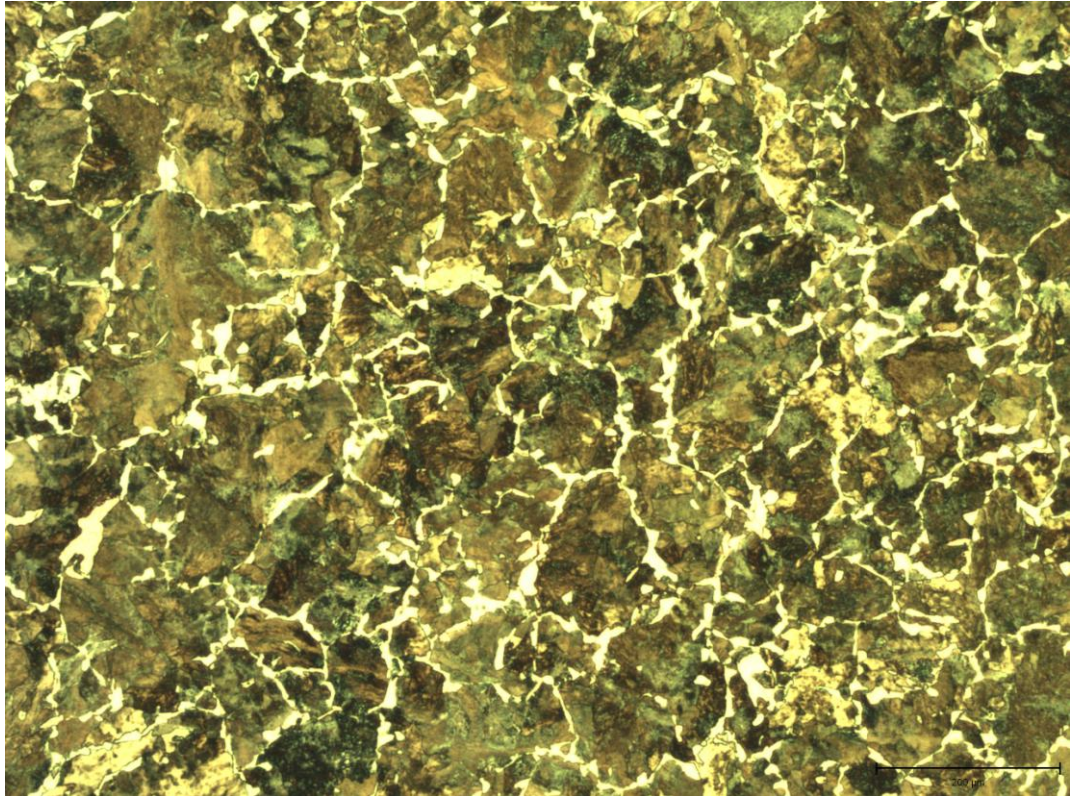
Tvrdość základního materiálu byla naměřena metodou dle Vickerse HV10 na tvrdoměru LECO LV-700. Tvrdość HV10 základního materiálu nabývala hodnoty $223 \pm 6\text{HV}$.

Přídavný materiál

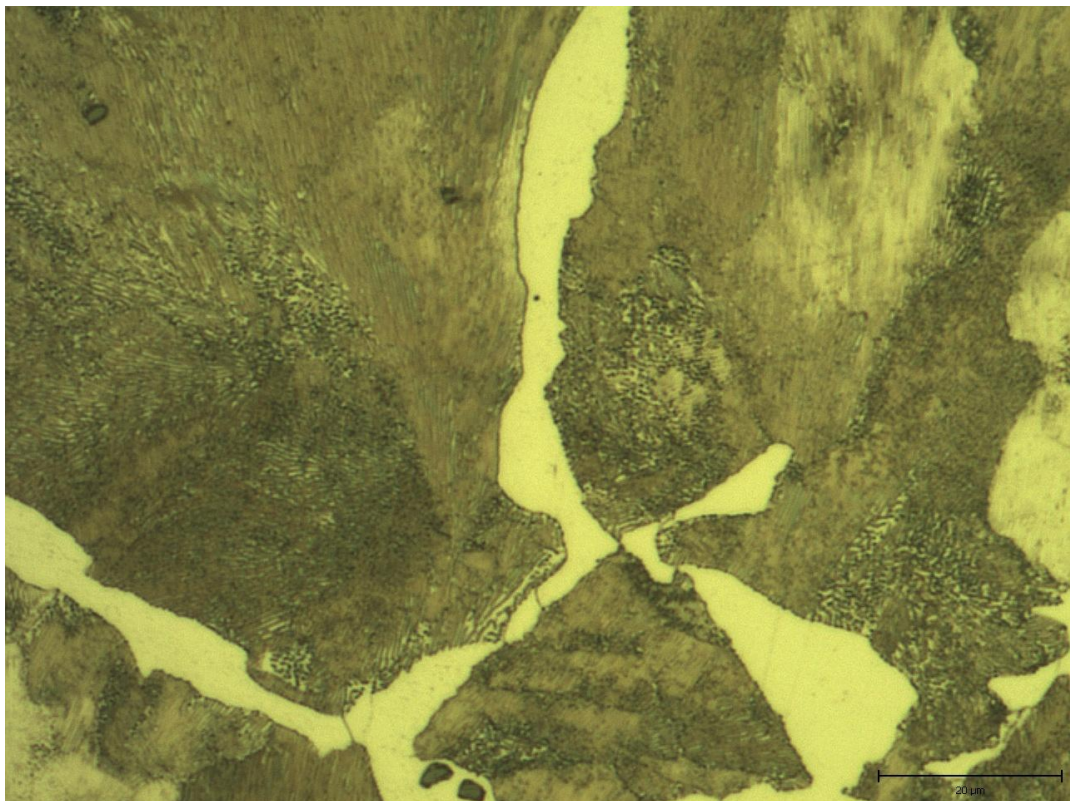
Jako přídavný materiál byla použita plněná elektroda ESAB OK TUBRODUR 15.43, která má bazickou náplň a vytváří tak vlastní ochranou atmosféru. Výsledný svarový kov je Cr-Ni-Mn typu a vytváří martenziticko-bainitickou strukturu. Chemické složení udávané výrobcem je v tab. 4.2. Udávaná tvrdość je 300 – 400 HV.

Tab. 4.2 – typické chemické složení svarového kovu (hm. %)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al
0,15	0,30	1,10	1,00	2,30	0,50	1,50



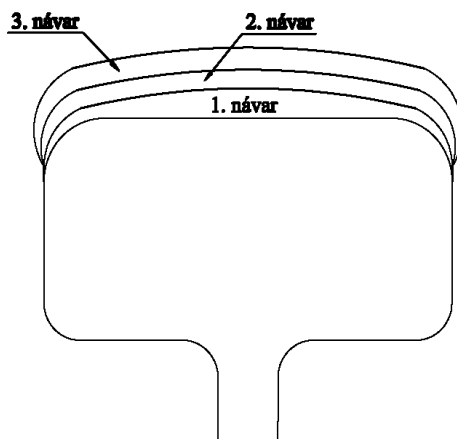
Obr. 4.1a - mikrostruktura základního materiálu



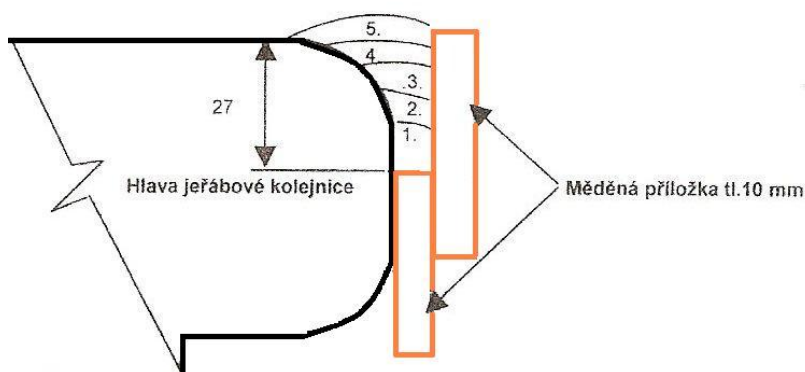
Obr. 4.1b - mikrostruktura základního materiálu

Příprava vzorků navařováním

Ke zhodnocení byly vyrobeny 4 vzorky, každý s jiným počtem navařených vrstev. Návary u vzorků 1 - 3 byly navařeny plošně na hlavu kolejnice (obr. 4.2). Na těchto vzorcích jsou jedno, dvou a třívrstvé návary. Na vzorku 4 byl proveden pětivrstvý boční návar (obr. 4.3), u kterého byly použity měděné příložky.



Obr. 4.2 – Schéma provedení návarů u vzorků 1,2 a 3



Obr. 4.3 – Schéma provedení návaru u vzorku 4

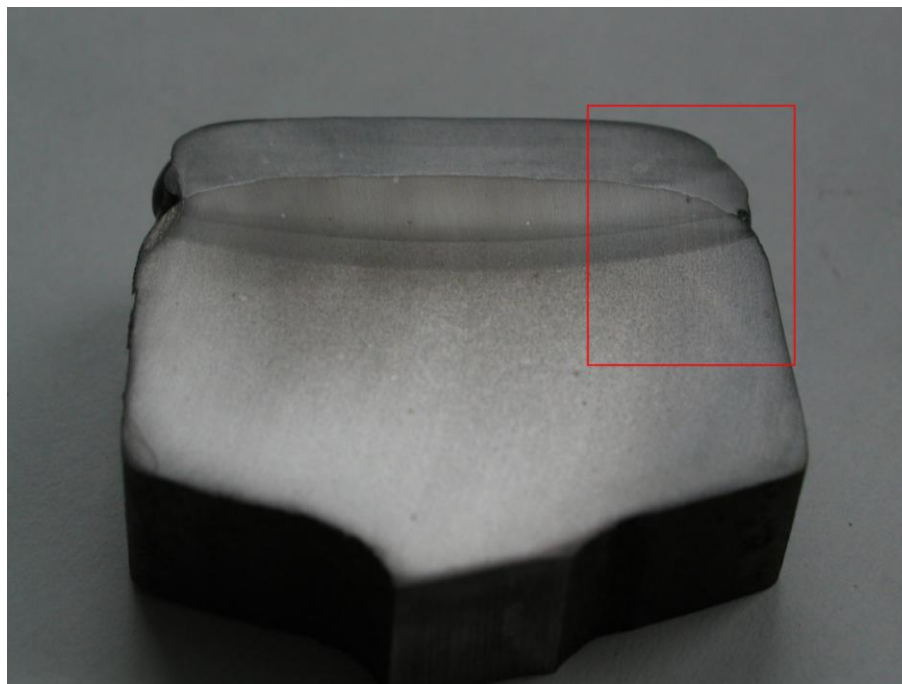
K vytvoření všech vrstev návarů byl použit stejný přídavný materiál ve formě kontinuálně podávané plněné elektrody. Svařovací parametry jsou uvedeny v tab. 4.3. Předehřev nebyl použit a svar nebyl nijak dále tepelně zpracováván.

Tab. 4.3 – Svařovací parametry

Průměr elektrody [mm]	Proud [A]	Napětí [V]	Rychlost podávání [m/min]	Výkon svařování [kg/h]	Vnesené teplo [kJ/mm]
1,6	150 – 300	25 -36	5,0 – 12,6	2,4 – 6,8	0,5 - 2

4.2 METODICKÁ ČÁST EXPERIMENTU

První částí práce bylo metalografické hodnocení struktury návaru a tepelně ovlivněné oblasti zaměřené na výskyt nežádoucích struktur. Pro toto hodnocení byly separovány vzorky z míst, u kterých se předpokládala nejvyšší rychlost ochlazování a zvýšená pravděpodobnost výskytu zákalných struktur. Vzorky byly tedy odebrány z okrajové části hlavy kolejnice (obr. 4.4).



Obr. 4.4 – Místo odběru vzorků

K oddělení zkoumaného vzorku byla použita řezačka s intenzivním chlazením. Výbrusy byly zhotoveny podle standardních postupů – broušeno za mokra a leštěno při použití diamantových past na zařízení od firmy LECO. Pro pozorování mikrostruktury se vzorek naleptal Nitalem – 2% pro vyhodnocení TOO a 5% pro vyhodnocení návaru. Pozorování bylo provedeno na metalografickém mikroskopu Olympus GX-51 při zvětšení objektivu 5× a 50× (celkové zvětšení pro dokumentaci bylo 50× a 500×).

V případě vzorku 1 byla struktura dokumentována i pomocí obrazu sekundárních elektronů rastrovacího elektronového mikroskopu Philips XL 30 vybaveného EDS detektorem. Stejná sestava byla použita k určení typu vměstků ve svarovém kovu.

Tvrdotost experimentálního materiálu byla měřena přes všechny oblasti (svarový kov, TOO, základní materiál) vzorku metodou dle Vickerse HV10 na tvrdoměru LECO LV 700. Mikrotvrdotost byla vyhodnocena na rozhraní svarový kov - TOO za pomoci poloautomatického mikrotvrdoměru LECO 400M-PC2.

4.3 VÝSLEDKY EXPERIMENTU

4.3.1 Metalografické hodnocení

Metalografické hodnocení bylo zaměřeno na vyhodnocení výsledné mikrostruktury po zhotovení návarů. Mikrostruktura vzorků se skládala ze tří oblastí: svarového kovu, tepelně ovlivněné oblasti a základního materiálu. Při vyhodnocování TOO byla pozornost zaměřena na výskyt nežádoucích struktur. Mikrostruktura základního materiálu je na všech vzorcích totožná, ale TOO oblast je vlivem různého počtu navařených vrstev rozdílná.

V tepelně ovlivněné zóně kolejnice byl předpokládán výskyt těchto oblastí:

- I. – tzv. *přehřátá zóna* – navazuje na linii ztavení a charakterizuje ji hrubé austenitické zrno;
- II. – oblast vyhřátá na teploty obvyklé pro normalizační žíhání;
- III. – oblast vyhřátá v intervalu teplot A_1 až A_3 ;
- IV. – oblast, kde teplota nepřesáhla teplotu A_1 .

Vzorek 1

Jednovrstvý návar má šířku 5-6 mm a jeho mikrostruktura je tvořena převážně horním bainitem (obr. P1.2). Pomocí EDS analýzy bylo určeno chemické složení tmavých částic v matici návaru. Tyto částice jsou převážně tvořeny oxidy na bázi hliníku.

TOO vzorku je široká 5-6 mm. V oblasti I bylo pozorováno tenké proeutektoidní síťoví feritu okolo zhrubých perlitických kolonií (dále zrn, obr. P1.3). Mikrostruktura se dále zjemňuje a v oblastech II, III a IV je tvořena feriticko-perlitickou strukturou, avšak stále dochází ke zmenšování perlitických zrn (obr. P1.4 – P1.5). Při teplotě ovlivnění výrazně pod A_1 již nedochází k zjemňování struktury, velikost původních austenitických zrn se již nemění, lze pozorovat částečnou sferoidizaci perlitického cementitu (obr. P1.6).

Vzorek 2

Dvouvrstvý návar je široký 8-9 mm, mikrostruktura obou vrstev návaru je z velké části tvořena horním bainitem. Vnitřní navařená vrstva při porovnání obr. P2.2 a P2.3 obsahuje více karbidů. Obě vrstvy mají značně zhrublé austenitické zrno a obsahují oxidické vměstky.

Navaření druhé vrstvy vedlo k normalizaci původní hrubozrnné struktury v oblasti I a k částečnému oduhličení v podnávarové oblasti. Na rozhraní návar-tepelně ovlivněná oblast se vyskytovala perlitická zrna, zatímco ve větší vzdálenosti od rozhraní bylo patrné oduhličení (obr. P2.4). Struktura je dále převážně feriticko-perlitická s náznaky sferoidizace lamel cementitu, ve větší vzdálenosti lze sledovat strukturu typickou pro žíhání na měkko (obr. P2.5 – P2.7).

Vzorek 3

Návar tvořený třemi vrstvami má šířku 10-12 mm. Mikrostruktura je bainitického typu (obr. P3.2 – P3.4) a je silně znečištěná oxidickými vměstky.

V okolí linie ztavení byla pozorována difúze uhlíku směrem do návaru, o čemž vypovídá vysoké množství feritu v této oblasti (obr. P3.5). Vlivem třetí navařené vrstvy došlo k zjemnění původní struktury (obr. P3.6), ale v oblasti vyhřáté v rozmezí teplot od A_1 do A_3 došlo ke zhrubnutí perlitických zrn (obr. P3.7). V ostatních oblastech došlo k zjemnění struktury a následně k sferoidizaci lamel perlitu (obr. P3.8 a P3.9).

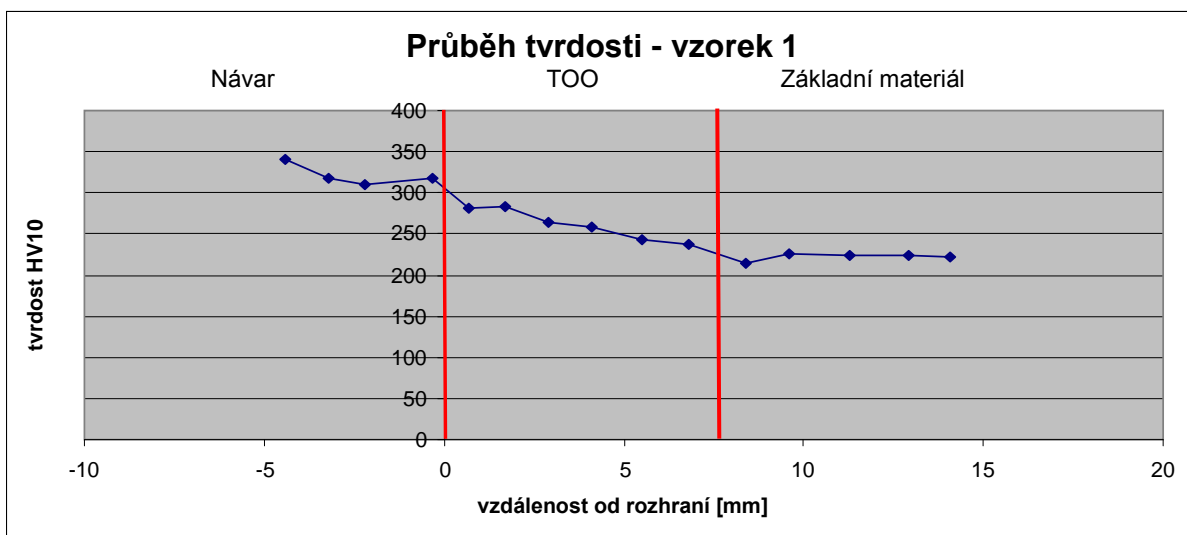
Vzorek 4

Boční návar má rovněž bainitickou strukturu, s množstvím oxidických vměstků (obr. P4.2). Šířka návaru je kolem 4 mm.

Mikrostruktura podnávarové oblasti je tvořena perlitickými koloniemi a obálkami feritu (obr. P4.3). V některých místech byl pozorován výskyt proeutektoidní fáze – Widmannstättenova feritu (obr. P4.4). S klesající teplotou ovlivnění se zjemňuje i mikrostruktura, a to až do teplot okolo A_1 , kde dochází k přeměně lamelárního perlitu na perlit zrnitý (obr. P4.5 a P4.6).

4.3.2 Měření tvrdosti

Tvrdot vzorku 1 je zobrazena na obr. 4.5 a podle naměřených hodnot tvrdost klesá ve směru návar → základní materiál kolejnice. Pokles z hodnoty HV10 okolo 280 na přibližně 220 lze objasnit rostoucí mezilamelární vzdáleností a žiháním perlitické struktury,

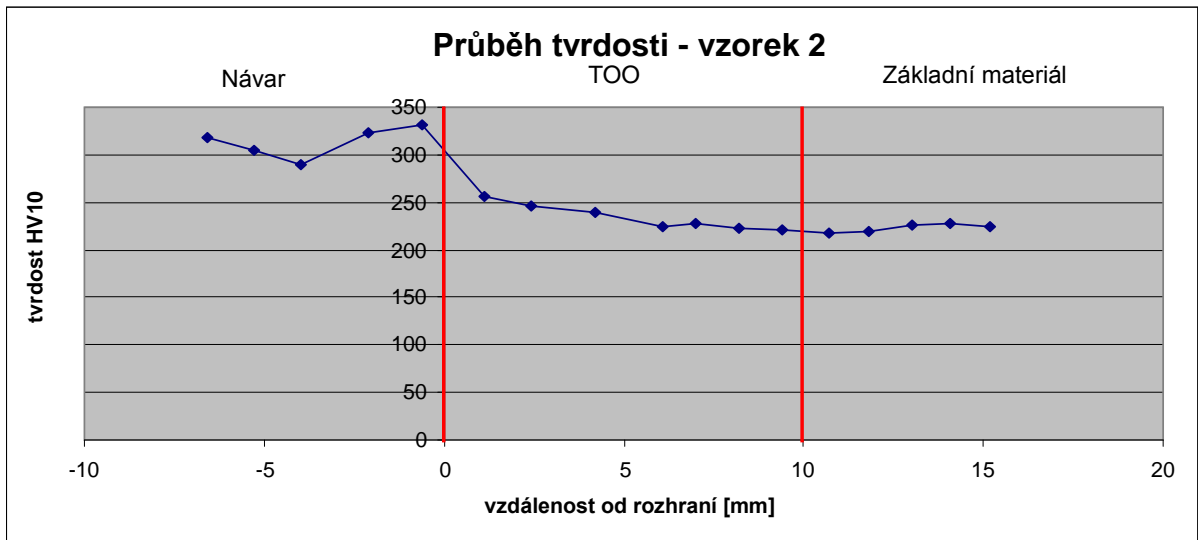


Obr. 4.5 - Tvrdot vzorku 1

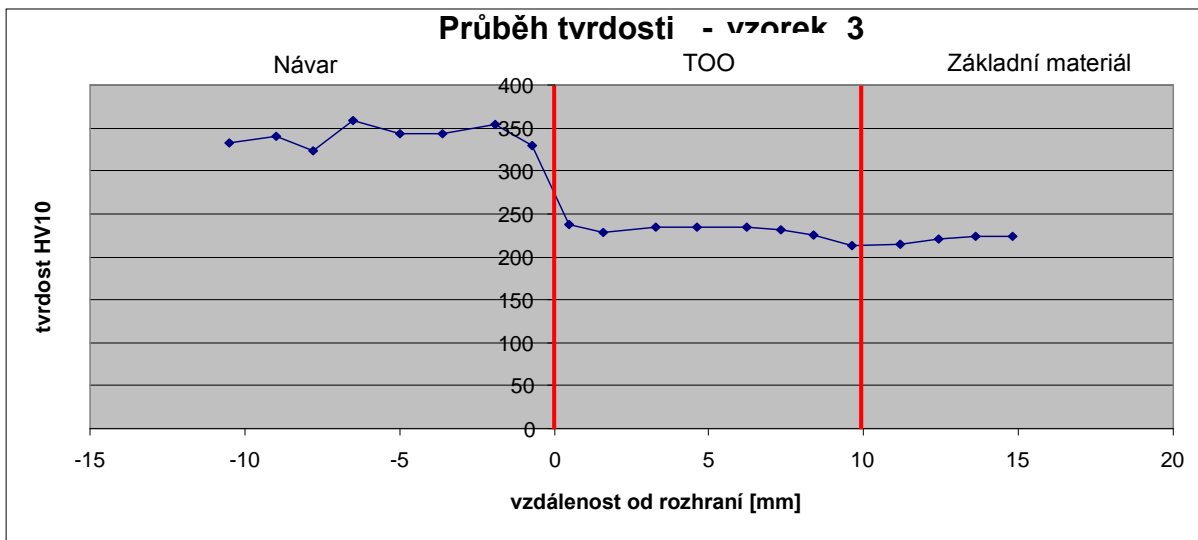
Na obr. 4.6 je znázorněn průběh tvrdosti vzorku 2. Druhá navařená vrstva způsobila výrazný pokles tvrdosti v blízkosti pásma ztavení až na hodnoty HV10 blízké hodnotám tvrdosti neovlivněného základního materiálu.

Vliv třetí navařené vrstvy na tvrdost vzorku 3 je na obr. 4.7. Na rozhraní návar – TOO lze pozorovat největší pokles tvrdosti ze všech uvedených vzorků, který je způsoben oduhličením této oblasti. Tvrdot tepelně ovlivněné zóny je srovnatelná s tvrdostí základního materiálu.

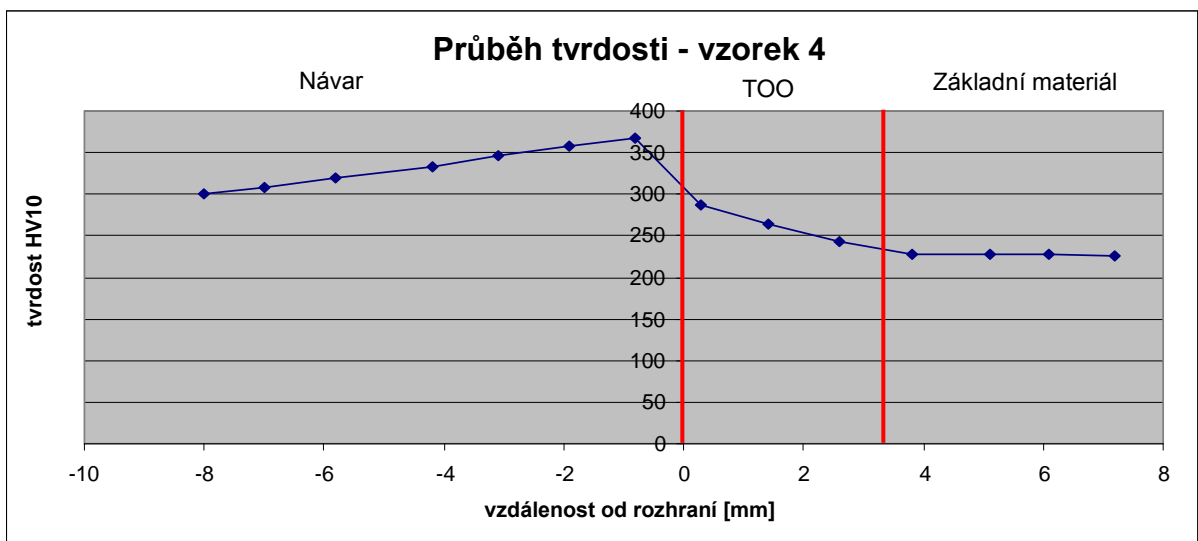
U vzorku 4 (obr. 4.8) byla v návaru naměřena nejvyšší hodnota HV10 ze všech měřených vzorků. Průběh tvrdosti v tepelně ovlivněné oblasti je srovnatelný s průběhem vzorku 1.



Obr. 4.6 – Tvrdost vzorku 2

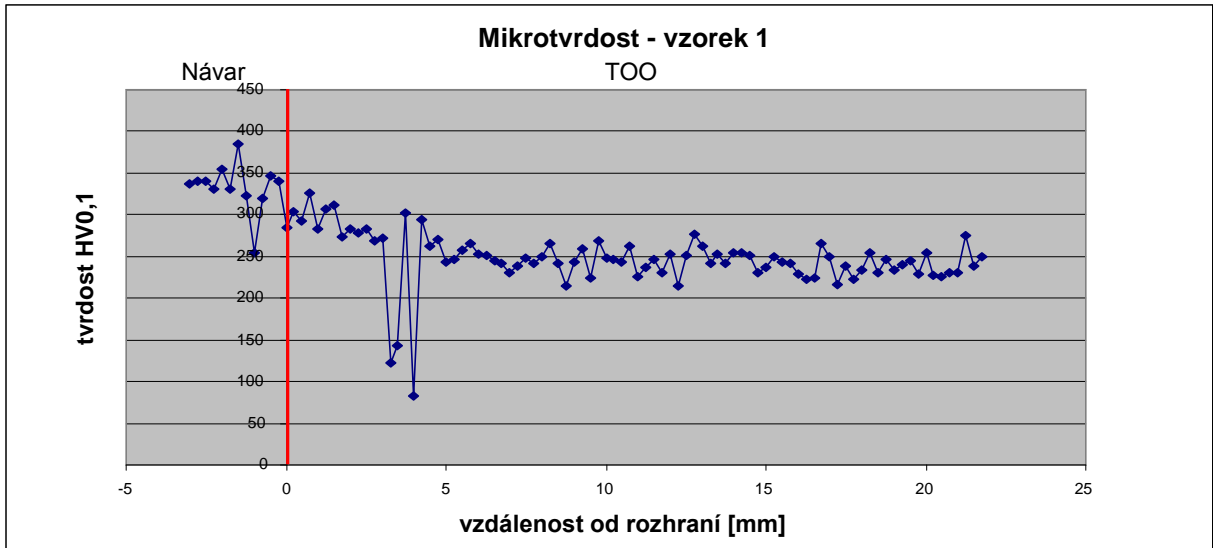


Obr. 4.7 - Tvrdost vzorku 3

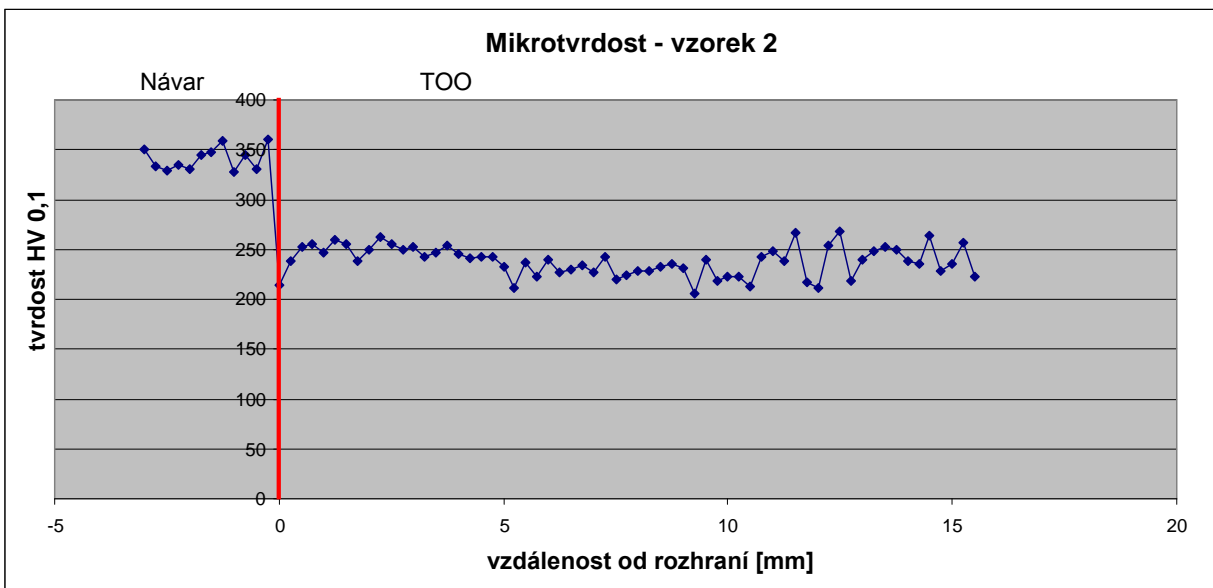


Obr. 4.8 - Tvrdost vzorku 4

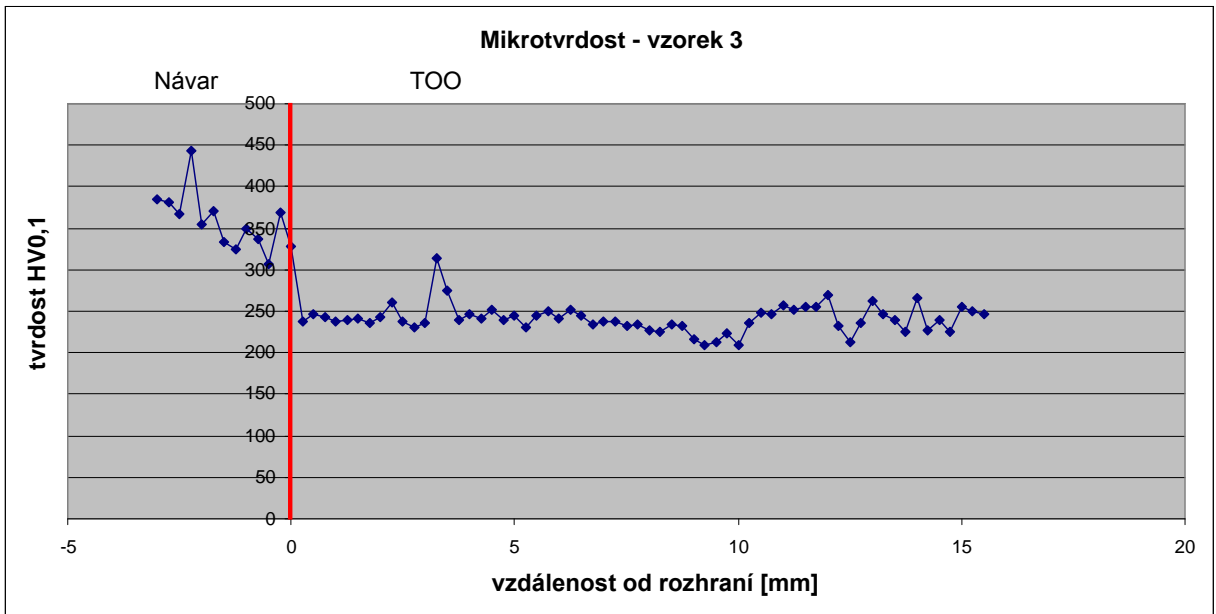
Hodnocení mikrotvrdomosti bylo zaměřeno na rozhraní návar - TOO. Průběhy mikrotvrdomostí jsou na obr. 4.9 – 4.12. Naměřené hodnoty HV_{0,1} odpovídají hodnotám HV₁₀. U vzorků 2 a 3 jsou na rozhraní patrné výrazné poklesy tvrdosti (360 → 240) způsobené vyžháním a oduhličením této oblasti při navařování dalších vrstev. Hodnoty TOO a základního materiálu se neliší. U vzorků 1 a 4 není pokles tvrdosti na rozhraní tak výrazný a hodnoty HV_{0,1} klesají se vzdáleností od rozhraní na hodnoty tvrdosti základního materiálu.



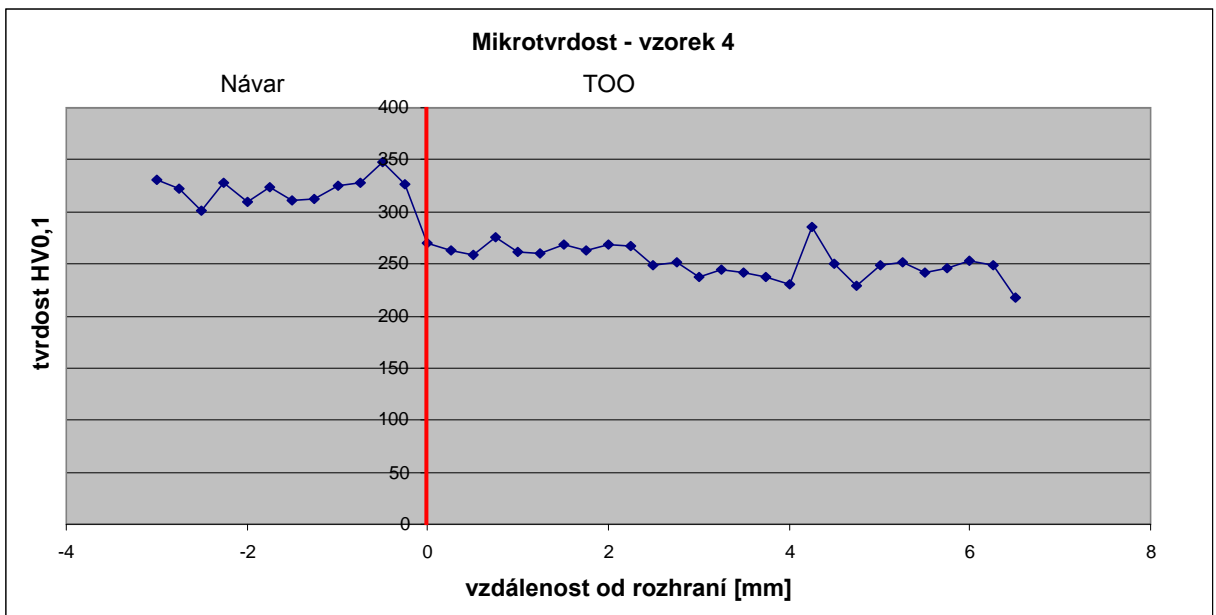
Obr. 4.9 - Mikrotvrdomost vzorku 1



Obr. 4.10 - Mikrotvrdomost vzorku 2



Obr. 4.11 - Mikrotvrdost vzorku 3



Obr. 4.12 - Mikrostruktura vzorku 4

5. DISKUSE VÝSLEDKŮ

Z výsledků hodnocení jednotlivých vzorků připravených navařením bainitické vrstvy na základní materiál, který byl tvořen jeřábovou kolejnicí, je patrný vliv celkového množství vneseného tepla a počtu navařených vrstev na výslednou mikrostrukturu, tvrdost, šířku tepelně ovlivněné oblasti a jiné vlastnosti.

Metalografické hodnocení návarů prokázalo bainitickou mikrostrukturu všech navařených vrstev. Veškeré vrstvy měly značně zhrublé původní austenitické zrna a byly znečištěny oxidickými vměstky převážně na bázi Al.

Tvrdost bainitických návarů se pohybovala v rozmezí 300 – 400 HV10. Naměřené hodnoty mikrotvrdosti byly nepatrně vyšší než hodnoty HV10. I přes to se tyto hodnoty pohybovaly v rozmezí 300 – 400 HV0,1. Pouze ve dvou případech byla naměřená hodnota mimo tento interval. Zjištěný typ mikrostruktury a hodnoty tvrdosti se shodují s údaji, které uvádí výrobce elektrody.

Při vyhodnocování tepelně ovlivněné oblasti bylo patrné, že šířka TOO roste s množstvím tepla přivedeného do svaru a s počtem navařených vrstev. Stejně tak i mikrostrukturu této oblasti výrazně ovlivňuje počet vrstev. U jednovrstvého návaru byl v blízkosti linie ztavení pozorován výskyt proeutektoidního síťový feritu po hranicích značně zhrublých austenitických zrn. U dvou a třívrstevých návarů došlo ke zjemnění struktury v této oblasti vlivem opakovaného vyhřátí TOO. Oblast, která byla ovlivněna teplotami v rozmezí $A_1 - A_3$ a došlo v ní k částečné rekrystalizaci a překrystalizaci, byla charakterizována jemnozrnnou a homogenní strukturou složenou z feritu a perlitu. V místech kde byl interval teplot přibližně $A_1 - 550$ °C došlo k vyžhání struktury a k částečné přeměně lamelárního perlitu na perlit zrnitý. Tento průběh změn struktury je shodný s průběhem uváděným v literatuře [1].

Pouze u vzorku 4 byla ojediněle pozorována nežádoucí Widmannstättenova struktura v podnávarové oblasti. Výskyt feritu s takovou morfologií je podporován vyšší ochlazovací rychlostí a zhrubnutím zrn v místě svaru. Zvýšení odvodu tepla ze svaru lze docílit použitím měděných příložek, které jsou na obr. 4.3. Odvod tepla je v tomto případě podporován vyšší tepelnou vodivostí mědi. Při porovnání mikrostruktury podnávarové oblasti vzorku 4 s ostatními vzorky, je patrný vliv těchto příložek na výskyt Widmannstättenova feritu. Další průběh mikrostruktury v TOO je shodný s předchozími vzorky.

Naměřené hodnoty tvrdosti se pohybovaly v intervalu 250 – 280 HV10. Jak uvádí literatura [9], nedosahuje tvrdost takových hodnot, které by prokazovaly přítomnost martenzitu ve struktuře TOO. U vzorků 1 a 4 byly v podnávarové oblasti naměřeny vyšší hodnoty HV 10 než u vzorků 2 a 3. To bylo způsobeno jiným typem mikrostruktury, která byla u těchto vzorků tvořena hrubými perlitickými zrny a feritickým síťovým okolo. Zatímco u vzorků 2 a 3, byla mikrostruktura podnávarové oblasti tvořena rovnoměrnou feriticko-perlitickou strukturou. V oblastech kde byla struktura typická pro žhání na měkko, došlo k poklesu tvrdosti až na hodnoty srovnatelné s tvrdostí základního materiálu (212 – 238 HV10).

Hodnocení mikrotvrdosti přechodové oblasti potvrdilo vliv vneseného tepla do svarového spoje. Pouze u vzorku 1 nebyla výrazná změna mikrotvrdosti na přechodu návaru a TOO. U vzorků 2 a 3 došlo k výraznému poklesu HV0,1 v TOO, který byl způsoben částečným oduhlíčením podnávarové oblasti TOO.

6. ZÁVĚRY

K posouzení možnosti použití bainitického návaru plněnou elektrodou jako renovační technologie byly připraveny 4 vzorky. Všechny vzorky byly navařeny za stejných podmínek. Lišily se pouze počtem navařených vrstev a množstvím vneseného tepla. Jako základní materiál byla použita kolejnice s převážně perlitickou strukturou a s obsahem uhlíku 0,56 hm. %.

Metalografický rozbor potvrdil, že všechny navařené vrstvy měly bainitickou strukturu se značně hrubým zrnem primárního austenitu. Dále byla zjištěna přítomnost oxidických vměstků na bázi hliníku. Nejvyšší hodnoty tvrdosti se pohybovaly okolo 360 HV10.

Hodnocením tepelně ovlivněné zóny bylo zjištěno, že s rostoucím počtem vrstev svarového kovu a s množstvím vneseného tepla ovlivňujícího základní materiál dochází k rozšiřování TOO. Metalografický rozbor nepotvrdil výskyt martenzitu v TOO. Výskyt nežádoucí struktury nepotvrdilo ani měření tvrdosti, protože zjištěné hodnoty byly pod 280 HV10. Opakované vyhřátí TOO dalšími návary vedlo ke zjemnění struktury a k mírnému poklesu tvrdosti. Ve vzorcích 2 a 3 je homogennější struktura TOO než v neovlivněném základním materiálu. V bočním návaru byl v hrubozrnné oblasti ojediněle pozorován výskyt Widmannstättenovy struktury. Negativní vliv mělo opakované vyhřátí na tvrdost přechodu návar – TOO. Vlivem částečného oduhličení byl pozorován výrazný pokles HV0,1 na tomto rozhraní.

Na základě výsledků metalografického hodnocení a měření tvrdosti lze doporučit použití plněné elektrody, která poskytuje bainitickou strukturu svarového kovu, na navařování jeřábových kolejnic za účelem prodloužení jejich životnosti.

7. PŘEHLED POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

A_1	Eutektoidní teplota oceli	[°C]
A_3	Teplota přeměny austenitu na ferit	[°C]
C_e	Uhlíkový ekvivalent	
HV	Tvrdoost dle Vickerse	
MAG	Svařování v aktivní atmosféře (Metal Active Gas)	
MIG	Svařování v inertní atmosféře (Metal Inert Gas)	
M_s	Teplota počátku martenzitické přeměny	[°C]
R_e	Mez kluzu materiálu	[MPa]
R_m	Mez pevnosti materiálu	[MPa]
TOO	Tepelně ovlivněná oblast	
α	Ferit	
$\Delta t_{8/5}$	Doba ochlazování mezi teplotami 800 a 500 °C	[s]
γ	Austenit	

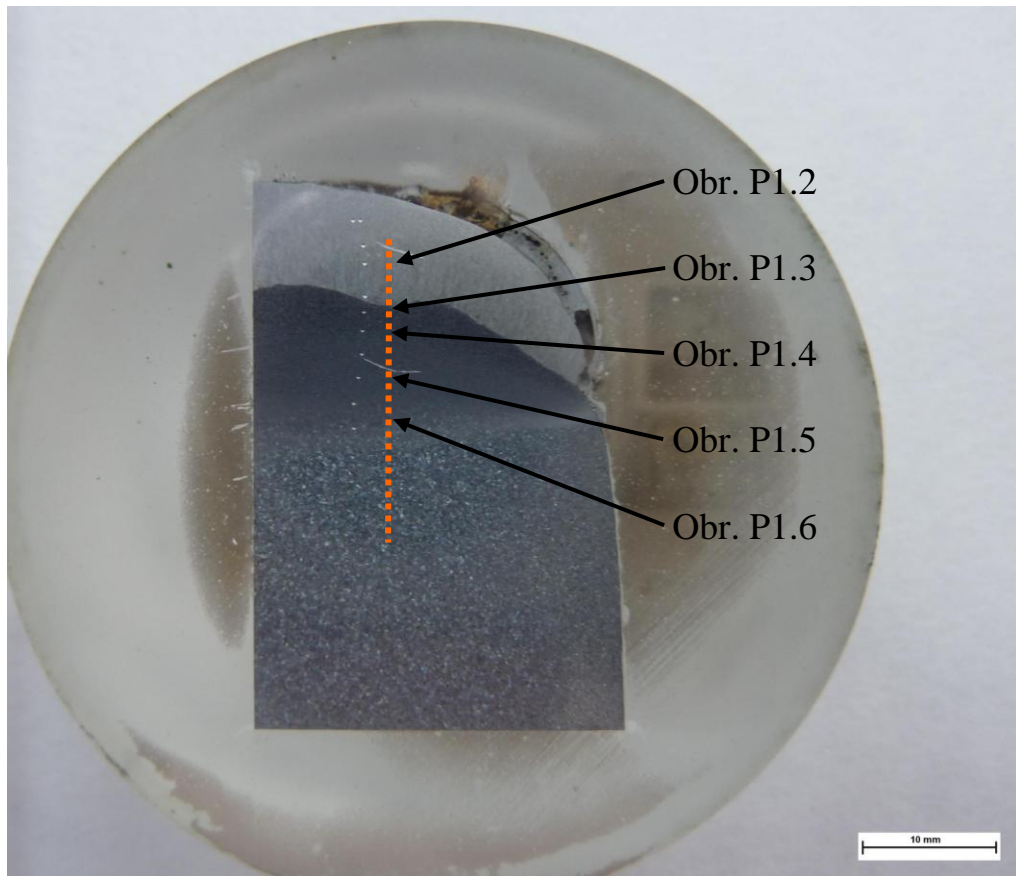
8. POUŽITÁ LITERATURA

- [1] OCHODEK, Vladislav. Struktura svaru. In *Materiály a jejich svařitelnost. Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. 2. vyd. Ostrava: Zeross, 2000. Kapitola 7, s. 95-102. ISBN 80-85771-85-3
- [2] HRIVŇÁK, Ivan. *Zváranie a zvariteľnosť materiálov*. 1. vyd. Bratislava: Nakladateľstvo STU, 2009. 492 s. ISBN 978-80-227-3167-6
- [3] PTÁČEK, Luděk a kolektiv. *Nauka o materiálu II*. 2. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., 2002. 392 s. ISBN 80-7204-248-3
- [4] FOLDYNA, Václav. Slitiny a fázové diagramy. In *Materiály a jejich svařitelnost. Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. 2. vyd. Ostrava: Zeross, 2000. Kapitola 4, s 67-78.
- [5] JŮZA, Aleš. *Vliv svařování na lomovou houževnatost* [online]. 2008, poslední revize 11.1.2009. Dostupné z: <<http://www.konstrukce.cz/clanek/vliv-svarovani-na-lomovou-houzevnatost/>>
- [6] SIGMUND, Marián. *Svařitelnost bainitických ocelí*. vyd. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2008. 41s ISBN 978-80-248-1764-4
- [7] HLAVATÝ, Ivo. Svařitelnost uhlíkových ocelí. In *Materiály a jejich svařitelnost. Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. 2. vyd. Ostrava: Zeross, 2000. Kapitola 9, s 115-122. ISBN 80-85771-85-3
- [8] BAJDA, Miloslav. *Navarování kovů – 3. část*. [online], 2006, č.2, s. 4-5. Dostupné z: <<http://www.hadyna.cz/svetsvaru/issue/SS06-2.pdf>>
- [9] KOUKAL, J. - MOHYLA, P. *Svařitelnost uhlíkových, mikro a nízkolegovaných ocelí pro tlaková zařízení*. [online], 2008, poslední revize 19.4.2009. Dostupné z : <http://www.allforpower.cz/UserFiles/files/2009/Svaritelnost_oceli.doc>
- [10] HOULDCROFT, P. – ROBERT, J. *Welding and cutting: A guide to fusion welding and associated cutting processes*. 3. vyd. Abington: Woodhead Publishing Limited, 2004. 100 s. ISBN 1-85573-578 4
- [11] *Heat Affected Zone HAZ*. [online]. Dostupné z: <<http://www.welding-technology-machines.info/metallurgy-of-welding-brazing-soldering/heat-affected-zone-HAZ.htm>>
- [12] JŮZA, Aleš. *Vliv svařování na lomovou houževnatost* [online]. 2008, poslední revize 11.1.2009. Dostupné z: <<http://www.konstrukce.cz/clanek/vliv-svarovani-na-lomovou-houzevnatost/>>
- [13] *Defects in Welds*. [online]. Dostupné z: <<http://www.welding-technology-machines.info/defects-in-welds/defects-in-welds.htm>>

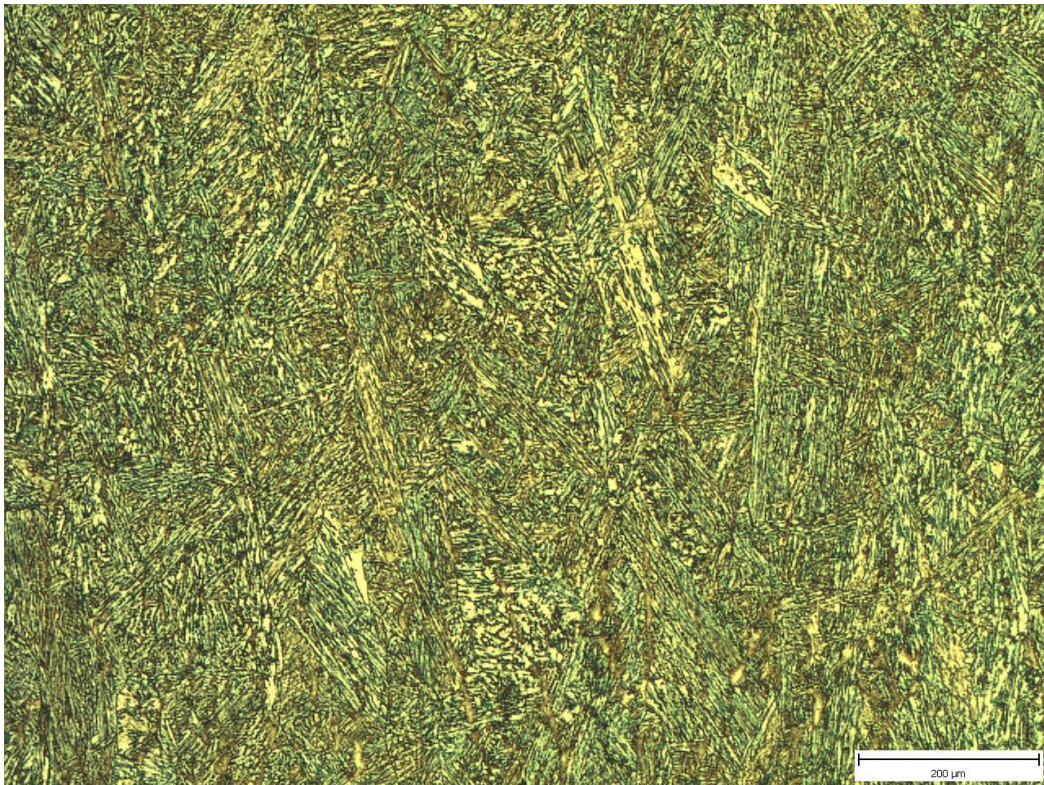
- [14] OCHODEK, Vladislav. Svařitelnost materiálu a praskavost. In *Materiály a jejich svařitelnost. Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. 2. vyd. Ostrava: Zeross, 2000. Kapitola 8, s. 103-113. ISBN 80-85771-85-3
- [15] BAJDA, Miloslav. *Navarování kovů – 1. část*. [online], 2005, č.2, s. 4-5. Dostupné z: <<http://www.hadyna.cz/svetsvaru/issue/SS05-2.pdf>>
- [16] KUBÍČEK, Jaroslav. *Technologie svařování*. [online]. Dostupné z: <http://ust.fme.vutbr.cz/svarovani/opory_soubory/technologie_vyroby_I__svarovani__kubicek.pdf>
- [17] KUBÍČEK, Jaroslav. *Renovace a povrchové úpravy*. [online]. Vydáno: 11.12.2006. Dostupné z: <http://ust.fme.vutbr.cz/svarovani/opory_soubory/renovace_a_povrchove_upravy__kubicek.pdf>
- [18] BAJDA, Miloslav. *Navarování kovů – 2. část*. [online], 2006, č.1, s. 5- 6. Dostupné z: <<http://www.hadyna.cz/svetsvaru/issue/SS06-1.pdf>>
- [19] BAJDA, Miloslav. *Navarování kovů – 4. část*. [online], 2006, č.3, s. 4-5. Dostupné z: <<http://www.hadyna.cz/svetsvaru/issue/SS06-3.pdf>>

9. PŘÍLOHY

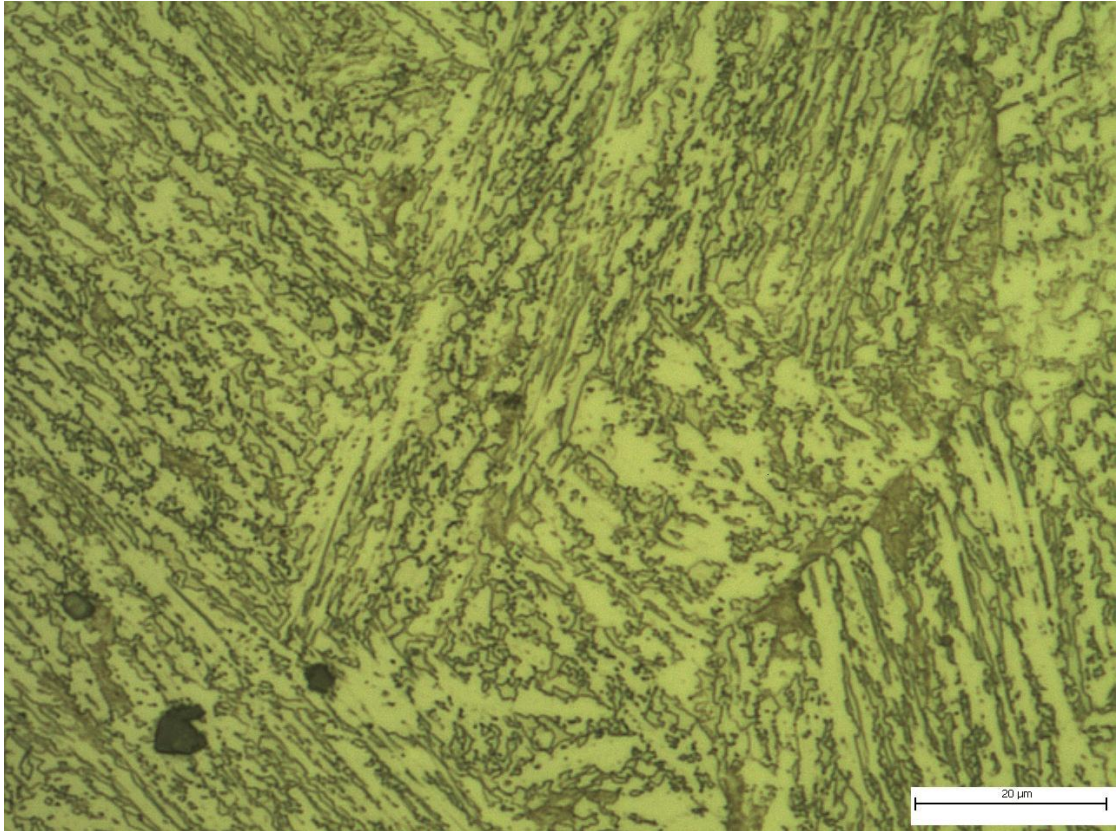
VZOREK 1



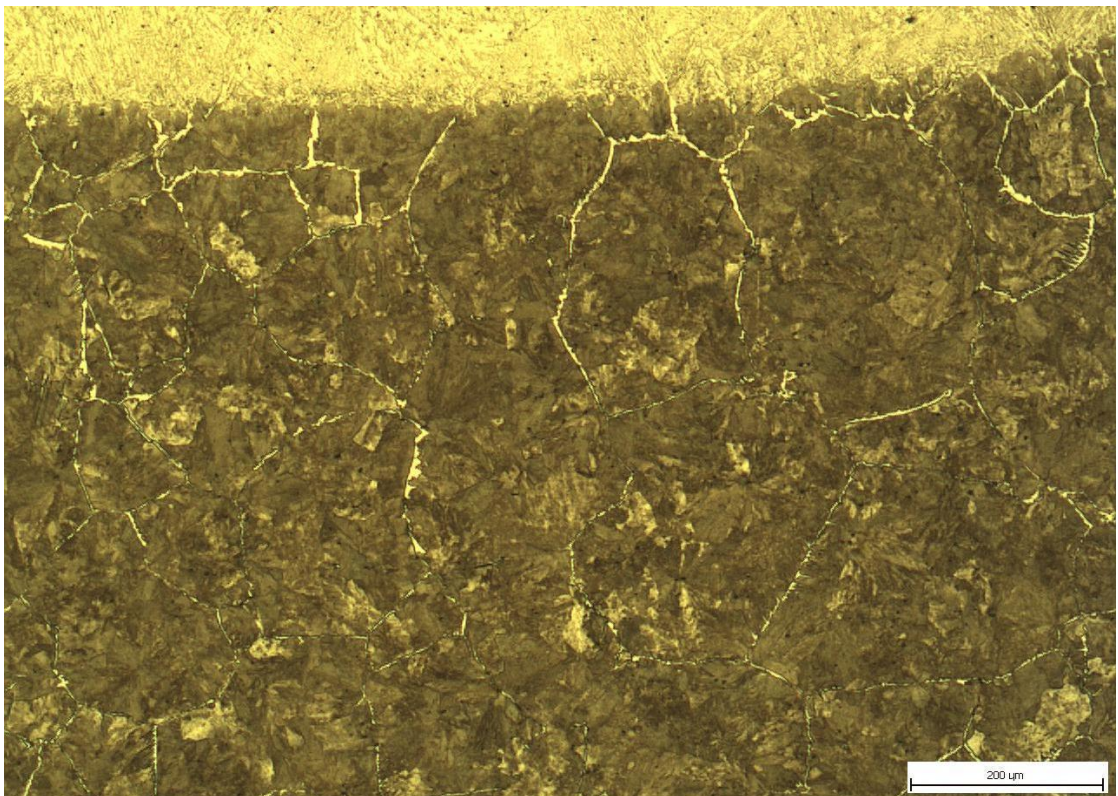
Obr. P1.1 - Vzorek 1



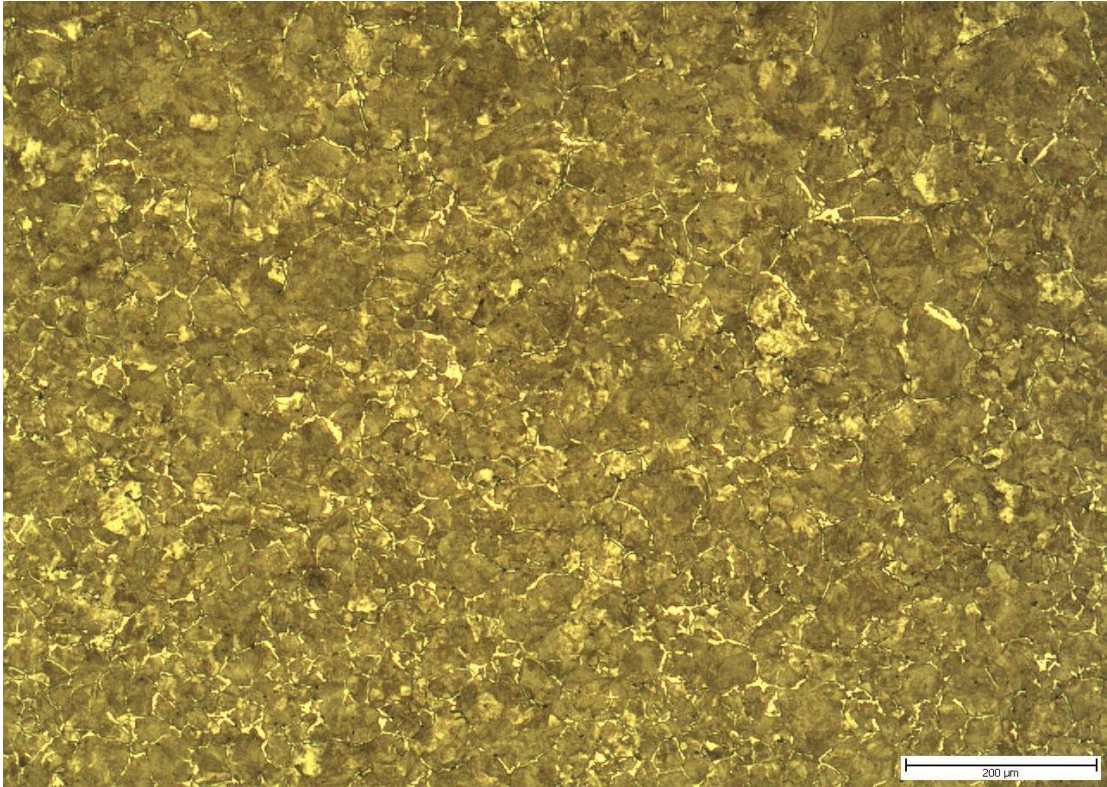
Obr. P1.2a - Navařená vrstva



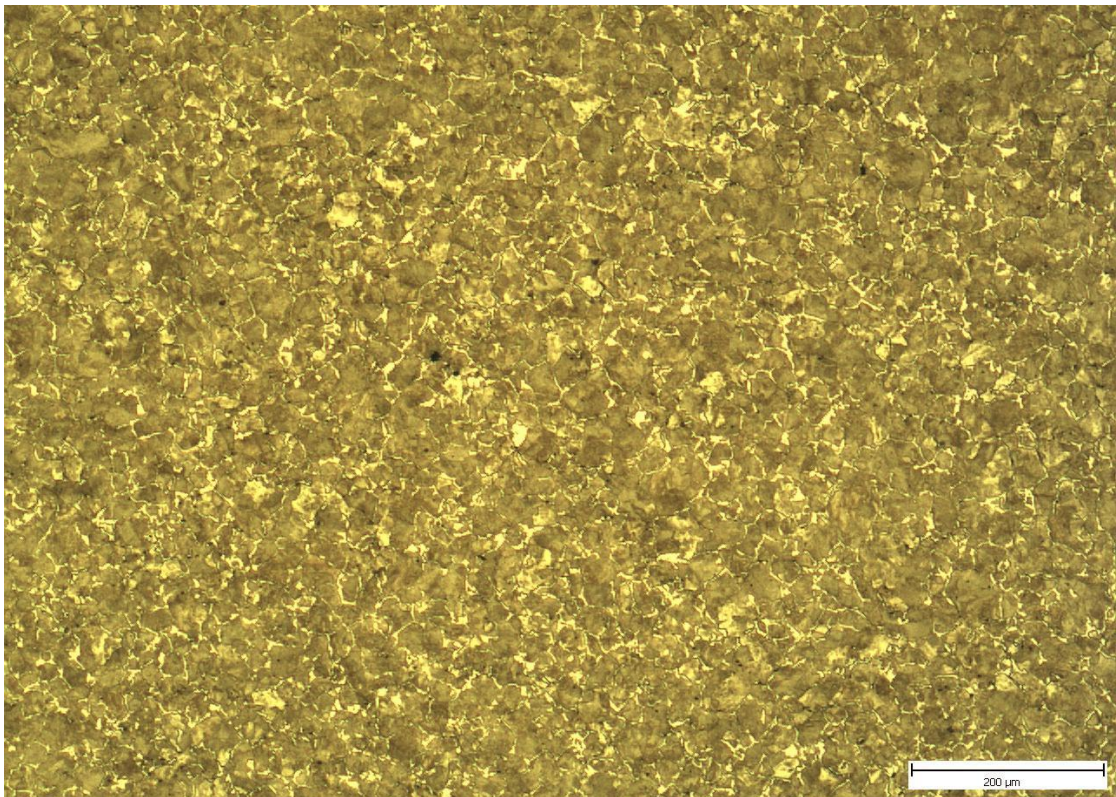
Obr. P1.2b - Navařená vrstva



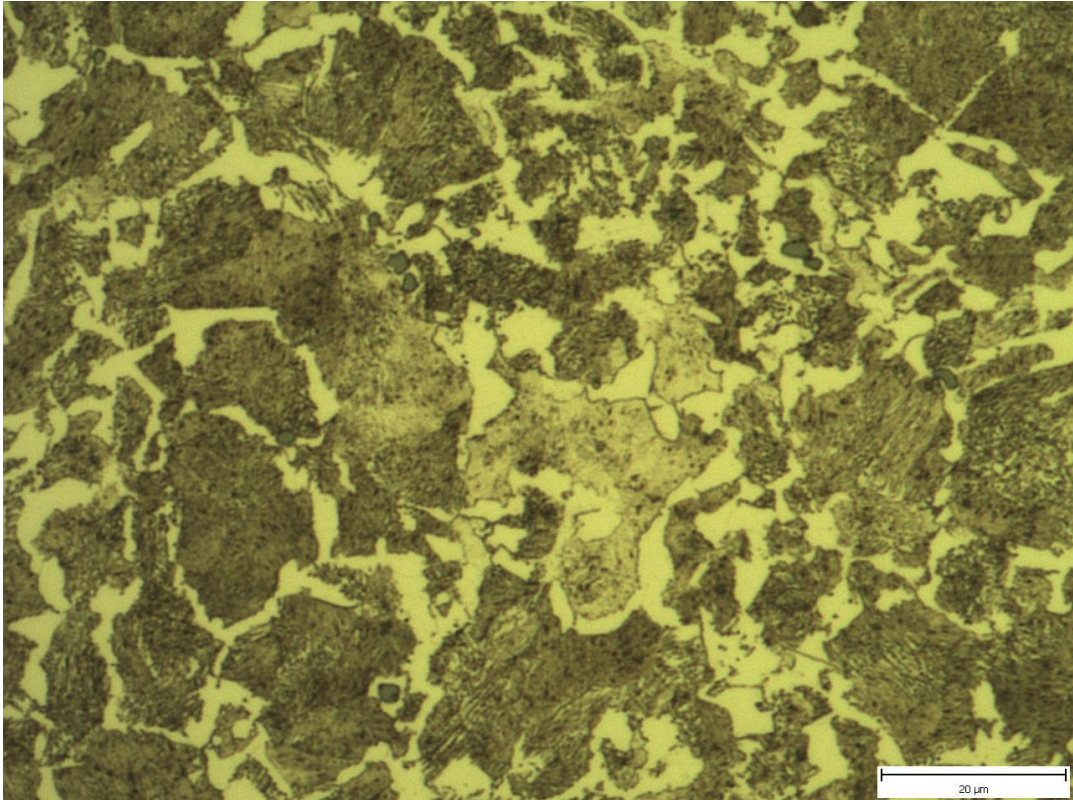
Obr. P1.3 - Hrubozrná oblast TOO



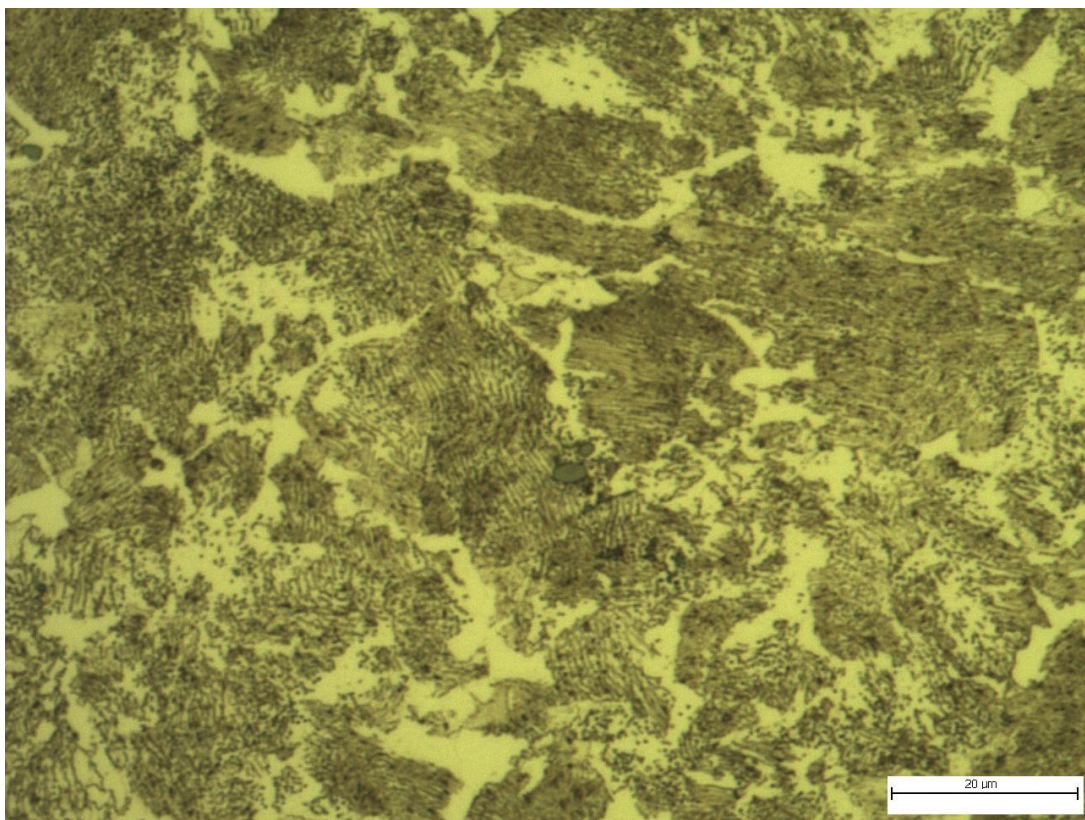
Obr. P1.4 - Oblast normalizace struktury



Obr. P1.5a - Zjemněná feriticko-perlitická struktura

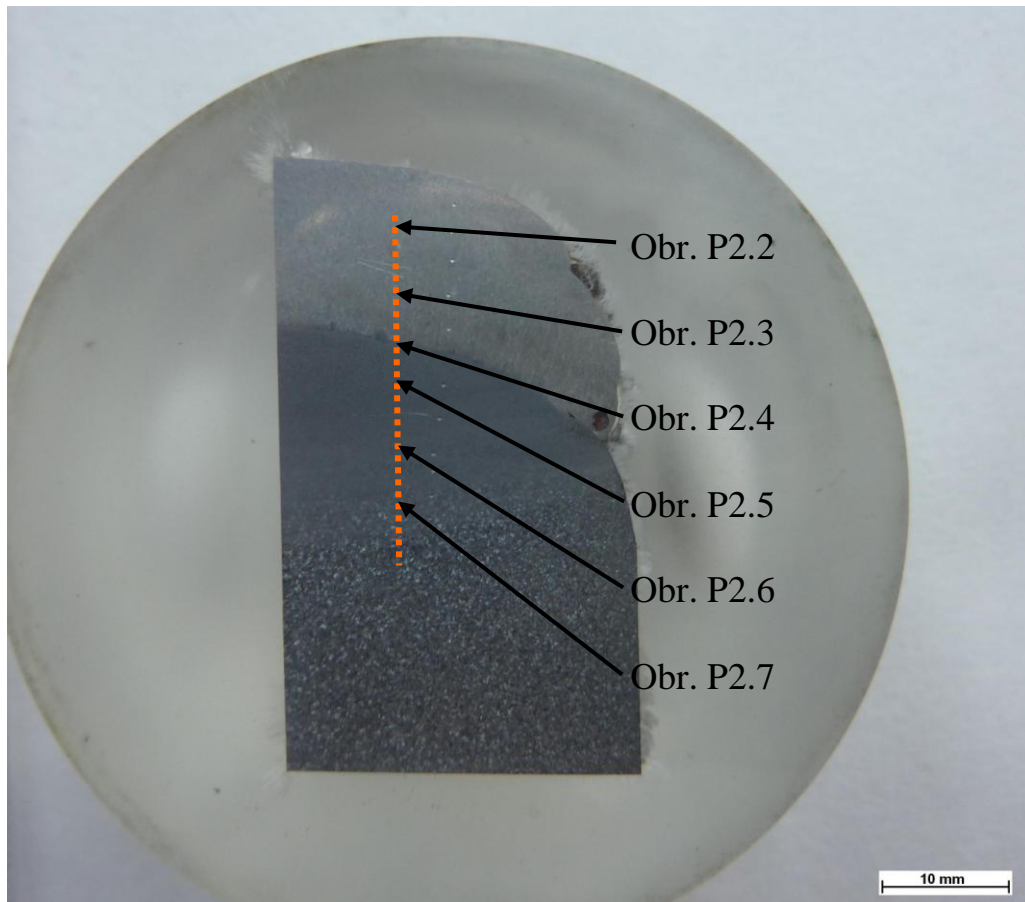


Obr P1.5b - Zjemněná feriticko-perlitická struktura

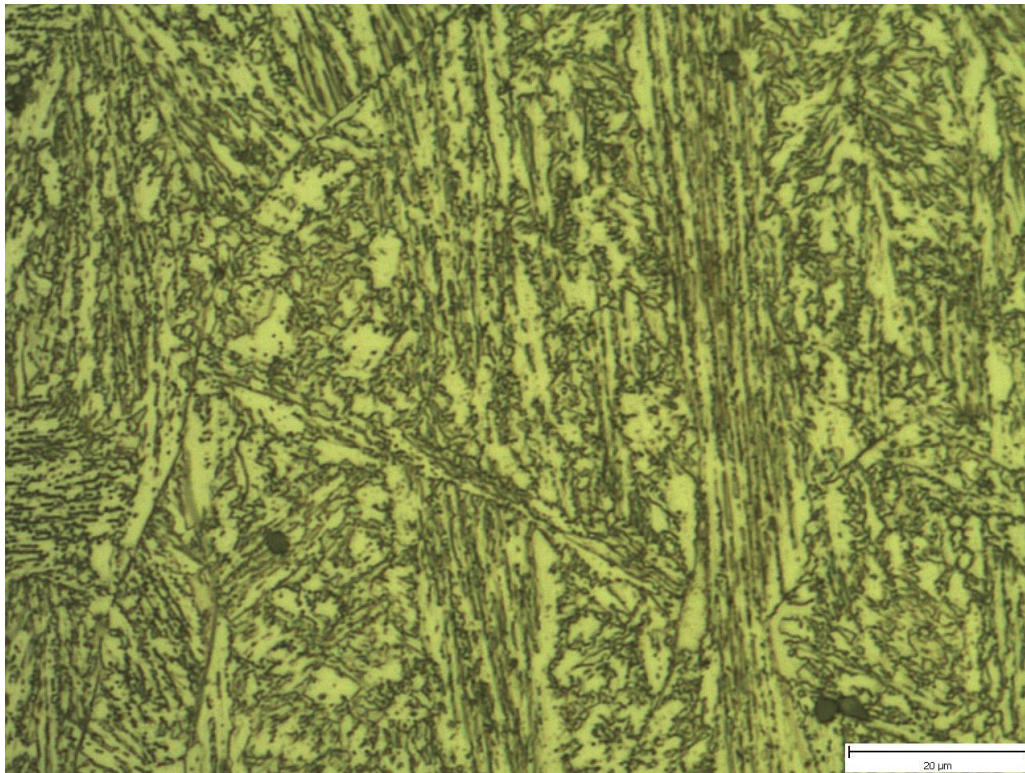


Obr. P1.6 - Oblast vyhřátá pod teplotou A_1

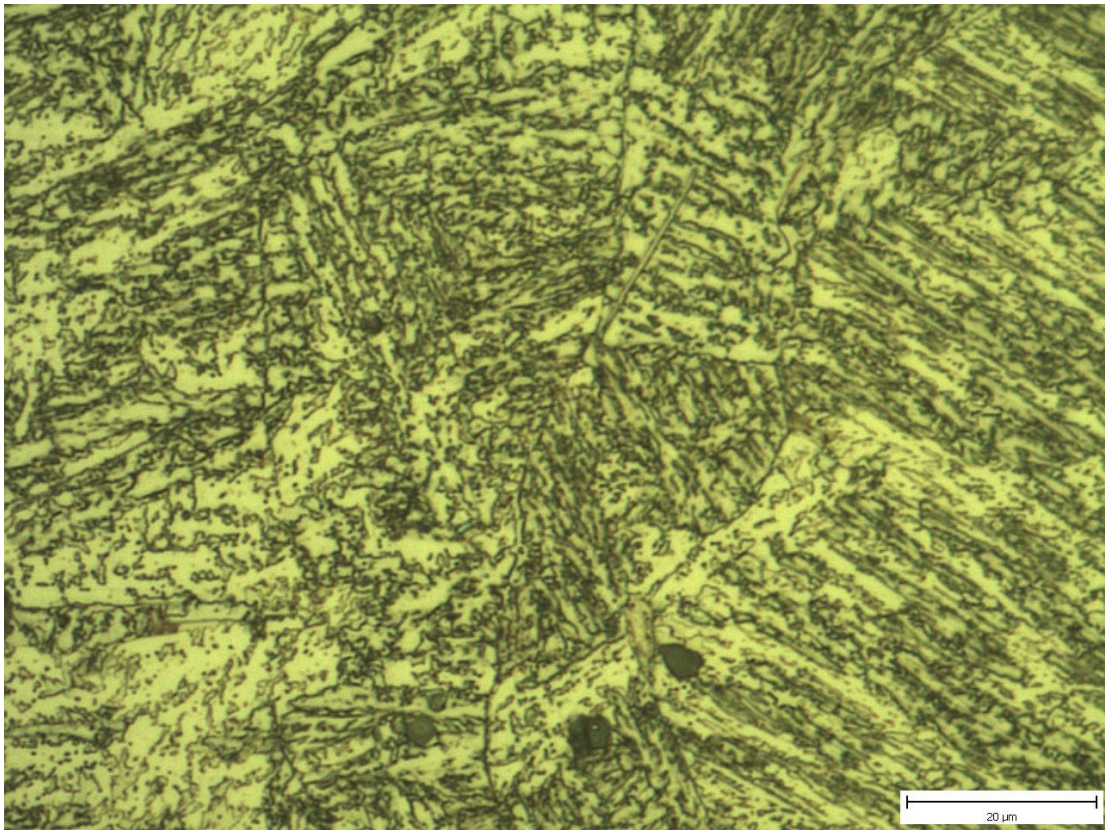
VZOREK 2



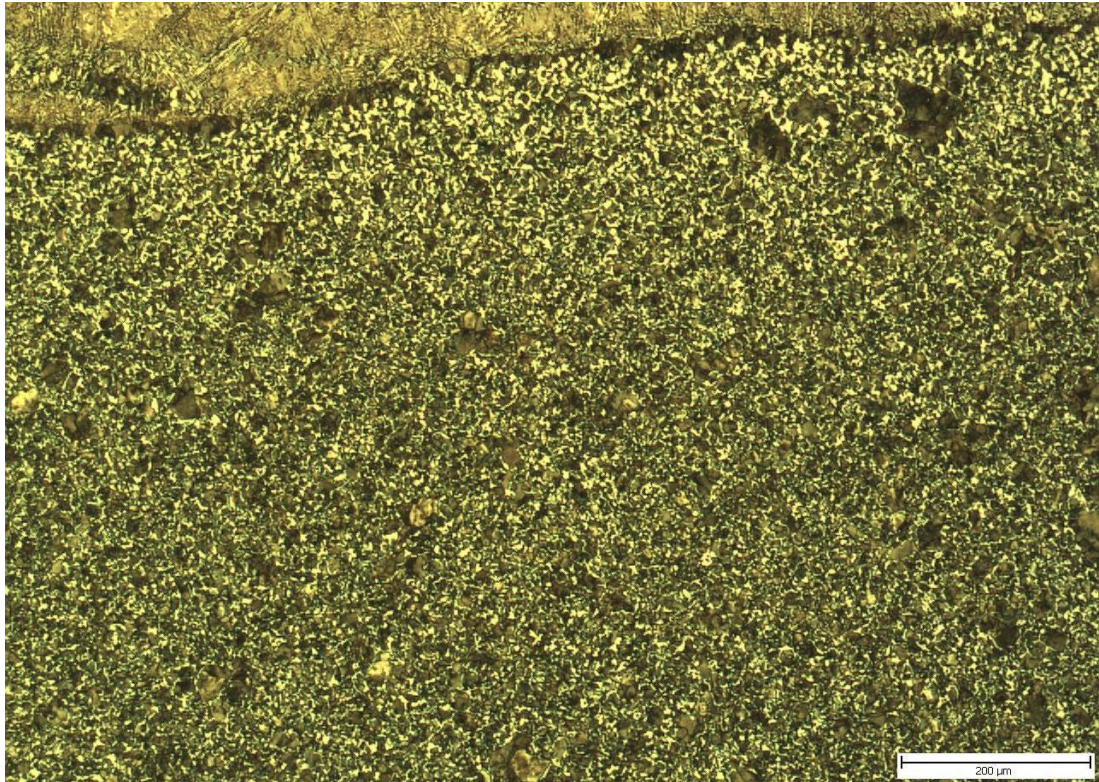
Obr. P2.1 - Vzorek 2



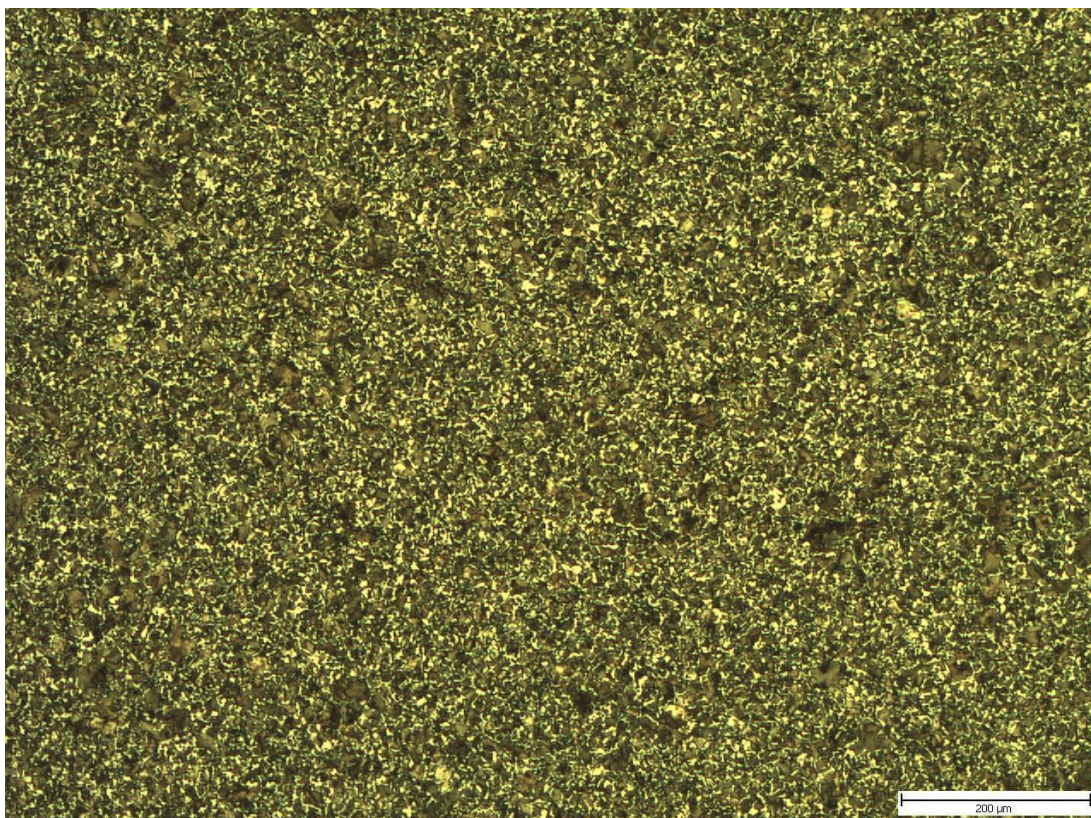
Obr. P2.2 - Vnější navařená vrstva



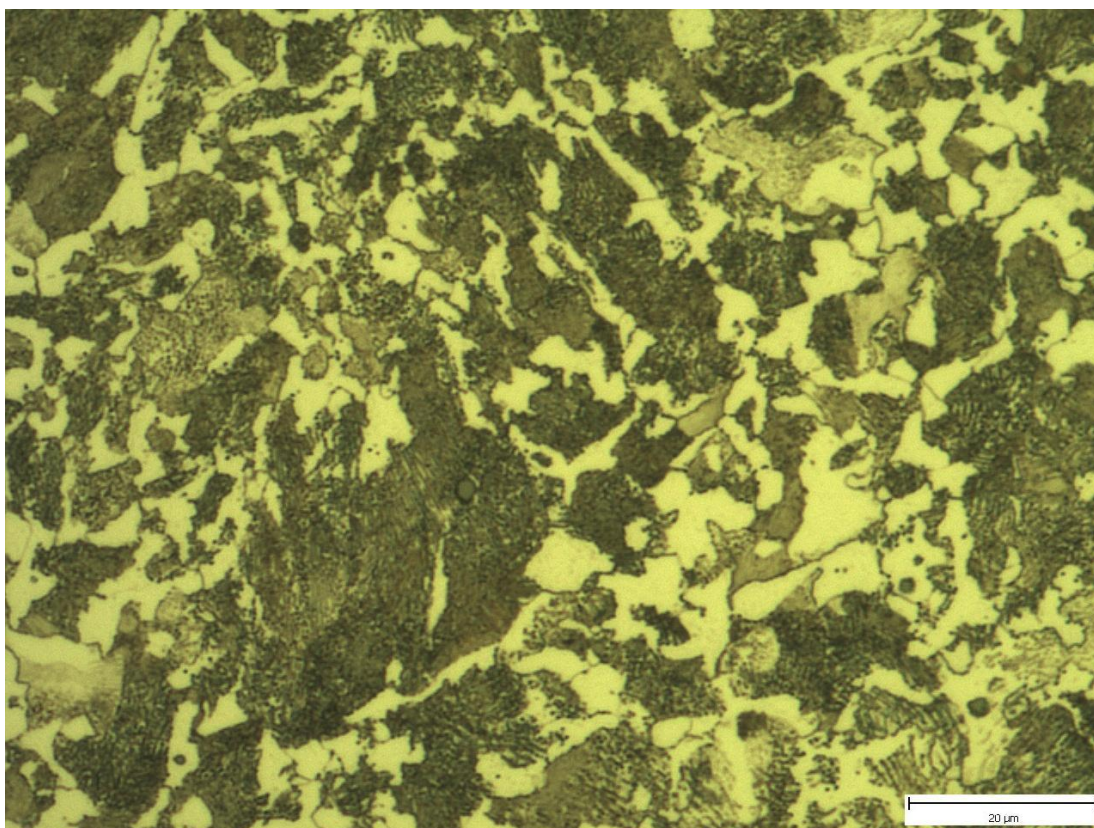
Obr. P2.3 - Vnitřní navařená vrstva



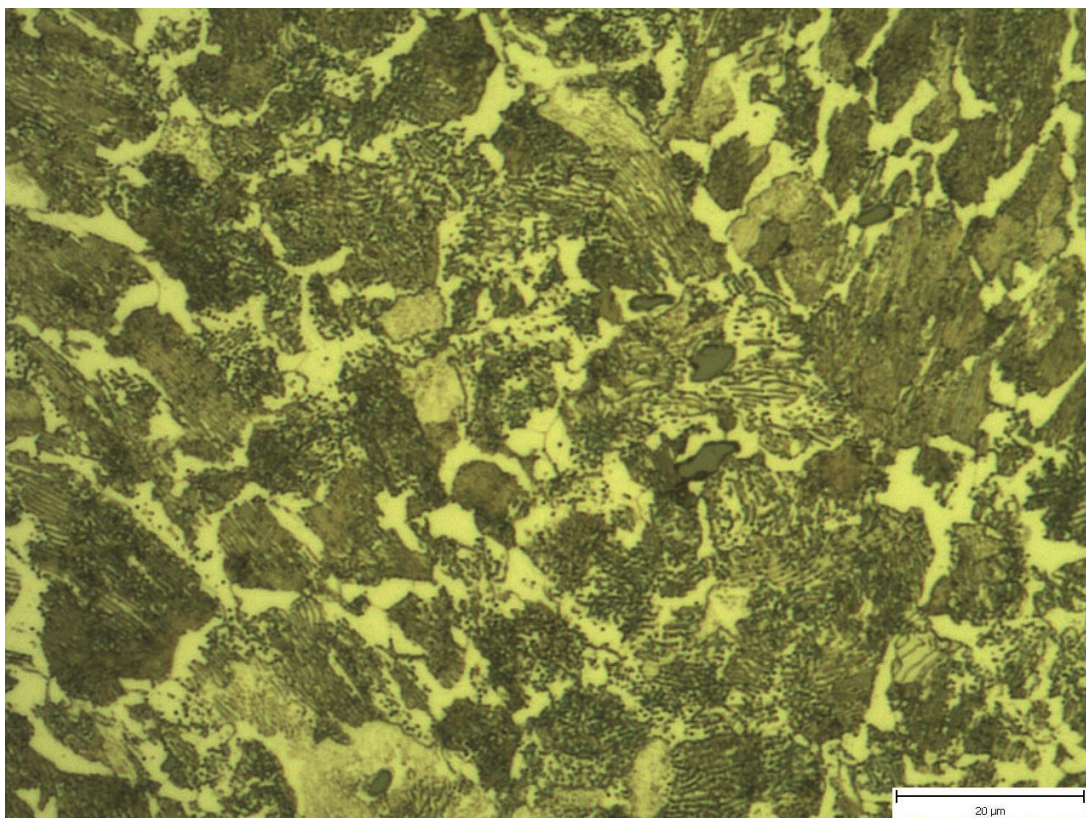
Obr. P2.4 - Rozhraní návar-TOO



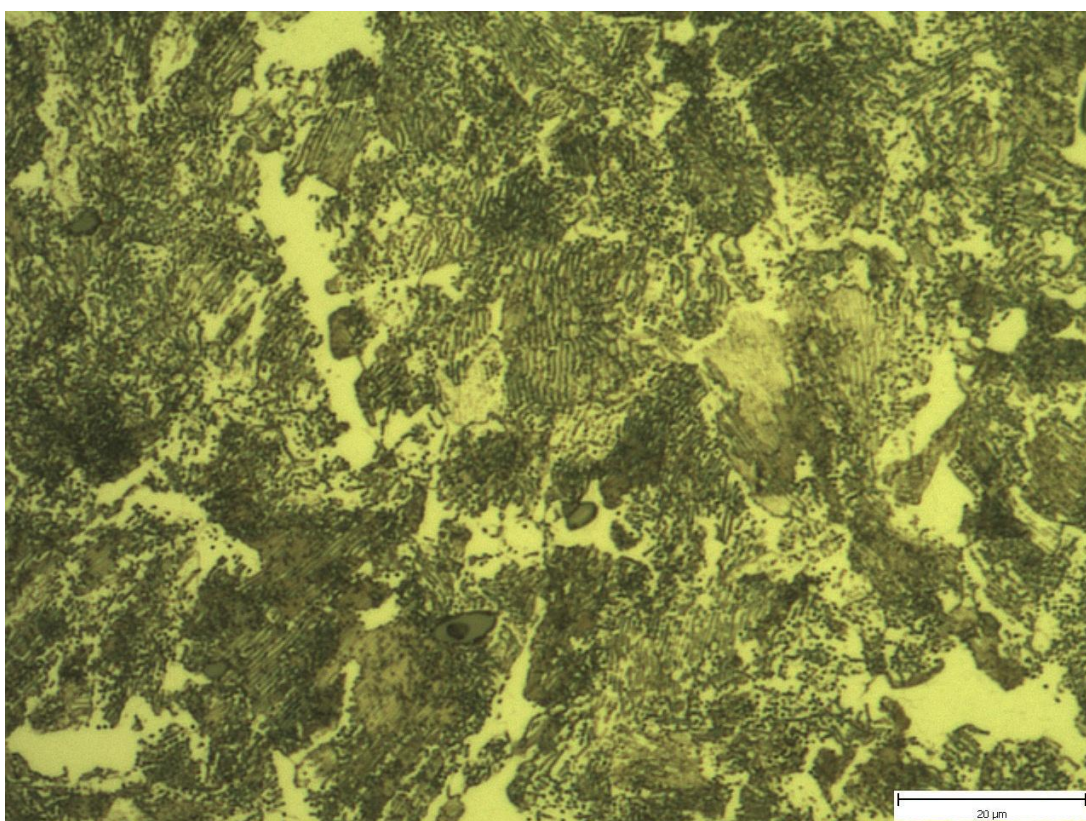
Obr. P2.5a - Znormalizovaná část TOO



Obr. P2.5b - Znormalizovaná část TOO

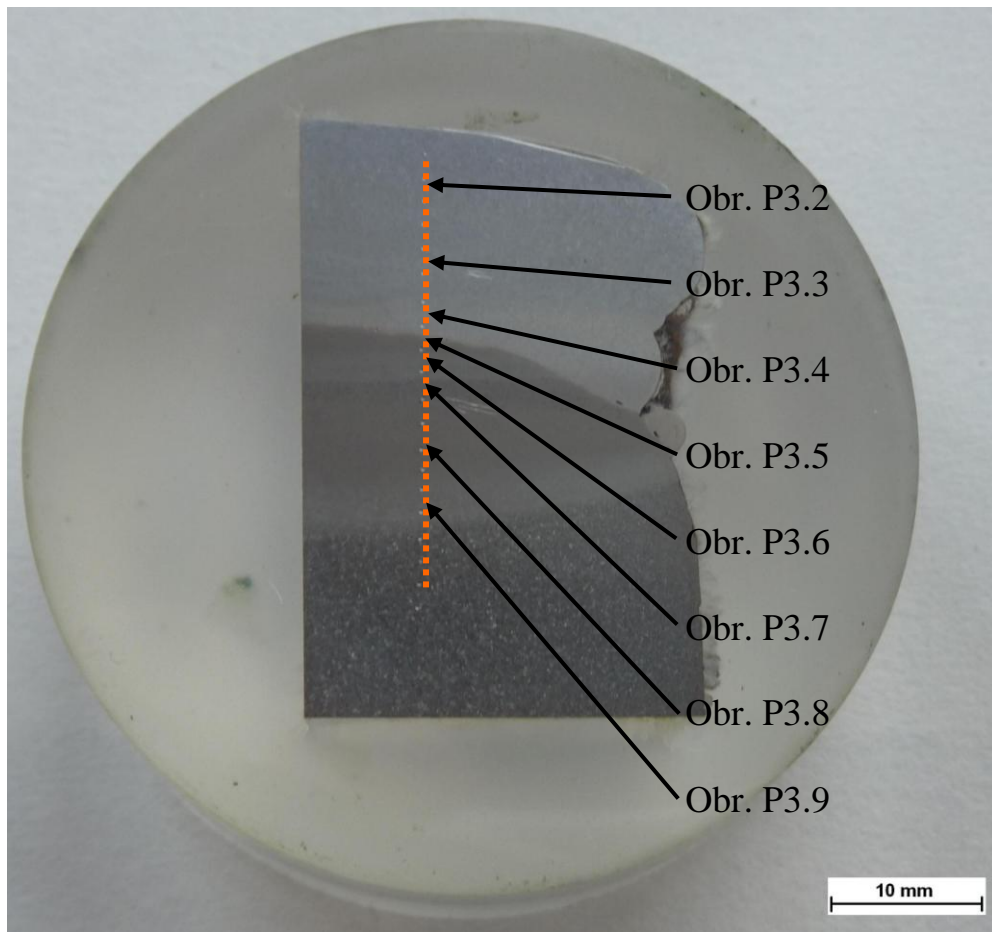


Obr. P2.6 - Oblast vyhřátá v intervalu teplot od A_1 do A_3

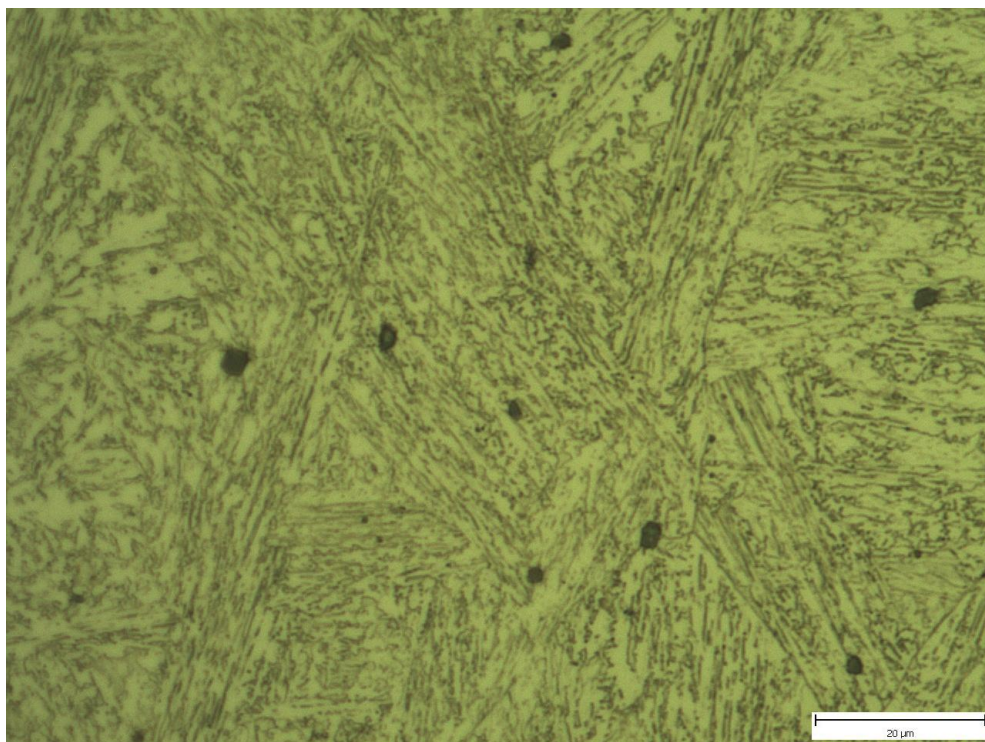


Obr. P2.7 - Vyžíhaná oblast

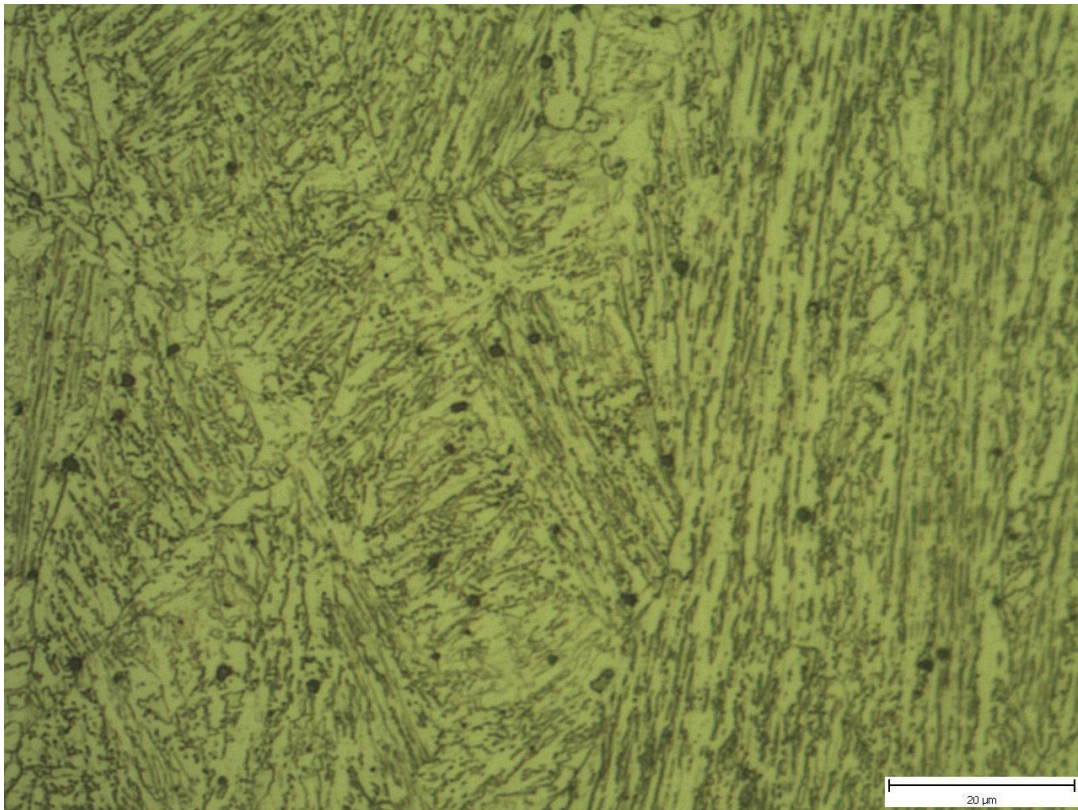
VZOREK 3



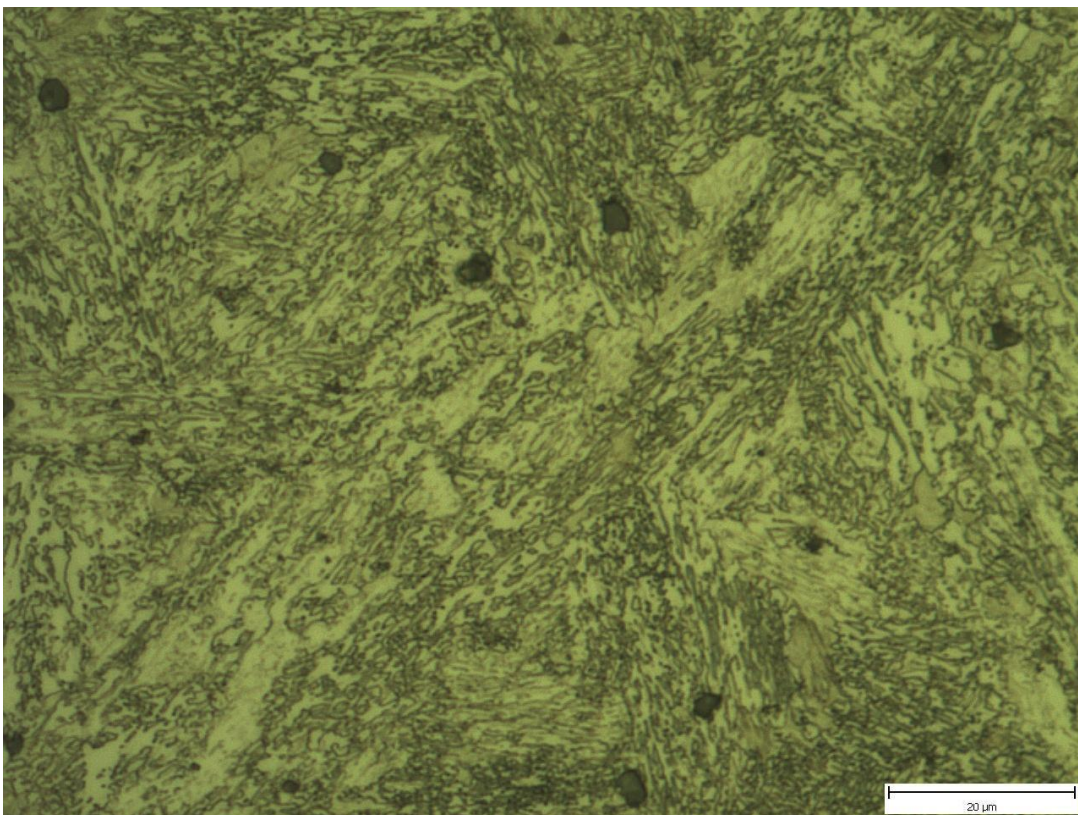
Obr. P3.1 - Vzorek 3



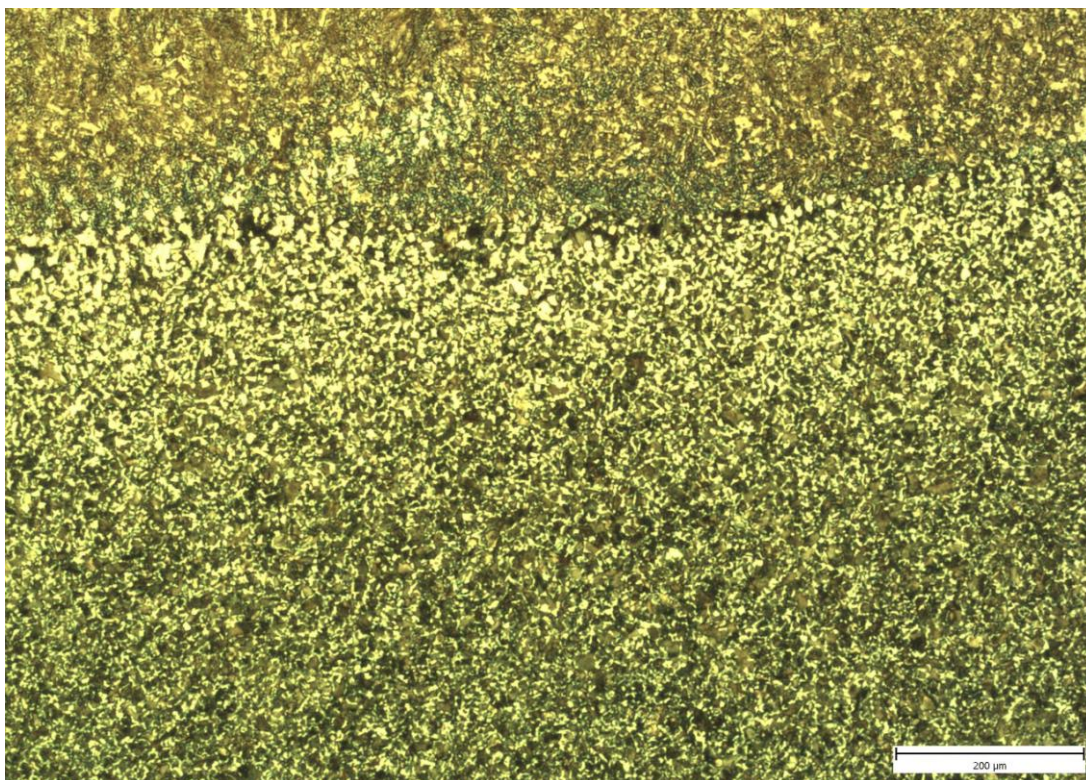
Obr. P3.2 – Třetí (vnější) navařená vrstva



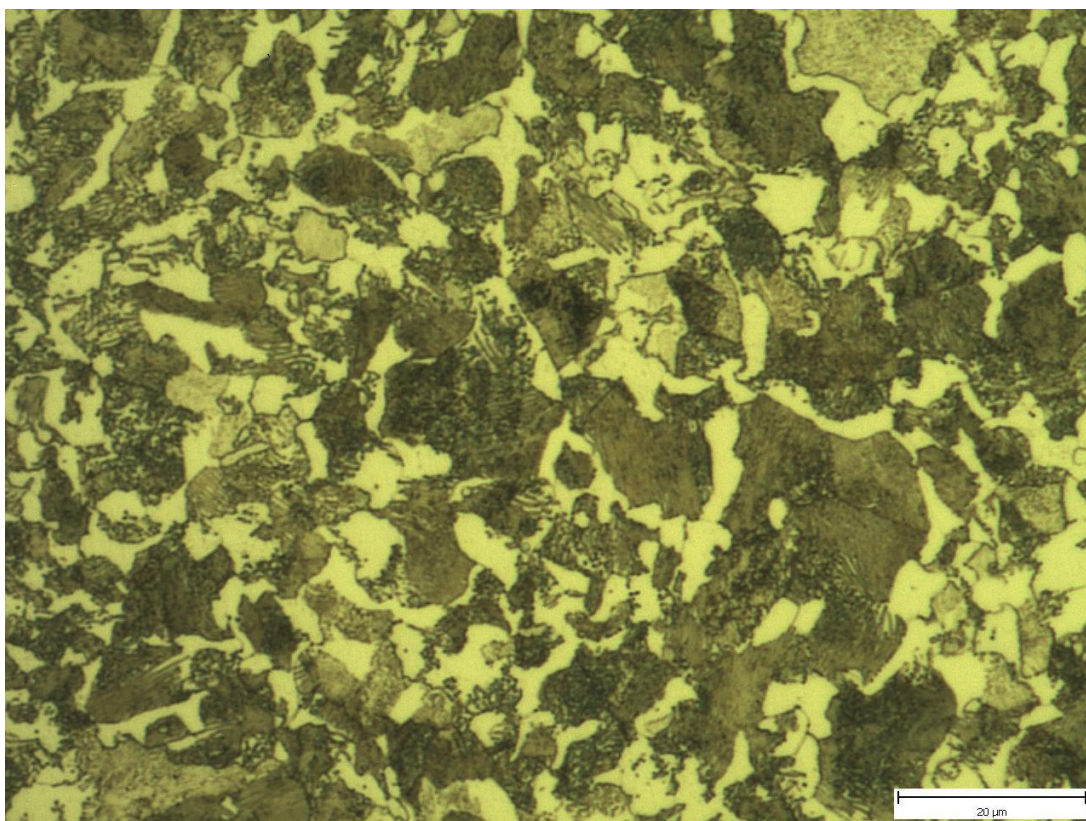
Obr. P3.3 - Druhá (prostřední) navařená vrstva



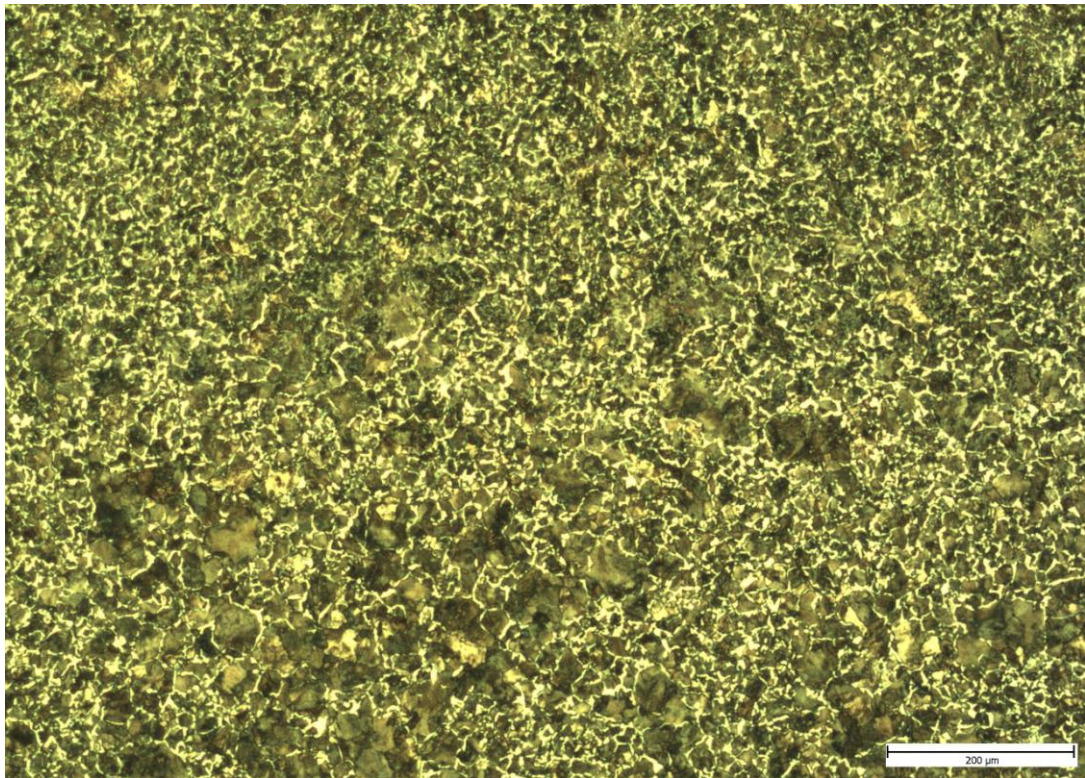
Obr. P3.4 - První (vnitřní) navařená vrstva



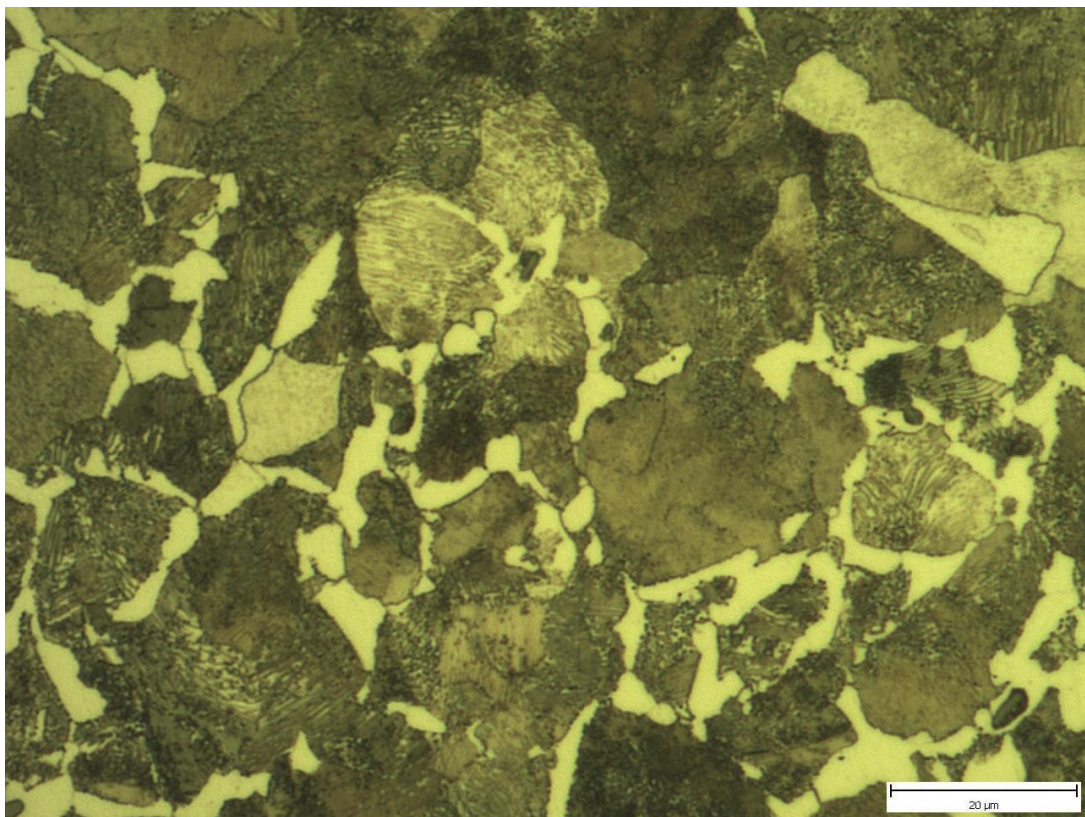
Obr. P3.5 - Rozhraní návar – TOO



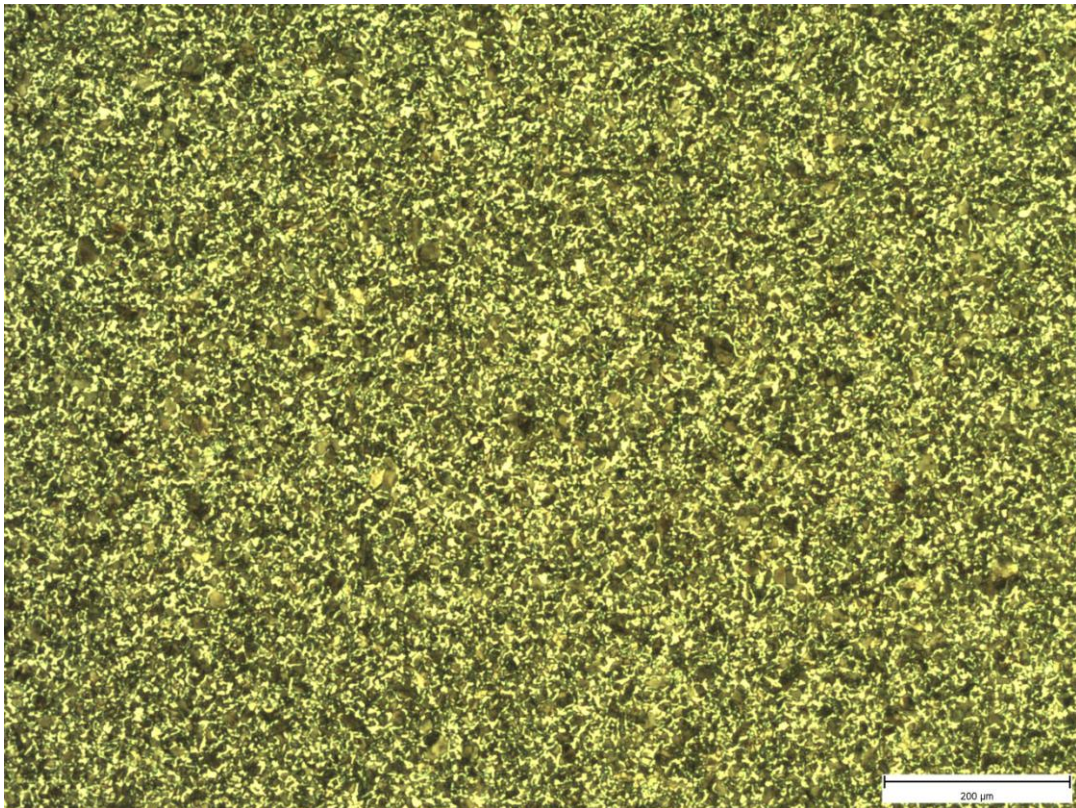
Obr. P3.6 - Podnávarová oblast



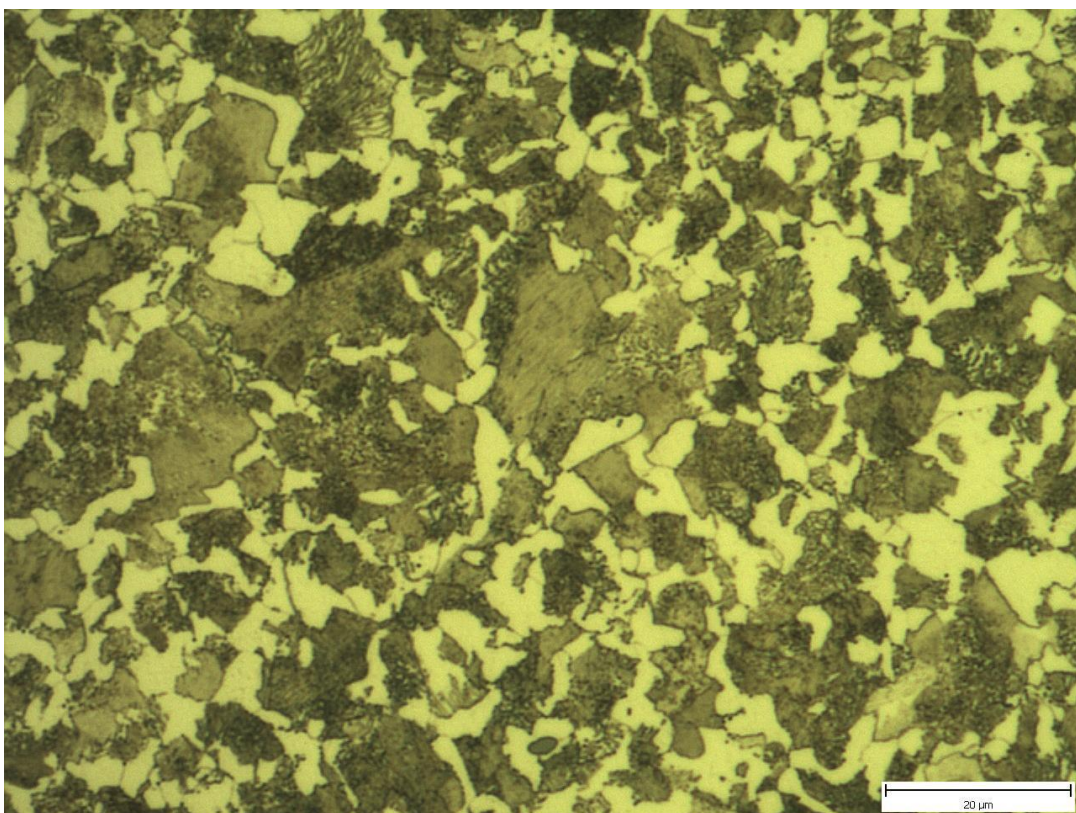
Obr. P3.7a – Hrubší perlitická zrna v oblasti vyhřáté v rozmezí teplot A_1 až A_3



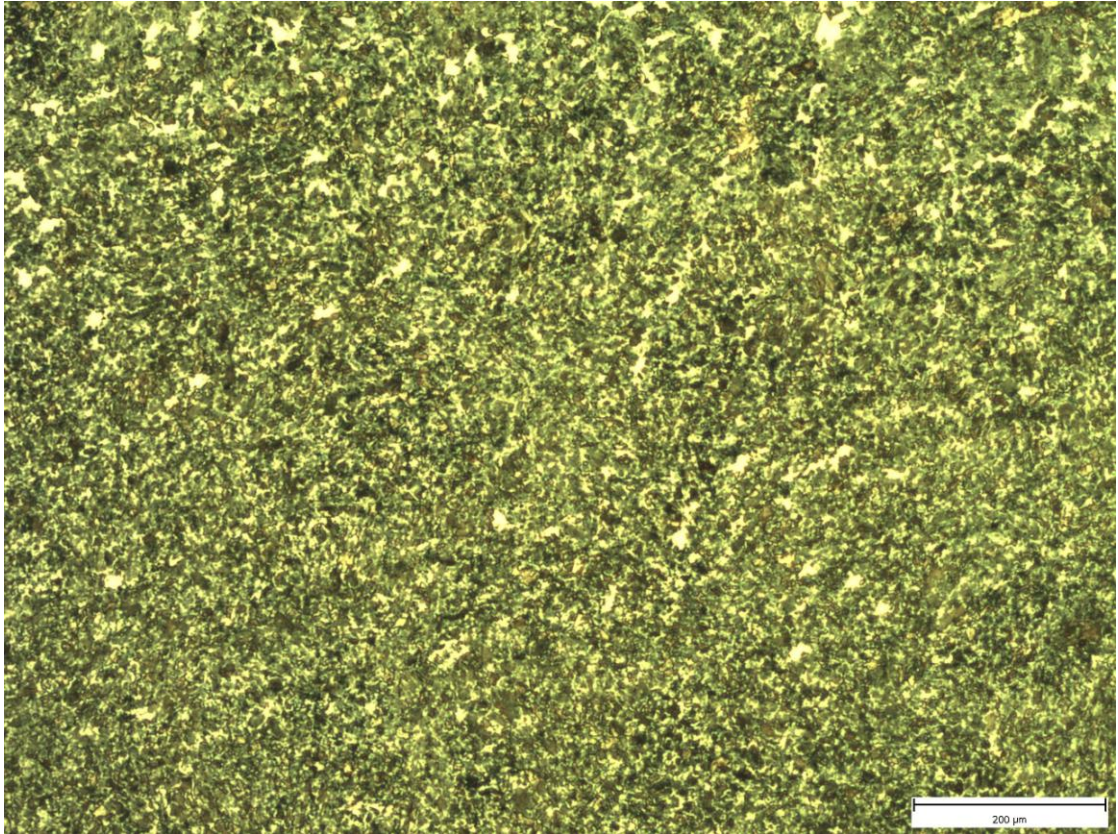
Obr. P3.7b - Hrubší perlitická zrna v oblasti vyhřáté v rozmezí teplot A_1 až A_3



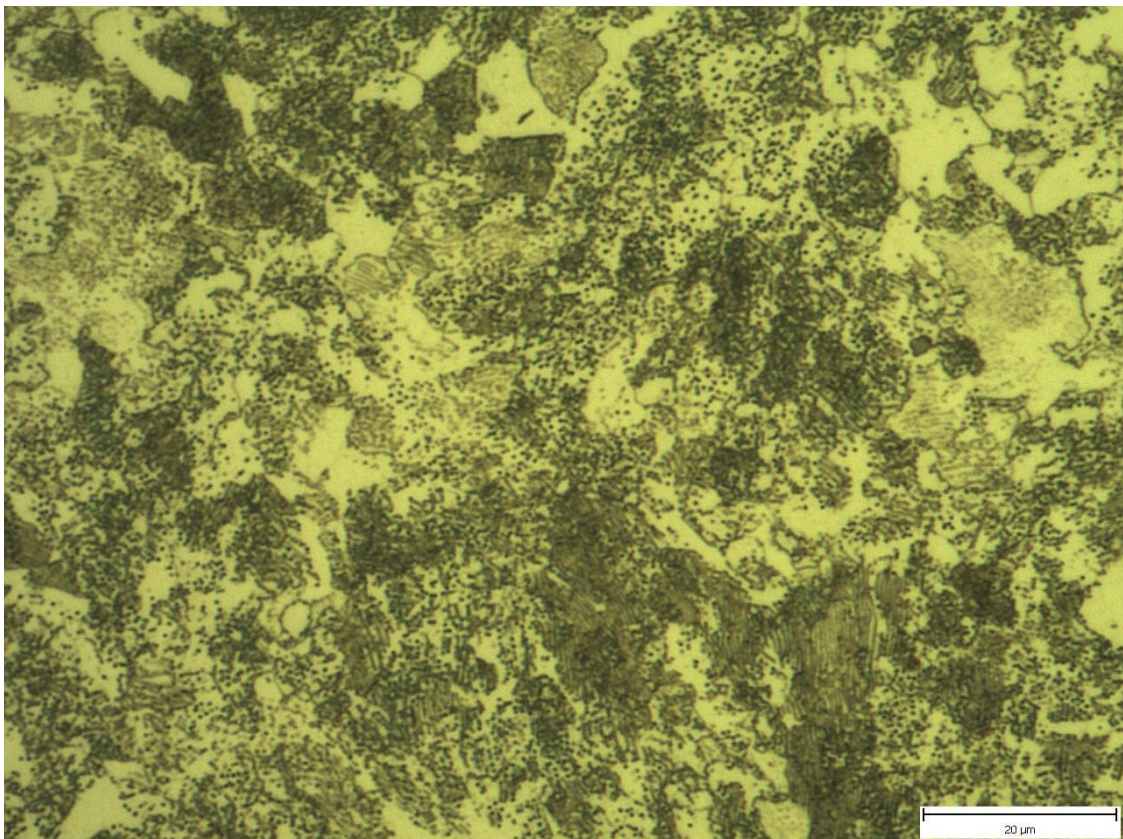
Obr. P3.8a - Oblast jemnozrné feriticko-perlitické struktury



Obr. P3.8b - Oblast jemnozrné feriticko-perlitické struktury

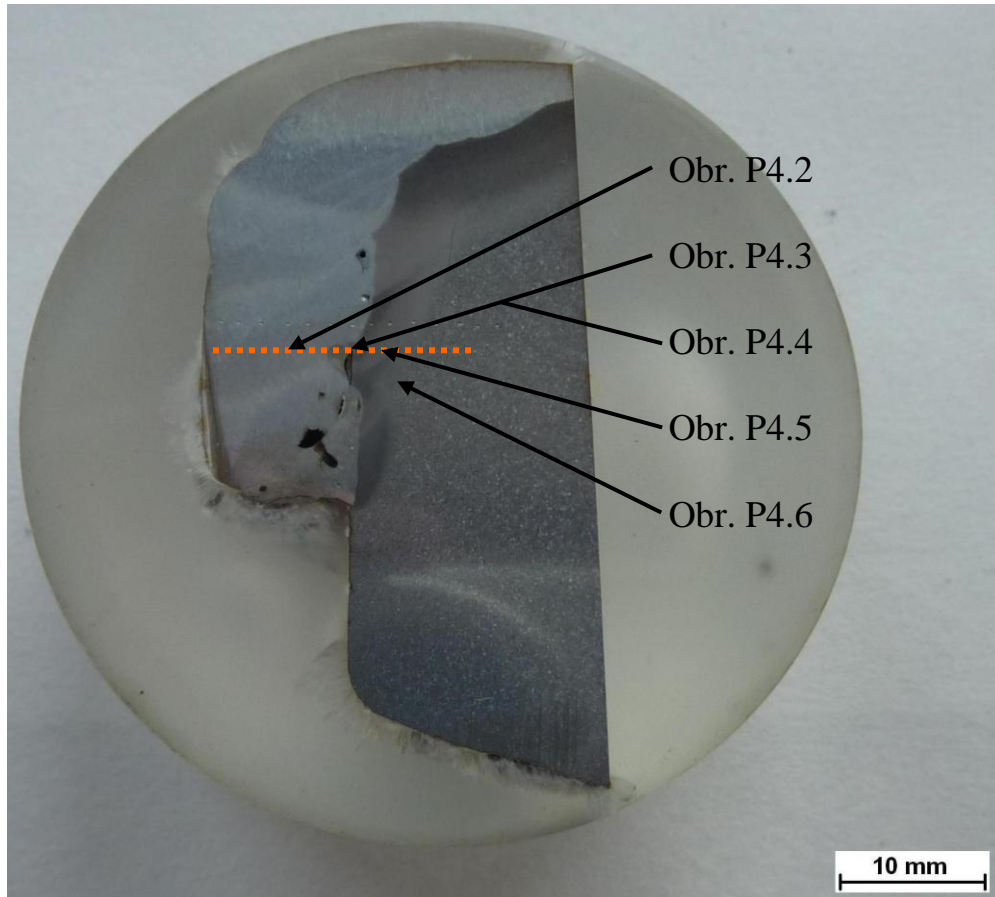


Obr. P3.9a - Oblast vyžíhaná na měkko

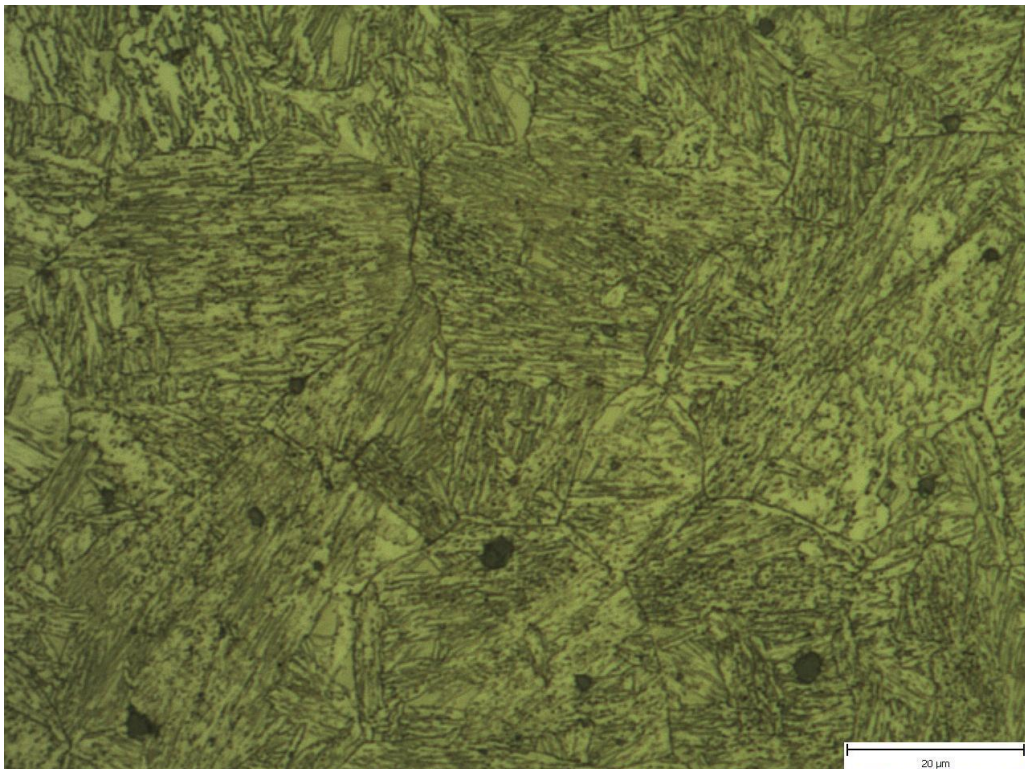


Obr. P3.9b - Oblast vyžíhaná na měkko

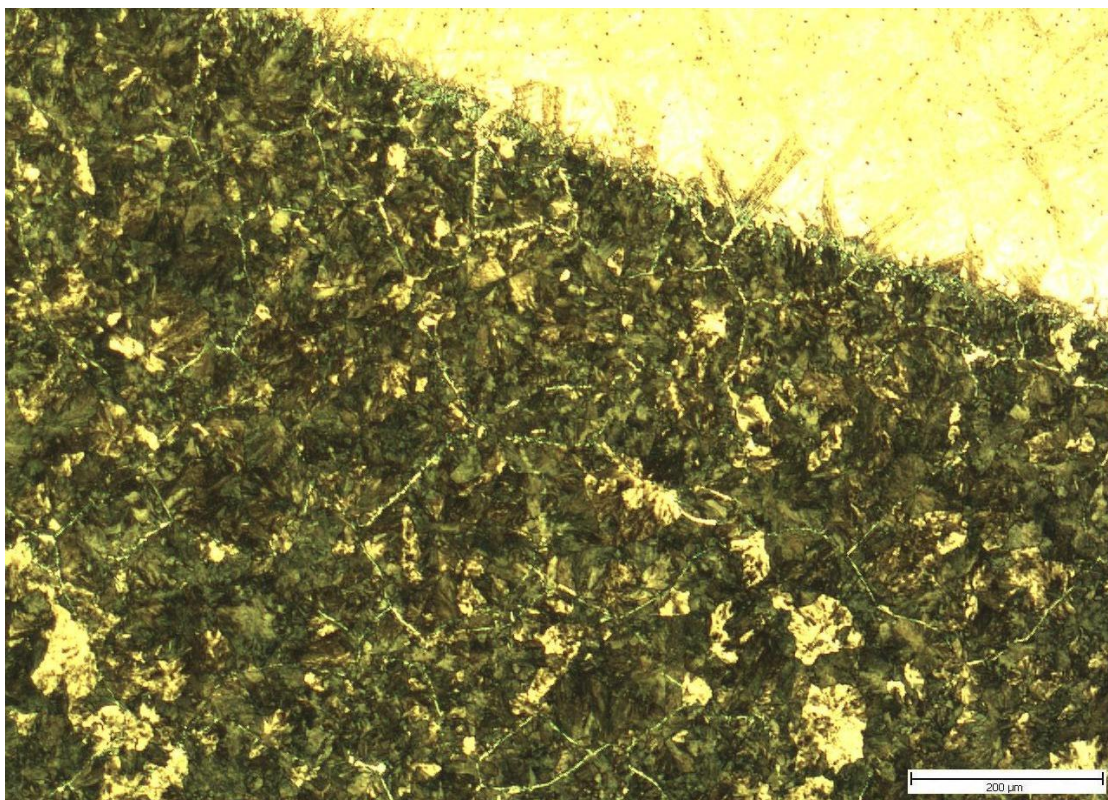
VZOREK 4



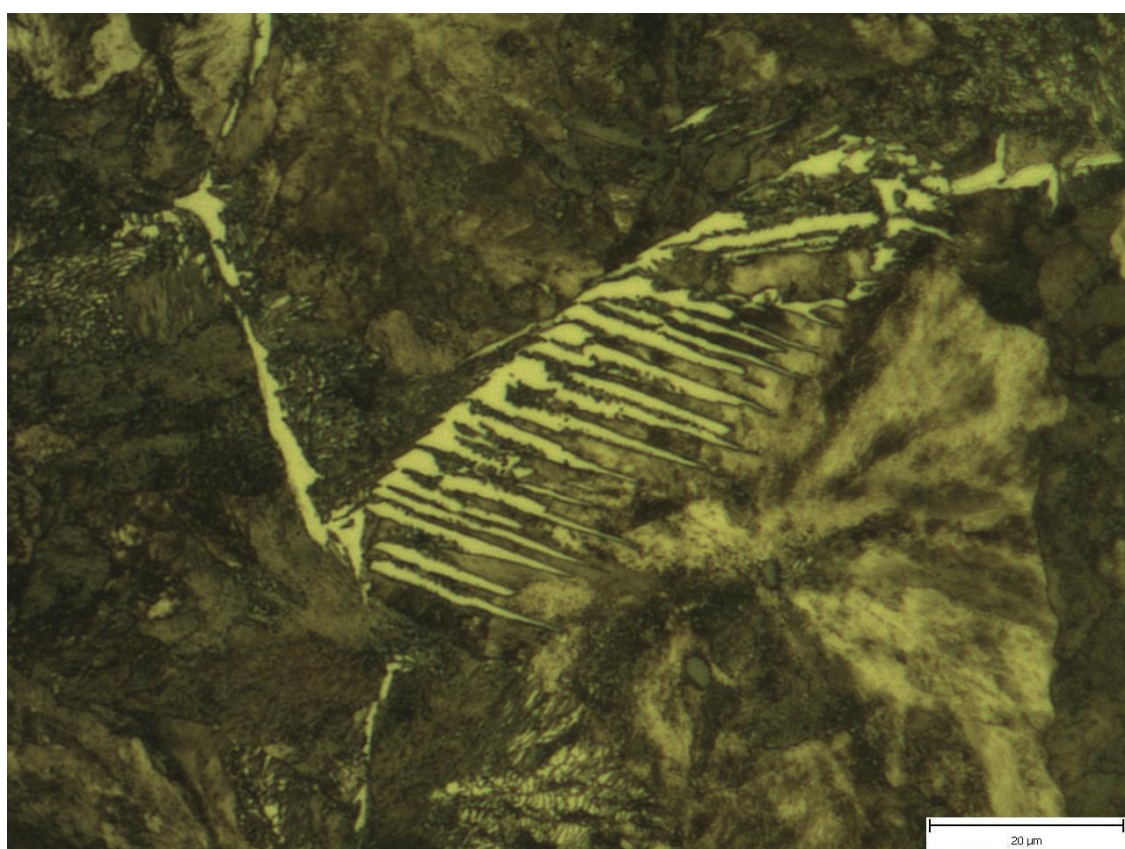
Obr. P4.1 - Vzorek 4



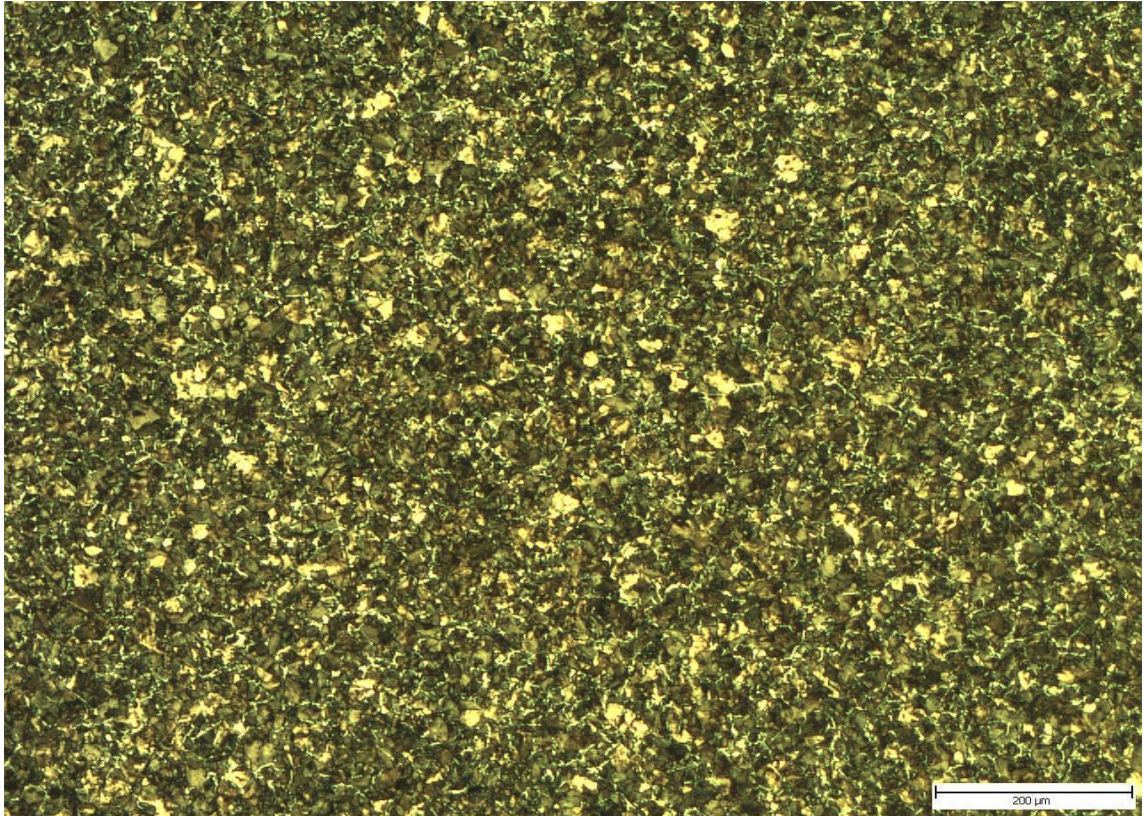
Obr. P4.2 - Boční návar



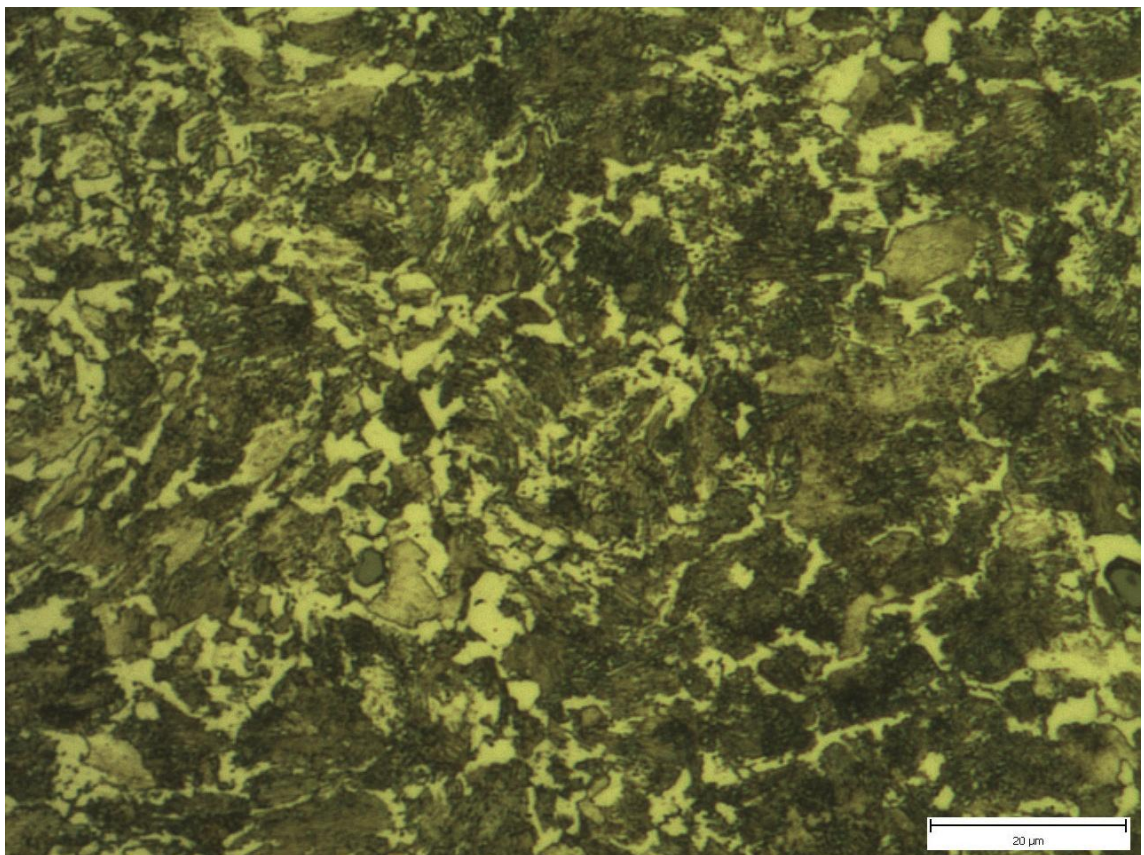
Obr. P4.3 - Hrubozrná oblast TOO



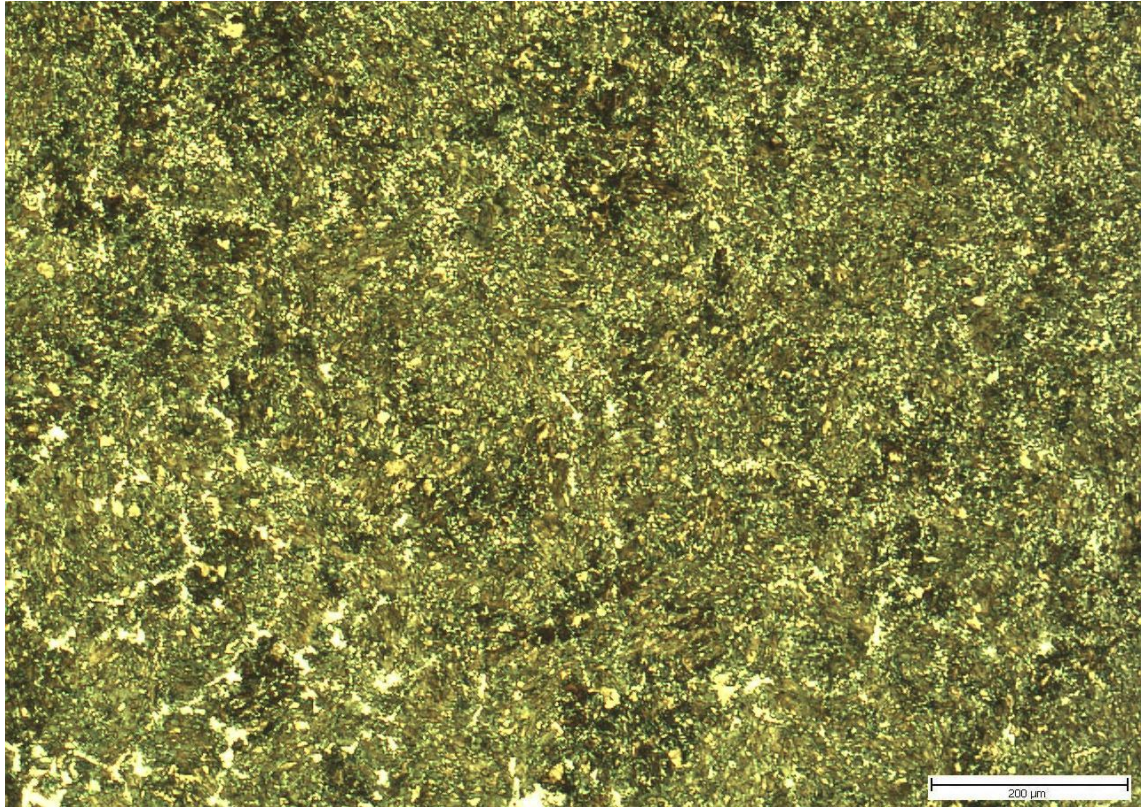
Obr. P4.4 - Widmannstättenova struktura vyskytující se v hrubozrné oblasti



Obr. P4.5a - Oblast vyhřátá mezi teplotami A_1 a A_3



Obr. P4.5b - Oblast vyhřátá mezi teplotami A_1 a A_3



Obr. P4.6 – Oblast vyžíhaná na měkko