



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

VLIV VNESENÉHO TEPLA NA VLASTNOSTI A STRUKTURU SVAROVÉHO SPOJE DUPLEXNÍ OCELI.

INFLUENCE OF A PARTICULAR HEAT ON PROPERTIES AND STRUCTURE OF DUPLEX
STEEL
WELDED JOINT

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Bc. KAREL NĚMEC

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

doc. Ing. LADISLAV DANĚK, CSc.

BRNO 2010

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav strojírenské technologie
Akademický rok: 2009/2010

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

student(ka): Bc. Karel Němec

který/která studuje v **magisterském navazujícím studijním programu**

obor: **Strojírenská technologie (2303T002)**

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Vliv vneseného tepla na vlastnosti a strukturu svarového spoje duplexní oceli.

v anglickém jazyce:

Influence of a particullar heat on properties and structure of duplex steel welded joint

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Při teplotách nad 1050 oC dochází u duplexních ocelí k růstu zrna a vylučování feritu z austenitu. To nepříznivě ovlivňuje vrubovou houževnatost materiálu v tepelně ovlivněné oblasti. Proto je pro zúžení TOO nutné limitovat tepelný příkon do svaru. Vzhledem k tomu, že feriticko-austenitické oceli se svařují bez přehřevu, je nutné limitovat i spodní hranici příkonu.

Cíle diplomové práce:

- 1) Popis a rozdělení duplexních ocelí.
- 2) Volba a orientační ověření parametrů svařování
- 3) Návrh metodiky experimentálních prací a jejich vyhodnocování
- 4) Provedení a zhodnocení experimentů (metalografická dokumentace, průběhy tvrdosti atd), formulace závěrů

Seznam odborné literatury:

1. Kolektiv autorů. Technologie svařování a zařízení. Ostrava: ZEROSS 2001. 395 s. ISBN 80-85771-81-0
2. ONDREJČEK, P. Zváranie ocelí v ochrane plynov. Bratislava. ETERNA PRESS 2003. 202 s. ISBN 80-968359-5-5
3. ESSAB, FRONIUS, KEMPPI, firemní materiály
4. Kolektiv autorů. Materiály a jejich svařitelnost. Ostrava: ZEROSS 2001. 292 s. ISBN 80-85771-85-3
5. ASM Handbook. Welding, Brazing and Soldering. Vol. 6. USA: ASM, 2003. 1298 s. ISBN 0-87170-382-3

Vedoucí diplomové práce: doc. Ing. Ladislav Daněk, CSc.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2009/2010.

V Brně, dne 20.11.2009

L.S.

prof. Ing. Miroslav Píška, CSc.
Ředitel ústavu

prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc.
Děkan fakulty

Abstrakt

Němec Karel: Vliv vneseného tepla na vlastnosti a strukturu svarového spoje duplexní oceli

Projekt vypracovaný v rámci magisterského studia oboru strojírenská technologie se zabývá zkoumáním vlivu vneseného tepla na vlastnosti a strukturu duplexní oceli jakosti 1.4462. Zkušební vzorky, na kterých byly provedeny nátavy při rychlosti svařování 10, 15, 20, 25, 30 cm.min⁻¹, byly podrobeny zkoušce tahem, metalografické analýze a zkoušce tvrdosti. Výsledky zkoušek prokázaly, že při tloušťce materiálu 2 mm je nejvhodnější rychlost svařování pro nátavy 15 cm.min⁻¹. Při rychlosti svařování 10 cm.min⁻¹ již vznikaly horké trhliny zatímco při rychlosti 20, 25, 30 cm.min⁻¹ nedošlo k průvaru materiálu.

Klíčová slova: duplexní ocel, DIN 1.4462, vnesené teplo, svařování, nátav

Abstract

Němec Karel: Influence of a particular heat on properties and structure of duplex steel welded joint

The research project is focused on an influence of a particular heat on properties and structure of duplex steel DIN 1.4462. Samples prepared by using different welding speeds 10, 15, 20, 25, 30 cm.min⁻¹, were tested for tensile, metalographical analysis and hardness test. Experimental results proved the optimal welding speed for material with 2 mm thickness to be 15 cm.min⁻¹. Usage of lower speed 10 cm.min⁻¹ led to formation of hot cracks while higher speeds 20, 25, 30 cm.min⁻¹ didn't cause material penetration.

Keywords: duplex steel, DIN 1.4462, influence of a particular heat, welding

Bibliografická citace

NĚMEC, K. *Vliv vneseného tepla na vlastnosti a strukturu svarového spoje duplexní oceli*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2010. 52 s. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Ladislav Daněk, CSc.

Čestné prohlášení

Tímto prohlašuji, že předkládanou diplomovou práci jsem vypracoval samostatně, s využitím uvedené literatury a podkladů, na základě konzultací a pod vedením vedoucího diplomové práce.

V Brně dne 11.5.2010

.....
Podpis

Poděkování

Tímto děkuji panu doc. Ing. Ladislavu Daňkovi, Csc. za cenné připomínky při zpracování diplomové práce.

Obsah

strana

Titulní list

Zadání

Abstrakt

Bibliografická citace

Čestné prohlášení

Poděkování

Obsah

1. Úvod	8
2. Austeniticko-feritické oceli	9
3. Teplotní cykly	12
3.1 Zdroje tepla pro tavné svařování	12
3.2 Teplotní cykly při svařování	13
3.3 Stanovení průběhu teplotních cyklů	17
3.4 Využití znalostí teplotních cyklů	19
4. Svařování metodou TIG	20
4.1 Wolframové elektrody	21
4.2 Ochranné plyny pro svařování TIG	21
5. Experiment	23
5.1 Provedení nátavu na zkušebním materiálu	23
5.2 Závislost velikosti TOO na rychlosti svařování	29
5.3 Výpočet specifického vneseného tepla při svařování	31
5.4 Zkouška tahem	32
5.5 Metalografická analýza	39
6. Závěr	49

Seznam použitých označení

Seznam použitých podkladů

Seznam příloh

1. Úvod

Dnešní doba je charakteristická masivním rozvojem v oblasti technologií výroby. S tímto rozvojem přichází nutnost používat materiály špičkových vlastností kladoucím vysoké nároky na jejich zpracování. S vývojem nových ocelí je třeba vyvíjet odpovídající přídavné materiály a svařovací technologie.

Využití korozivzdorných ocelí představuje zejména v chemickém průmyslu často jediné možné řešení z hlediska provozu, životnosti, bezpečnosti, ekologie, hygieny apod. Aplikace korozivzdorných ocelí sleduje především možnost zvýšení technických parametrů technologických zařízení při zaručení dlouhodobé životnosti a maximální bezpečnosti provozu.

V oblasti použití korozivzdorných ocelí se neustále zvyšují požadavky na jejich vlastnosti a k tomu vedou dvě cesty: vývoj korozivzdorných ocelí na základě nového nebo změněného chemického složení nebo zavedení progresivních technologií výroby stávajících korozivzdorných ocelí a jejich zpracování. V posledních letech se při zlepšování vlastností korozivzdorných ocelí většinou uplatňují nové technologie výroby, především metalurgické procesy zaměřené na zvýšení čistoty a vyšší kvalitu struktury korozivzdorných ocelí. Rozbor spotřeby korozivzdorných ocelí ukazuje, že chemický a energetický průmysl spotřebuje 45% výroby korozivzdorných ocelí, potravinářský průmysl včetně kuchyňských zařízení 25%, domácí elektrické spotřebiče 10%, architektura 10%, automobilový průmysl 5%, zbytek se využívá v dalších průmyslových oborech.

Duplexní oceli patří do skupiny korozivzdorných ocelí austeniticko-feritických, které jsou charakteristické lepšími mechanickými vlastnostmi a vyšší odolností proti korozi než běžné korozivzdorné oceli. Duplexní oceli mají široký rozsah využití, především u mostních konstrukcí.

2. Austeniticko – feritické oceli [1], [2]

Skupina tzv. duplexních ocelí jsou oceli s mikrostrukturou po rozpouštěcím žhání 1020° až 1100°C/voda, 45 až 60% austenitu ve feritické matici. Obsahují 21 až 28% Cr, 3,5 až 8% Ni, 0,1 až 4,5% Mo a 0,05 až 0,35% N. Mohou být dále legované Cu a W. Mají vyšší mez pevnosti než čistě feritické nebo austenitické oceli. Jsou mírně magnetické a nelze je zpevnit tepelným zpracováním. Jejich tranzitní teplota se může snížit až na -100°C. S ohledem na možné zkřehnutí se používají do teploty 300°C. Protože duplexní oceli tuhnou jako oceli feritické, nejsou prakticky náchylné na vznik horkých trhlin. Mají velmi dobrou odolnost proti koroznímu praskání a důlkové korozi, kterou si zachovávají i svarové spoje. Nejsou náchylné na mezikrystalickou korozi, ale odolnost proti nožové korozi není zaručená.

Duplexní oceli můžeme dále rozdělit na:

- nízkolegované
- středně legované
- vysoce legované

Nízkolegované oceli jsou charakteristické nízkým obsahem Mo. Jsou používány jako náhrada za běžné austenitické oceli v prostředích, kde se vyžaduje odolnost vůči koroznímu praskání. Středně legované oceli mají vyšší obsah Mo a používají se v chemickém průmyslu a při výstavbě těžebních plošin v moři. Vysokolegované oceli mají zvýšený obsah Cr, Mo, a W a jsou používány v silně korozních prostředích.

Při teplotách nad 1050°C dochází v pásmu přehřátí tepelně ovlivněné oblasti (dále TOO) k růstu zrna a vylučování feritu z austenitu. Při ochlazování pak naopak austenit retransformuje na hranicích feritu. Zvýšený obsah feritu ve svarovém kovu a v TOO nepříznivě ovlivňuje hodnoty vrubové houževnatosti. Proto pro snížení šířky TOO a s ohledem na precipitaci karbidů ve vícevrstvých svarech (závisí rovněž na tom, zda ocel je anebo není stabilizovaná) limitujeme u nízko a středně legovaných duplexních ocelí tepelný příkon při svařování na max. 25kJ/cm⁻¹ a teplotu interpass max. 250°C. Čím větší je rychlost ochlazování, tím větší množství feritu je ve struktuře. Feriticko-austenitické oceli svařujeme obvykle bez předeřevu nebo s teplotou předeřevu max. 100 až 150°C. Proto s ohledem na rychlost ochlazování limitujeme obvykle i spodní hranici tepelného příkonu hodnotou min. 5kJ.cm⁻¹. Vysokolegované duplexní oceli svařujeme s tepelným příkonem 2 kJ.cm⁻¹ až 15kJ.cm⁻¹ s maximální teplotou interpass 100 až 150°C.

Při svařování používáme přídavné materiály, které svým chemickým složením odpovídají základnímu materiálu, ale se zvýšeným obsahem Ni. Zvýšený obsah Ni má za úkol snížit obsah feritu ve svarovém kovu na hranici odpovídající základnímu materiálu i při velkých rychlostech ochlazování svarového kovu.

Pro svařování metodami TIG a plasmou se jako ochranný plyn používá Ar, Ar-He, Ar-do 3% N₂. Pro svařování metodou MAG se používají ochranné plyny Ar-do 2,5% CO₂, Ar-He-O₂, Ar-He-CO₂, Ar-do 3% N₂. Jako formovací plyny pro ochranu kořene svarů se používají Ar, Ar-N₂, N₂, N₂-H₂. Při svařování technologií 121 vede

použití rutilových tavidel ke sníženým hodnotám KV ve svarovém kovu. Hodnoty KV se zvyšují použitím plně bazických tavidel, ale odstranitelnost strusky klesá.

Z důvodu napětí vyvolaného následnými svarovými housenkami naměříme maximální hodnoty tvrdosti v kořenové oblasti jednostranných svarových spojů velké tloušťky. Vrubová houževnatost svarového kovu je menší než u základního materiálu a závisí kromě použité metody svařování a svařovacích parametrech hlavně na obsahu feritu.

Duplexní oceli s obsahem dusíku $> 0,2\%$ jsou při svařování, zejména v poloze nad hlavou náchylné na vznik pórů. Jejich tvorbu můžeme omezit svařováním s malým objemem tavné lázně a krátkým obloukem. Při svařování technologiemi 141, 131 a 135 může dojít ke snížení obsahu dusíku ve svarovém kovu a tím i ke snížení jeho korozní odolnosti. Doporučuje se proto použít ochrannou atmosféru s obsahem dusíku, ale s ohledem na pórovitost jen pro svařování kořenových a krycích vrstev.

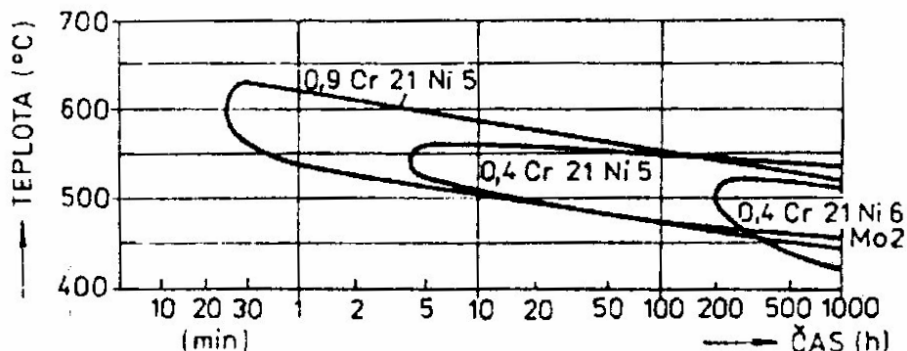
Svarové spoje se obvykle tepelně nezpracovávají. Pouze ve zvláštních případech se používá rozpouštěcí žíhání s následným rychlým ochlazením. Duplexní oceli svařujeme všemi základními obloukovými technologiemi svařování při respektování podmínek pro limitování tepelného příkonu do svaru. Pokud pro svařování použijeme technologie bez přídavného materiálu, které se vyznačují vysokou rychlostí ochlazování, např. elektrický odpor, plasma, elektronový paprsek nebo laser, bude svarový kov a TOO obsahovat větší podíl feritu než je v základním materiálu. Tento fakt se může projevit snížením korozní odolnosti svarového spoje, poklesem hodnot tažnosti a vrubové houževnatosti. Proto je nutné tyto svarové spoje podrobit po svařování rozpouštěcímu žíhání. Pro tyto aplikace se doporučuje používat ochranné plyny obsahující dusík, který jako austenitotvorný prvek snižuje obsah feritu ve svarovém kovu.

Duplexní korozivzdorné oceli s vyšším obsahem Cr, Mo a W jsou náchylnější na precipitaci intermetalických fází, které mohou snížit plastické vlastnosti svarových spojů a korozní odolnost.

Dvoufázové feriticko-austenitické oceli se uplatňují v chemickém průmyslu, protože mají podobné korozní vlastnosti jako austenitické chromniklové oceli, ale vyšší mez kluzu a nižší cenu. Odolávají také lépe koroznímu praskání, mezikrystalové a důlkové korozi. V ternárním diagramu leží tyto oceli v oblasti ferit + austenit. Chemické složení se volí tak, aby v matici zůstalo po tepelném zpracování až 50% metastabilního austenitu, jehož zrna mají být rozdělena ve feritické matici rovnoměrně. Obsah uhlíku závisí na požadované odolnosti proti mezikrystalové korozi. Podle diagramu na obr. 1 posouvá vyšší obsah uhlíku pásmo necitlivosti doleva a k vyšším teplotám. Obsah chromu se pohybuje okolo 21%, obsah niklu okolo 5%, protože při tomto poměru je možno získat požadovaný obsah feritu a austenitu. Molybden posouvá oblast citlivosti k mezikrystalové korozi doprava tedy k delším dobám. Po delší výdrži na vyšších teplotách je třeba počítat s vylučováním fáze sigma. V ocelích s přísadou 2% Mo byla nalezena po výdrži na teplotě 750°C za 290 hodin.

Některé oceli této skupiny mají také přísadu dusíku, který snižuje obsah feritu a zvyšuje obsah austenitu. Zpomaluje také precipitaci karbidů, takže se zvyšuje stabilita za zvýšených teplot a snižuje na minimum odmišení chromu. Tím se

vyrovná odolnost proti korozi feritu a austenitu. Dusík také zpomaluje vylučování fáze sigma a vznik křehkosti při 475°C. Současně se snižuje cena ocelí, protože dusík nahradí částečně nikl.



Obr. 1 Vliv uhlíku a molybdenu na Rolassonův diagram dvoufázových ocelí Cr21Ni5. Rozpouštěcí žíhání 950°C (2)

V posledních letech byly vyvinuty dvoufázové oceli s velmi nízkým obsahem uhlíku, které mají ještě přísadu molybdenu, mědi resp. dusíku. Podle chemického složení je lze rozdělit do čtyř skupin:

- 03 Cr23Ni4N (0,10% N)
- 03 Cr22Ni5Mo3N (0,17% N)
- 03 Cr25Ni7Mo3CuN (0,20% N)
- 03 Cr25Ni7Mo3CuWN (0,25% N)

Ocel podle DIN 1.4462 (Remanit 4462) se po ohřevu na teplotu 1040°C až 1100°C chladí do tloušťky stěny 2mm na vzduchu, při větší tloušťce ve vodě. Strukturu tvoří ze 60% austenit, ze 40% ferit. U tvářené oceli se zaručuje mez kluzu min. 450MPa, pevnost 680 až 880MPa, tažnost min. 30%, rázová práce ISO-V min. 140J.cm⁻². Ocel má dobrou houževnatost až do teploty -50°C.

Obsah delta feritu v matici závisí na chemickém složení a na teplotě rozpouštěcího žíhání. Při zvyšování teploty se postupně rozpouštějí karbidy M₂₃C₆. Protože obsahují relativně větší množství feritotvorného chromu než austenitotvorného uhlíku, podporuje jejich rozpouštění vznik delta feritu.

Tepelné zpracování feriticko austenitických ocelí se skládá z rozpouštěcího žíhání a ochlazení ve vodě. Výdrž na teplotě se volí podle tloušťky stěny. Přitom se počítá na každých 25mm výdrž dvě hodiny.

Dvoufázové austeniticko-feritické oceli odolávají poměrně dobře chemickým činidlům, mají však sklon k mezikrystalové korozi v aktivním stavu. Sklon k mezikrystalové korozi a mechanické vlastnosti závisí na poměru feritu delta a austenitu. Ferit delta zvyšuje odolnost proti mezikrystalové korozi, protože:

- zvětšuje celkovou plochu hranic zrn, takže se snižuje množství precipitátů připadajících na jednotku plochy

- obsahuje vyšší obsah chromu než austenit. V okolí karbidů tak zůstává dostatečně vysoký obsah chromu.
- difúzní rychlost chromu ve feritu je vyšší než v austenitu, takže se chemické složení rychleji vyrovnává
- hranice zrn migrují za teplot zcitlivění od míst, kde se začaly vylučovat karbidy chromu

Mechanické vlastnosti austeniticko-feritických ocelí je možné zvýšit tvářením v oblasti teplot 900 až 950°C, kdy se získávají matrice s jemným feritem a austenitem o poměru přibližně 1:1. Mez kluzu se zvyšuje až na 450MPa, plastické vlastnosti jsou vyhovující. Také odolnost proti korozi pod napětím je vyšší. Na druhé straně je nutno počítat s tím, že se po svařování mění vlastnosti v okolí svaru.

3. Teplotní cykly [1]

Vliv koncentrovaných zdrojů tepla používaných pro tavné svařování na strukturu a vlastnosti svarových spojů posuzujeme pomocí tzv. teplotních cyklů při svařování. Znalost teplotních cyklů při svařování využíváme také pro výzkum a vývoj svařitelnosti materiálů, studium praskavosti svarových spojů a detailní studium mikrostruktury a mechanických vlastností jednotlivých oblastí svarových spojů. Znalost teplotních cyklů při svařování je také základním předpokladem pro modelování svařovacích procesů pomocí moderní počítačové techniky.

3.1 Zdroje tepla pro tavné svařování [1]

V současné době se pro tavné svařování kovů nejčastěji používají zdroje tepla uvedené v tab. 1. Důsledkem působení těchto velmi koncentrovaných zdrojů tepla na svařovaný materiál jsou změny jeho mikrostruktury a mechanických vlastností, které posuzujeme podle konkrétního průběhu teplotního cyklu při svařování v posuzovaném místě svarového spoje.

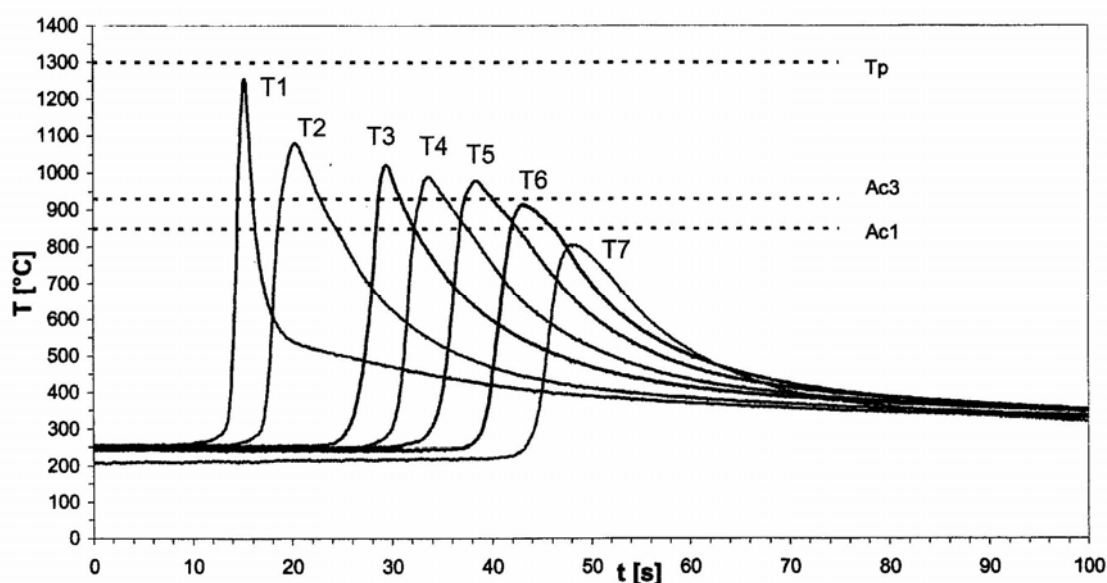
Tab. 1 Zdroje tepla pro tavné svařování (1)

Zdroj tepla	Nejmenší plocha ohřevu [cm ²]	Maximální tepelný výkon [W.cm ⁻²]
Plamen C ₂ H ₂ – O ₂	1.10 ⁻²	1.10 ³
El. oblouk, technologie 111	1.10 ⁻³	1.10 ⁴
El. oblouk, technologie 131, 141	1.10 ⁻⁴	1.10 ⁵
Plazmový oblouk	1.10 ⁻⁶	1.10 ⁷
Elektronový paprsek	1.10 ⁻⁷	1.10 ⁸
Laser	1.10 ⁻⁸ až 1.10 ⁻¹¹	1.10 ⁹ až 1.10 ¹³

3.2 Teplotní cykly při svařování [1]

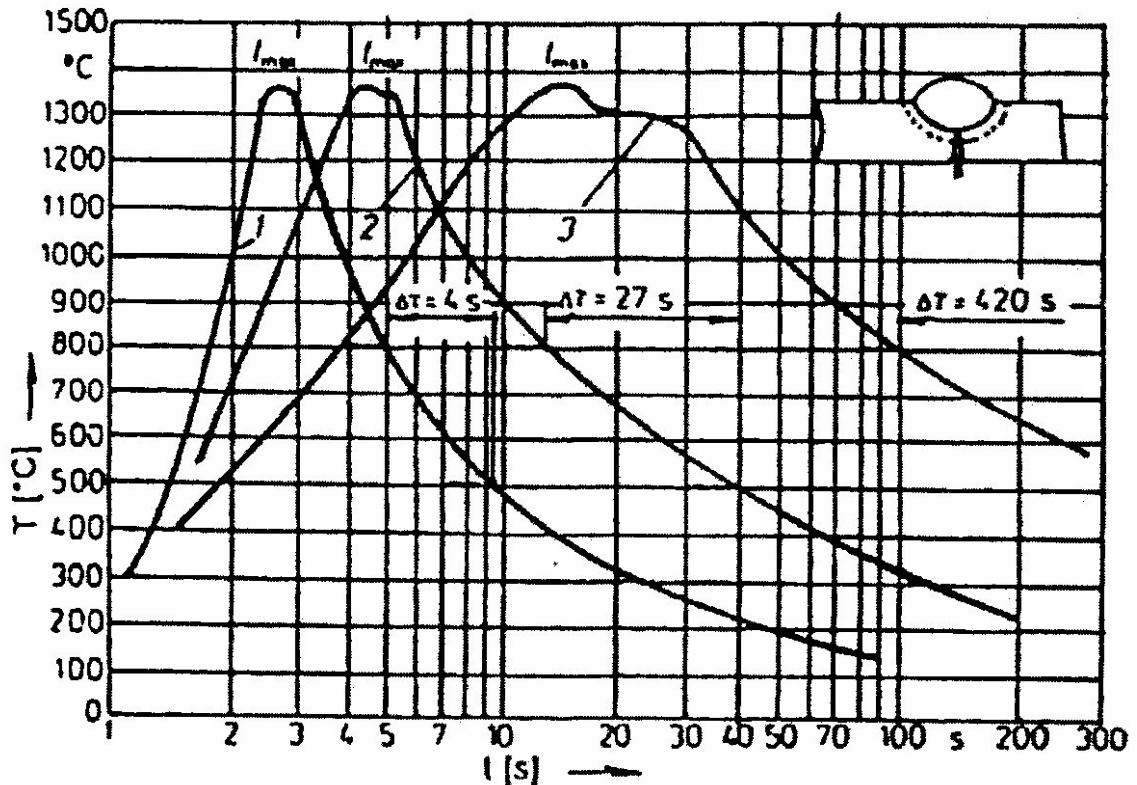
Příčinou vzniku teplotního cyklu při svařování je zdroj tepla, který musí působit v oblasti svarového spoje, aby byla zajištěna termická aktivace svařovaných povrchů. Přiváděné teplo a vedení tepla jsou pak příčinou vzniku teplotního cyklu.

Teplotní cyklus vyjadřuje závislost průběhu teploty na čase v posuzovaném místě svarového spoje. Typický průběh teplotních cyklů v TOO svarového spoje oceli P91 v různých vzdálenostech od hranice nastavení viz obr. 2.



Obr. 2 Průběh teplotních cyklů (1)

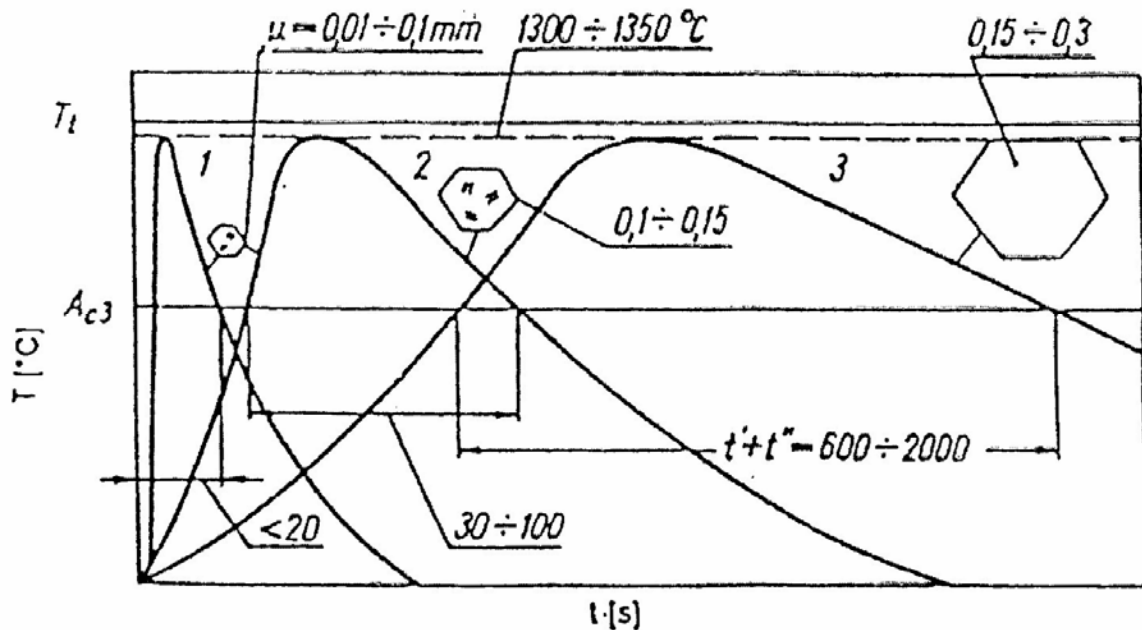
Teplotní cyklus je charakterizován oblastí ohřevu, t.j. nárůstem teploty z počáteční teploty až na maximální teplotu. Rychlost ohřevu na maximální teplotu je dána fyzikálními vlastnostmi svařovaného materiálu, použitou technologií svařování a intenzitou použitého zdroje tepla. Příklady charakteristických tvarů teplotních cyklů naměřených v jednom bodě TOO při svařování různými technologiemi svařování viz obr. 3.



Obr. 3 Teplotní cykly podhousenkové oblasti
 1 – svařování elektrickým obloukem obalenou elektrodou
 2 – svařování automatem pod tavidlem, 3 – elektrostruskové svařování (1)

Protože u ocelí je přeměna $\alpha \rightarrow \gamma$ tepelně aktivovaný proces a prochází etapami nukleace zárodků a jejich růstu, způsobí velká rychlost ohřevu teplotní hysterezi bodů přeměny. To znamená, že za těchto podmínek nezačne přeměna $\alpha \rightarrow \gamma$ při rovnovážné teplotě, ale při teplotě o 50 až 300°C vyšší. Vysoká rychlost ohřevu ovlivňuje kromě teplotní hystereze bodů přeměny i kinetiku této přeměny a stupeň homogenizace tuhého roztoku. Při dostatečně vysokých rychlostech ohřevu (~1000°C) může při ohřevu existovat ještě při teplotě 1000°C netransformovaný ferit. Perlit transformuje na austenit. Chemické složení se vyrovnává difúzí uhlíku z austenitu do feritu. Následně dochází k transformaci feritu na austenit. I když je koeficient difúze uhlíku ve feritu při těchto teplotách mnohem vyšší než koeficient difúze uhlíku v austenitu, je přesto homogenizace austenitu i při vysokých rychlostech ohřevu dostatečná a jemné zrna struktury zůstává zachováno.

Druhou fází teplotního cyklu – maximální teplotu nebo čas setrvání nad určitou vysokou teplotou můžeme naopak pokládat za míru zhrubnutí (růstu zrna). Čím je tento čas delší, tím je i zhrubnutí zrna větší. Růst zrna v pásmu přehřátí TOO svarového spoje v závislosti na době výdrže nad teplotou přehřátí znázorňuje schematicky obr. 4.



Obr. 4 Růst zrna při svařování: 1 – svařování obalenou elektrodou
2 – svařování automatem pod tavidlem, 3 – elektrostruskové svařování (1)

Ochlazovací větev teplotního cyklu ovlivňuje zejména strukturní přeměnu $\gamma \rightarrow \alpha$ a difúzi, zejména vodíku. Čím je rychlost ochlazování v oblasti transformačních teplot vyšší, tím větší je pravděpodobnost získání nerovnovážných struktur – např. martenzitu. Čím menší je rychlost ochlazování při teplotách pod 300°C , tím větší je pravděpodobnost vydifundování vodíku z oblasti svarového spoje.

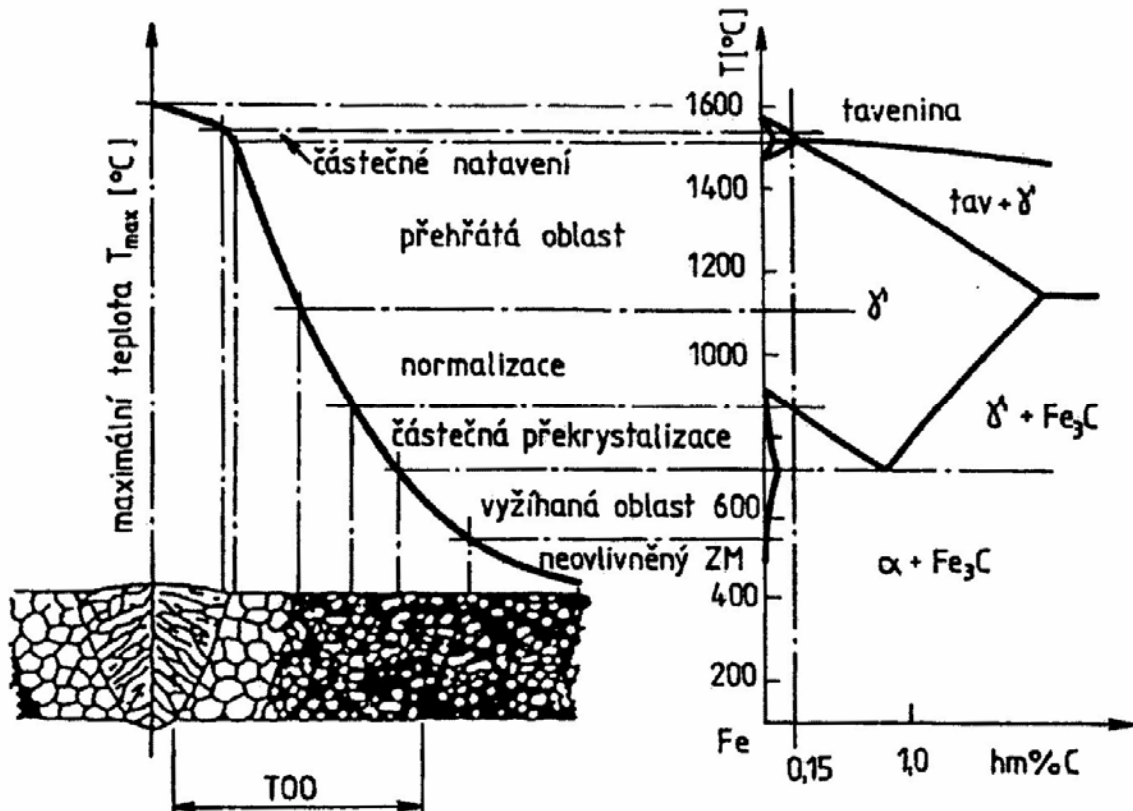
Teplotní cykly se nejčastěji charakterizují následujícími parametry:

- Rychlost nebo čas ohřevu na maximální teplotu
- Čas výdrže nad teplotami A_{c1} , A_{c3} , a teplotou přehřátí $T_{př}$.
- Maximální dosažená teplota cyklu T_{max} .
- Rychlost ochlazování

Podle maximální teploty T_{max} rozdělujeme svarový spoj ocelí s úplnou přeměnou $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ na následující oblasti:

- Svarový kov – část svarového spoje zahřáta nad teplotu likvidu T_L
- Přečtovové pásmo = hranice natavení – úzká zóna zahřátá na teplotu mezi teplotou solidu T_S a teplotou likvidu T_L .
- Tepelně ovlivněná oblast svarového spoje – TOO s následujícími dílčími pásmy.

- pásmo přehřátí definované rozmezím teplot $T_{př}$ až T_s
- pásmo normalizace definované rozmezím teplot $T_{př}$ až Ac_3
- pásmo částečné překrytality s rozmezím teplot Ac_1 až Ac_3
- pásmo ovlivněné na teploty nižší než Ac_1



Obr. 5 Vliv teplotního cyklu na strukturu svarového spoje (1)

Tab. 2 Orientační šířky jednotlivých pásem TOO (1)

Metoda svařování	Šířka TOO [mm]		
	nad Ac_1	nad Ac_3	přehřátá oblast
111	3 až 8	0,3 až 1	0,1 až 0,3
135, 131	3 až 8	0,3 až 1	0,1 až 0,3
121	3 až 15	0,3 až 2	0,1 až 0,5
72	5 až 50	1 až 10	0,5 až 5
51	0,3 až 1	0,1 až 0,3	0 až 0,1
15	0,3 až 1	0,1 až 0,3	0 až 0,1

Rychlost ochlazování vyjadřujeme nejčastěji parametrem času ochlazování například:

- $t_{8/5}$ mezi teplotami 800 a 500°C
- $t_{12/8}$ mezi teplotami 1200 a 800°C
- $t_{T_{max}/10}$ mezi maximální teplotou cyklu a 100°C

U ocelí s polymorfní přeměnou nejčastěji používáme parametr 8/5, který nejlépe charakterizuje produkty transformace $\gamma \rightarrow \alpha$.

3.3 Stanovení průběhu teplotních cyklů [1]

Tvary křivek teplotních cyklů při různých metodách svařování můžeme stanovit:

1. měřením
2. výpočtem

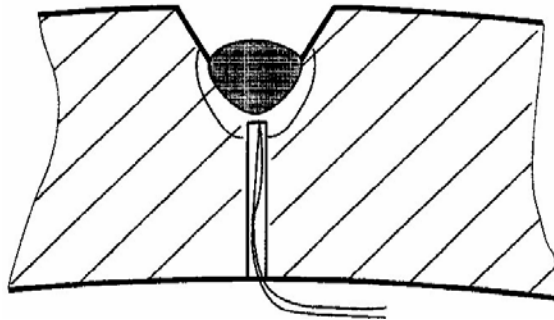
Měření teplotních cyklů

Měření teplotních cyklů při svařování se nejpřesněji provádí pomocí termočlánků. Pro měření se používají termočlánky typu:

Fe – Konstantan	do cca 600°C
NiCr – Ni	do cca 1200°C
PtRh – Pt	do cca 1500°C
Wre – W	ve svarovém kovu

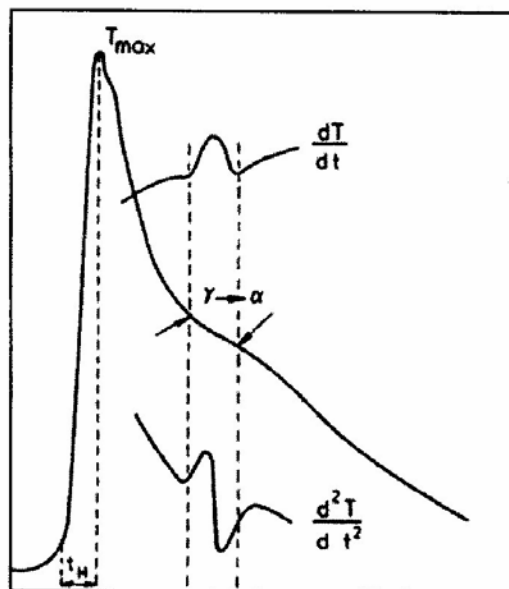
Typ termočlánku se volí podle vzdálenosti od hranice natavení, ve které chceme teplotní cykly měřit. Vzhledem k tomu, že teplotní cykly se mění v závislosti na vzdálenosti od hranice natavení musí mít spoj termočlánku s měřeným místem velmi malý rozměr. Jinak bychom měřili pouze průměrné hodnoty teploty z plochy spoje. Proto používáme termočlánky malých průměrů, obvykle do 0,5mm. Malé průměry termočlánků mají také malou tepelnou setrvačnost (malý tepelný obsah) a tím přispívají k přesnosti měření. Pro přesné měření je také nutné zajistit kovový kontakt termočlánků s měřeným místem. Proto se obvykle přivařují kondenzátorovou impulzní svářečkou.

Pro přesné měření se také doporučuje používat krátkých termočlánků a ke spojení s měřicí aparaturou použít kompenzační vedení s malým vlastním odporem. K vyhodnocování teplotních cyklů se dnes používají výpočtové softwary např. PSCOPE. Teplotní cykly můžeme měřit buď na povrchu zkušebních vzorků nebo i uvnitř materiálu, kde se termočlánky přivařují do válcových děr s plochým dnem v různé vzdálenosti od hranice natavení viz obr. 6.



Obr. 6 Schéma měření teplotních cyklů (1)

Při přesném měření můžeme v oblasti vysokých teplot pozorovat prodlevu, která je způsobena účinkem krystalizačního tepla při tuhnutí svarového kovu. Čím je objem tuhajícího svarového kovu větší, tím je i tato prodleva výraznější. Tím lze vysvětlit skutečnost, že při ručním obloukovém svařování obalenou elektrodou tuto prodlevu prakticky nezaznamenejeme, při svařování automatem pod tavidlem je výraznější a zcela zřetelná je při elektrostruskovém svařování. V oblasti nižších teplot pozorujeme na této křivce změnu sklonu v oblasti teplot transformace $\gamma \rightarrow \alpha$. Změnu sklonu můžeme zvýraznit derivováním záznamu podle času a tím stanovit i počátky a konce transformace $\gamma \rightarrow \alpha$ při různých podmínkách svařování viz obr. 7.



Obr. 7 Záznam teplotního cyklu pásma přehřátí s vyznačením začátku a konce přeměny $\gamma \rightarrow \alpha$ a záznam derivace teploty podle času (1)

Rozložení teplot ve svarovém spoji můžeme také s podstatně menší přesností stanovit pomocí termovize. Měření teplotních cyklů ve svarových spojích je však velmi nákladné.

Protože jejich znalost má pro posuzování svařitelnosti kovů a slitin zásadní význam, byla od začátku studia teplotních cyklů při svařování řešena možnost jejich matematického výpočtu.

3.4 Využití znalostí teplotních cyklů [1]

Vypočítané nebo naměřené průběhy křivek teplotních cyklů v jednotlivých oblastech TOO svarového spoje nám umožní, při znalosti ARA diagramu oceli jejíž svařitelnost posuzujeme, s velkou pravděpodobností určit předpokládané mikrostruktury v jednotlivých oblastech TOO svarového spoje a tím i předvídat jeho mechanické vlastnosti. Nebo naopak pro požadovanou mikrostrukturu stanovit z ARA diagramu hodnotu parametru $t_{8/5}$ a na jejím základě vypočítat parametry obloukového svařování pro její dosažení v TOO svarového spoje.

Klasické ARA diagramy jsou však konstruovány za jiných podmínek rychlosti ohřevu na austenitizační teplotě. Při jejich konstrukci se neprojeví teplotní hystereze teplot Ac_1 a Ac_3 charakteristická pro rychlosti ohřevu dosahované při svařování. Proto je nutné pro přesnější odhady mikrostruktur v TOO svarových spojů používat ARA diagramy konstruované pro podmínky svařování, které označujeme ARA „in situ“. Tyto ARA diagramy nemají na vodorovné ose čas, ale parametr $t_{8/5}$.

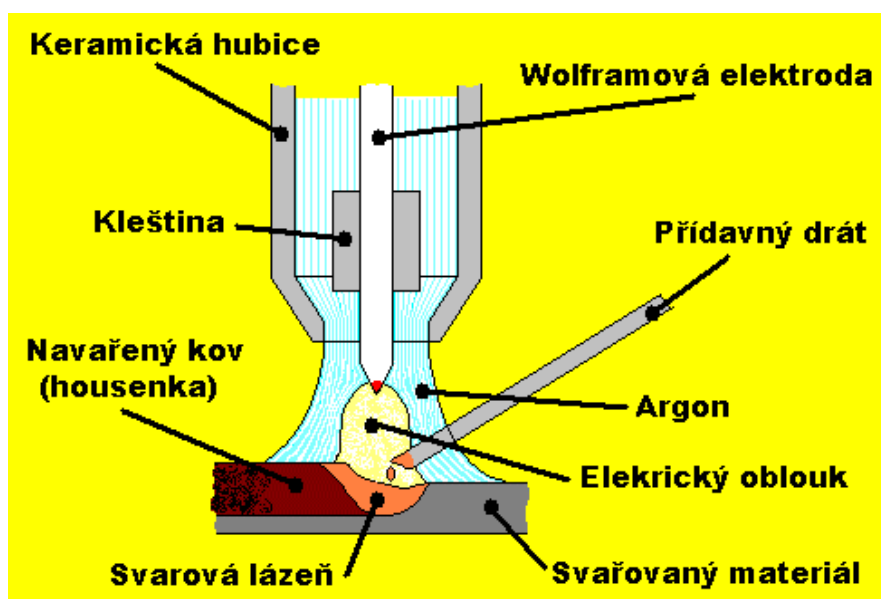
Znalost teplotních cyklů při svařování umožňuje detailní studium mikrostruktury a mechanických vlastností jednotlivých oblastí TOO svarových spojů, které není možné studovat na reálných svarových spojích s ohledem na malé rozměry TOO a jejich částí. Je to metoda simulování teplotních nebo teplotních a deformačních cyklů pomocí speciálních simulátorů podmínek při svařování. Tato technika zkvalitňuje a usnadňuje studium svařitelnosti kovů a jejich slitin.

Simulátory podmínek při svařování umožňují nasimulovat různé varianty teplotních cyklů v TOO svarových spojů a superponovat je s napěťovými cykly na zkušebních tělesech, které svými rozměry odpovídají zkušebním tělesům pro zkoušky mikrostruktury, mechanických vlastností a odolnosti proti různým typům praskavosti svarových spojů. Teplotní cykly se modelují na válcových tyčích pro zkoušku tahem o průměrech 6,8 a 10 mm a na hranolech o straně 11 až 14 mm a délce 50 až 110 mm. Simulátory podmínek při svařování používají pro simulování teplotních cyklů elektrického odporového ohřevu například simulátory Smitweld nebo Geeble, nebo elektrického indukčního ohřevu simulátor Thermostor.

4. Svařování metodou TIG [4]

Zkratka TIG (Tungsten Inert Gas) symbolizuje svařování wolframovou elektrodou v ochranné atmosféře inertního plynu. Při této svařovací metodě hoří elektrický oblouk mezi wolframovou elektrodou a základním svařovaným materiálem. Wolframová elektroda je pomocí kleštiny upnuta v hlavici TIG hořáku. Pomocí kleštiny je do elektrody přenášěn také svařovací proud. Hořák je dále opatřen hubicí, kterou ven proudí plyn vytvářející v místě svařování inertní ochrannou atmosféru. Inertní atmosféra chrání tavnou lázeň před přístupem vzduchu a usnadňuje zapalování oblouku.

Svařování může být provedeno buď roztavením a slitím základních materiálů dohromady, nebo s přidáním přídatného materiálu - svařovacích kovových tyčinek podobného složení jako má základní materiál.



Obr. 8 princip svařování metodou TIG (4)

Výhody TIG svařování:

- kontrola nad svarovou lázní
- svařování bez přídatného materiálu
- vysoká teplota oblouku
- velmi úzké teplotní pole
- ochrana svarové lázně
- svařování tenkých plechů

Nevýhody:

- komplikované svařovací zařízení
- malá produktivita

Svařování pomocí TIG je vhodné pro:

tvarem složité konstrukce, vysokolegované oceli, nástrojové materiály, hliník, titan, měď, bronz, hořčík

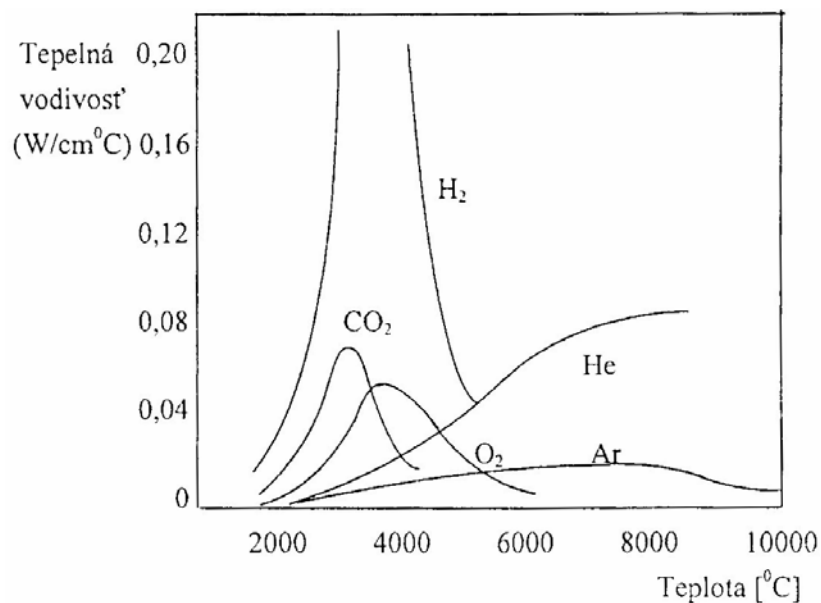
4.1 Wolframové elektrody [4]

Wolframové elektrody pro TIG svařování lze rozdělit podle příměsí (legur). Kromě nelegované elektrody z čistého wolframu se používají elektrody legované oxidy Thoria, Lanthanu, Ceria a Zirkonu. Pro snadné odlišení jednotlivých typů se používá barevného značení vždy jednoho konce elektrody.

4.2 Ochranné plyny pro svařování TIG [3]

Argon je inertní plyn, chemicky nereagující, nehořlavý, netoxický a bezbarevný. Má velmi dobrou tepelnou vodivost a elektrický oblouk, který hoří v argonu, má potom vysokou teplotu. Ke svařování ocelí tavící se elektrodou se čistý Ar používá zřídka, obvykle v kombinaci s jinými plyny. Při svařování v ochraně argonu je potřeba méně energie, aby se Ar stal elektricky vodivý, proto se oblouk v argonu lépe zapaluje a hoří stabilněji i při nižším napětí. V podmínkách svařovacího oblouku dochází k většímu záření a značným ztrátám radiací provázené vznikem ozónu O₃. Ten je chemicky nestabilní, především v kontaktu s jinými plyny, dýmy a párami. Proto se musí pracovní prostředí chránit příslušnými opatřeními. Přidání malého množství NO do ochranného plynu snižuje tvorbu ozónu.

Helium, podobně jako argon, je inertní plyn. Helium má na rozdíl od argonu nízkou atomovou hmotnost, důsledkem toho i nízkou hustotu. Proto je při svařování potřeba aplikovat vyšší výtokovou rychlost, čím se dosáhne ekvivalentní ochrana. Čistý He je vhodný ke svařování mědi. Při svařování konstrukčních ocelí tavící se elektrodou způsobuje přítomnost většího podílu He ve směsi s jinými plyny zvýšení rychlosti svařování v porovnání s klasickou směsí Ar + CO₂.



Obr. 9 Tepelná vodivost ochranných plynů v závislosti na teplotě (3)

Tab. 3 Přehled nejčastěji používaných plynů a jejich aplikací (3)

Ochranný plyn	Složení	Aplikace	Procesy
argon	100% Ar	neželezné kovy	GTAW, PAW, GMAW
argon + helium	25-75% Ar 75-25% He	Al, Mg, Cu a jejich slitiny	GTAW, PAW, GMAW

GMAW – svařování v ochranné atmosféře tavící se elektrodou
 GTAW – svařování v ochranné atmosféře wolframovou elektrodou
 PAW – svařování plazmou

5. EXPERIMENT

Pro experiment byla zvolena duplexní ocel o jakosti DIN 1.4462 ($R_m=760\text{MPa}$, $R_e=515\text{MPa}$). Tloušťka materiálu 2 mm.

5.1 Provedení nátavu na zkušebním materiálu

Parametry svařování

Zvolená metoda: TIG

Typ elektrody: W + Th

Bez přídavného materiálu

Ochranný plyn: Argon

Svařovací proud $I=68\text{A}$

Svařovací napětí $U=12\text{V}$

Vzdálenost materiálu od elektrody $R=2,5\text{mm}$

Rychlost svařování: 10, 15, 20, 25, 30 $\text{cm}\cdot\text{min}^{-1}$

Použité přístroje:

Vzduchová plama ESAB LPH 50

Stojanová bruska STS BL 3D

Svařovací zdroj FRONIUS Magic Wave 2600

Postup experimentu:

Z tabule plechu byl pomocí vzduchové plasmy odříznut pás o rozměrech 320x60mm. Po vybroušení otřepů vzniklých při řezání bylo na pásu provedeno 5 zkušebních nátavů při rychlostech svařování 10, 15, 20, 25, 30 $\text{cm}\cdot\text{min}^{-1}$. U vzorků byla na základě popouštěcích barev zakreslena závislost velikosti tepelně ovlivněné oblasti a rychlosti svařování. Vzorky byly dále postoupeny k metalografické analýze.



Obr. 10 Řezání tabule plechu na pásy 320x60mm.

Vzorek č.1

Svařovací rychlost 10 cm.min⁻¹



Obr. 11 Lící strana



Obr. 12 Kořenová strana

Vzorek č.2

Svařovací rychlost 15 cm.min⁻¹



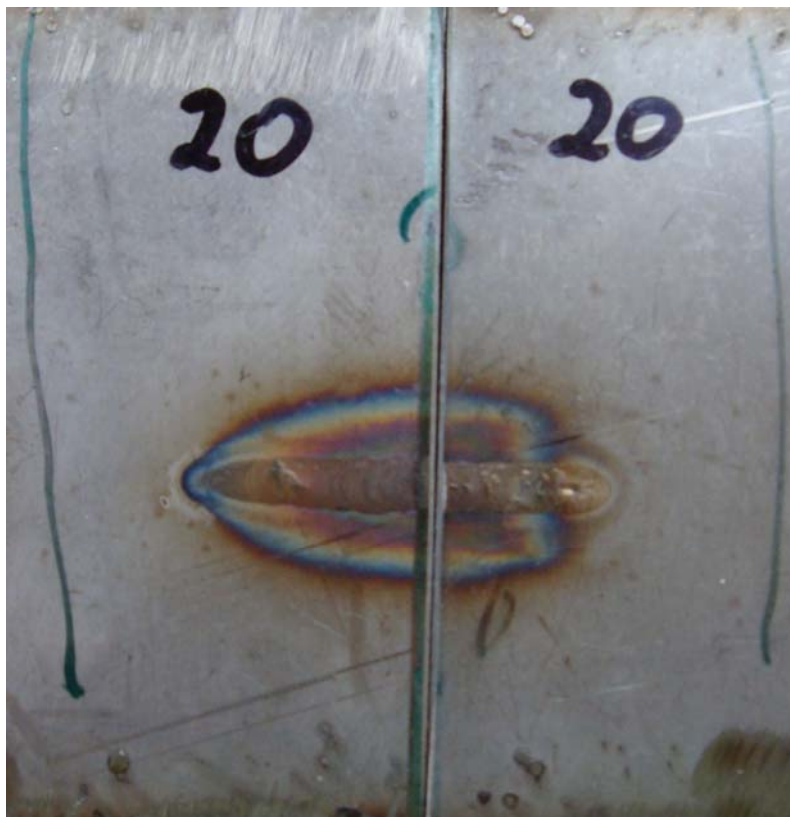
Obr. 13 Lící strana



Obr. 14 Kořenová strana

Vzorek č.3

Svařovací rychlost 20 cm.min⁻¹



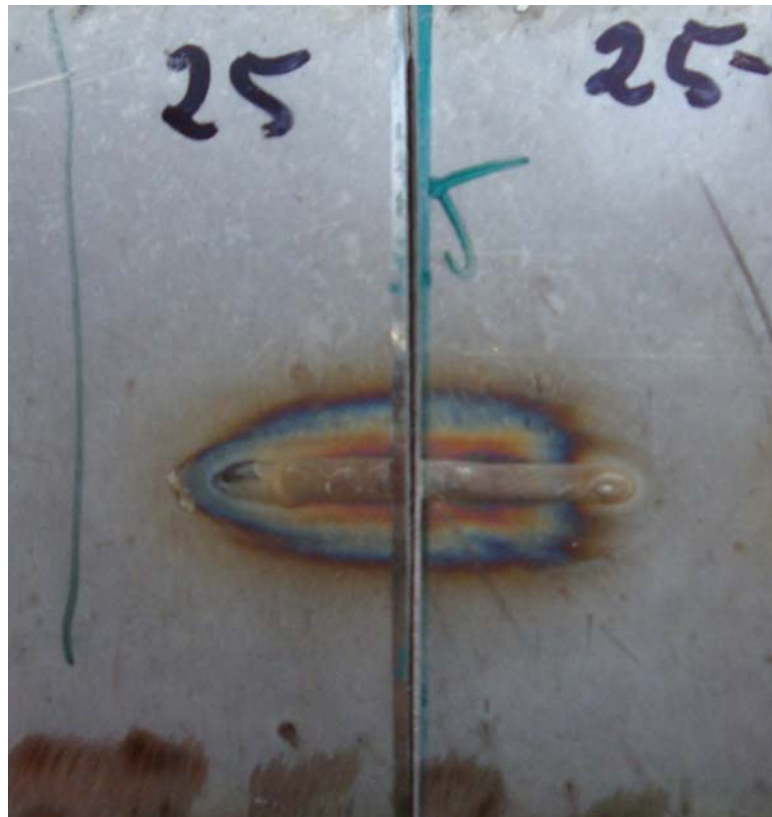
Obr. 15 Lící strana



Obr. 16 Kořenová strana

Vzorek č.4

Svařovací rychlost 25 cm.min⁻¹



Obr. 17 Lící strana



Obr. 18 Kořenová strana

Vzorek č.5

Svařovací rychlost 30 cm.min⁻¹



Obr. 19 Lící strana



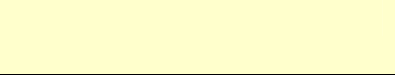











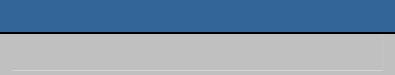
Obr. 20 Kořenová strana

5.2 Závislost velikosti TOO na rychlosti svařování

Oxidací kovově čistého povrchu oceli za zvýšených teplot vzniká vrstva kysličníků, jejíž tloušťka roste s výškou teploty a dobou setrvání na teplotě.

V rozmezí teplot 220 až 460°C má oxidická vrstva takovou tloušťku, že interferencí světla v ní dochází ke vzniku tzv. popouštěcích barev. Uvedená barevná stupnice platí pro krátkodobý ohřev vysokolegovaných ocelí a je měřítkem povrchové teploty. Delší doba ohřevu při nižší teplotě působí obdobně jako kratší doba ohřátí na vyšší teplotu.

Tab. 4 Popouštěcí barvy

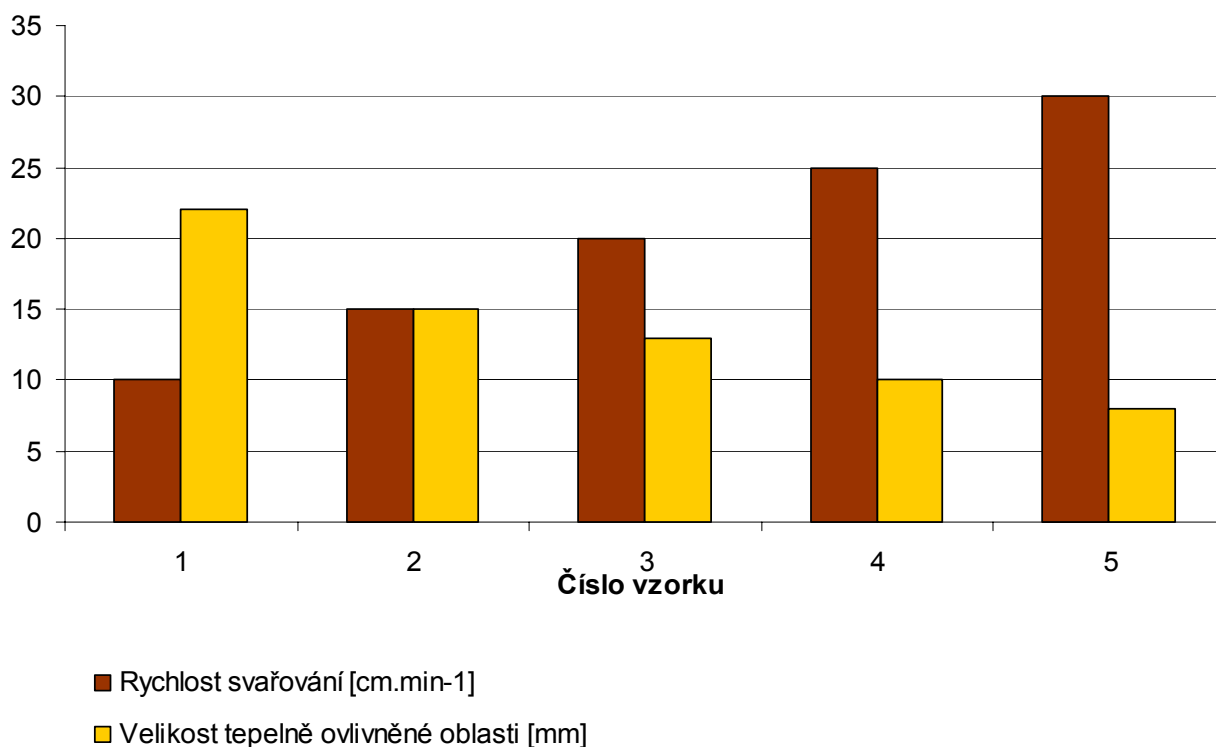
Barva		Teplota [°C]
světle žlutá		220°C
slámově žlutá		240°C
žlutá		260°C
hnědožlutá		280°C
hnědočervená		300°C
červená		320°C
purpurově červená		340°C
fialová		360°C
tmavě modrá		380°C
chrpově modrá		400°C
světle modrá		420°C
šedomodrá		440°C
šedá		460°C

Pro určení velikosti tepelně ovlivněné oblasti u vzorků byla zvolena jako referenční barva hnědočervená = 300°C.

Tab. 5 Naměřené hodnoty velikosti tepelně ovlivněné oblasti vzorků

Číslo vzorku	Rychlost svařování [cm.min ⁻¹]	Velikost tepelně ovlivněné oblasti [mm]
1	10	22
2	15	15
3	20	13
4	25	10
5	30	8

Závislost velikosti tepelně ovlivněné oblasti na rychlosti svařování



Obr. 21 Graf závislosti velikosti tepelné ovlivněné oblasti na rychlosti svařování

5.3 Výpočet specifického vneseného tepla při svařování

$$Q_s = \frac{\mu \cdot U \cdot I}{10^3 \cdot v_s} \quad (\text{kJ} \cdot \text{mm}^{-1}) \quad (1)$$

kde:

Q_sspecifické vnesené teplo [$\text{kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$]

Usvařovací napětí [V]

Isvařovací proud [A]

μkoeficient účinnosti [-]

v_ssvařovací rychlost [$\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$]

Vstupní hodnoty:

$$U=12\text{V}, I=68\text{A}, \mu=0,65$$

Vzorek č.1

$$v_s=10\text{cm} \cdot \text{min}^{-1}=1,66\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$$

$$Q_s = \frac{\mu \cdot U \cdot I}{10^3 \cdot v_s} = \frac{0,65 \cdot 12 \cdot 68}{10^3 \cdot 1,66} = \underline{0,32 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}}$$

Vzorek č.2

$$v_s=15\text{cm} \cdot \text{min}^{-1}=2,5\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$$

$$Q_s = \frac{\mu \cdot U \cdot I}{10^3 \cdot v_s} = \frac{0,65 \cdot 12 \cdot 68}{10^3 \cdot 2,5} = \underline{0,21 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}}$$

Vzorek č.3

$$v_s=20\text{cm} \cdot \text{min}^{-1}=3,33\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$$

$$Q_s = \frac{\mu \cdot U \cdot I}{10^3 \cdot v_s} = \frac{0,65 \cdot 12 \cdot 68}{10^3 \cdot 3,33} = \underline{0,16 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}}$$

Vzorek č.4

$$v_s=25\text{cm} \cdot \text{min}^{-1}=4,16\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$$

$$Q_s = \frac{\mu \cdot U \cdot I}{10^3 \cdot v_s} = \frac{0,65 \cdot 12 \cdot 68}{10^3 \cdot 4,16} = \underline{0,13 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}}$$

Vzorek č.5

$$v_s=30\text{cm} \cdot \text{min}^{-1}=5\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$$

$$Q_s = \frac{\mu \cdot U \cdot I}{10^3 \cdot v_s} = \frac{0,65 \cdot 12 \cdot 68}{10^3 \cdot 5} = \underline{0,11 \text{ kJ} \cdot \text{mm}^{-1}}$$

5.4 Zkouška tahem

Použité přístroje:

Hydraulický zkušební stroj ZD40 / 400kN

Parametry svařování

Zvolená metoda: TIG

Typ elektrody: W + Th

Bez přídavného materiálu

Ochranný plyn: Argon

Svařovací proud $I=68A$

Svařovací napětí $U=12V$

Vzdálenost materiálu od elektrody $R=2,5mm$

Rychlost svařování: 10, 15, 20, 25, 30 $cm.min^{-1}$

Postup experimentu:

Na zkušebních pásech duplexní oceli byly provedeny nátavy při rychlostech svařování 10, 15, 20, 25, 30 $cm.min^{-1}$. Pásky byly podrobeny zkoušce tahem. Pro jednotlivé vzorky byl získán tahový diagram. Dále byla zjištěna tažnost A, maximální síla F_m , mez kluzu $R_{p0,2}$, mez pevnosti v tahu R_m , doba zatěžování T.



Obr. 22 Hydraulický zkušební stroj ZD40 / 400kN

Vzorek č.1



Obr. 23 Nátav vzorku č.1



Obr. 24 Lom vzorku č.1

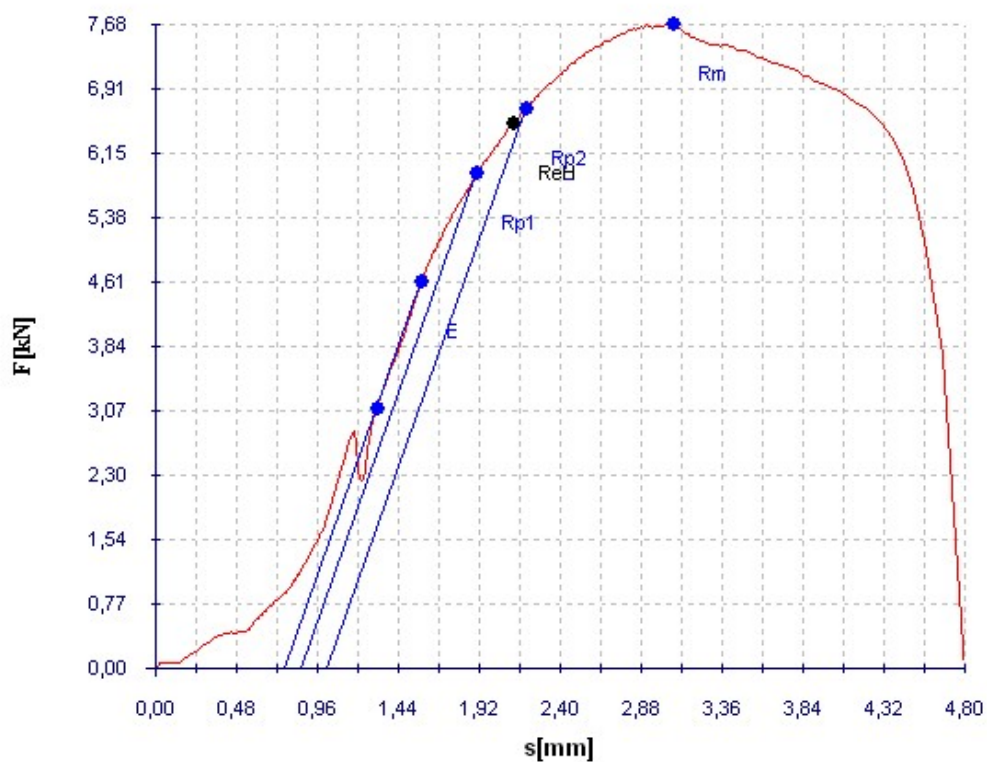
Vstupní hodnoty:

$a=2\text{ mm}$, $b=17\text{ mm}$, $S_0=34\text{mm}^2$

Svařovací rychlost $10\text{ cm}\cdot\text{min}^{-1}$

Výsledky zkoušky:

č. vzorku	F_m [N]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	T [s]
1	7683,2	196,4	226	4	28,54



Obr. 25 Tahový diagram vzorku č.1

Vzorek č.2



Obr. 26 Nátav vzorku č.2



Obr. 27 Lom vzorku č.2

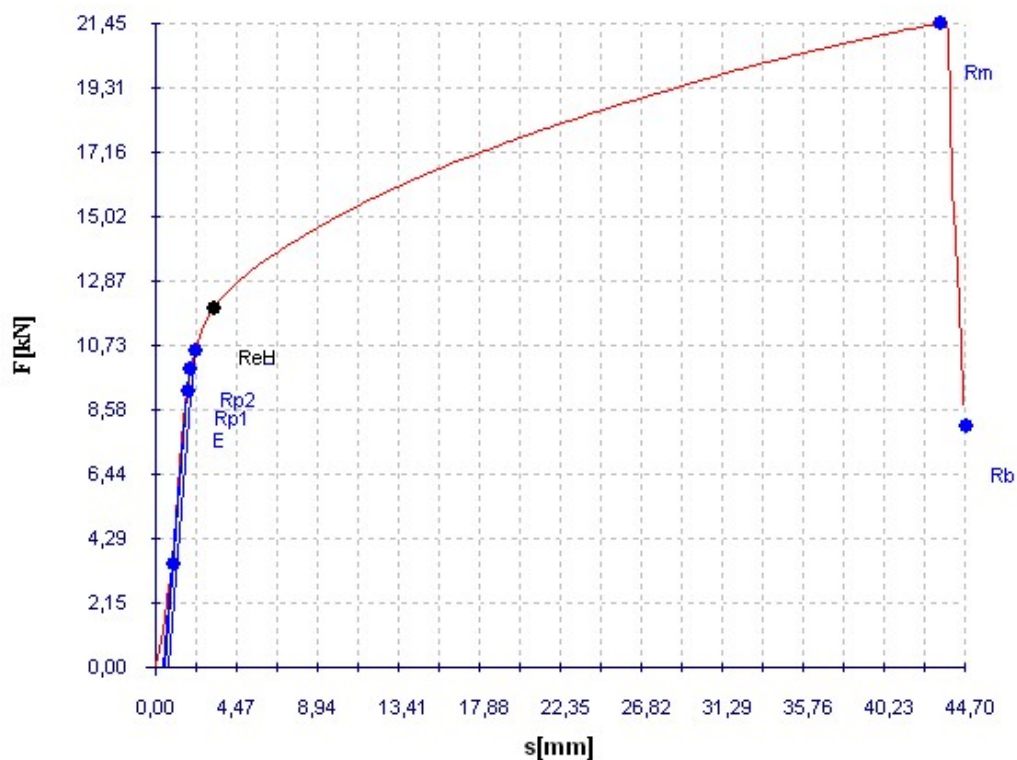
Vstupní hodnoty:

$a=2\text{ mm}$, $b=17,6\text{ mm}$, $S_0=35,2\text{mm}^2$

Svařovací rychlost $15\text{ cm}\cdot\text{min}^{-1}$

Výsledky zkoušky:

č. vzorku	F_m [N]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	T [s]
2	21450,8	266,8	544,4	40	75,9



Obr. 28 Tahový diagram vzorku č.2

Vzorek č.3



Obr. 29 Nátav vzorku č.3



Obr. 30 Lom vzorku č.3

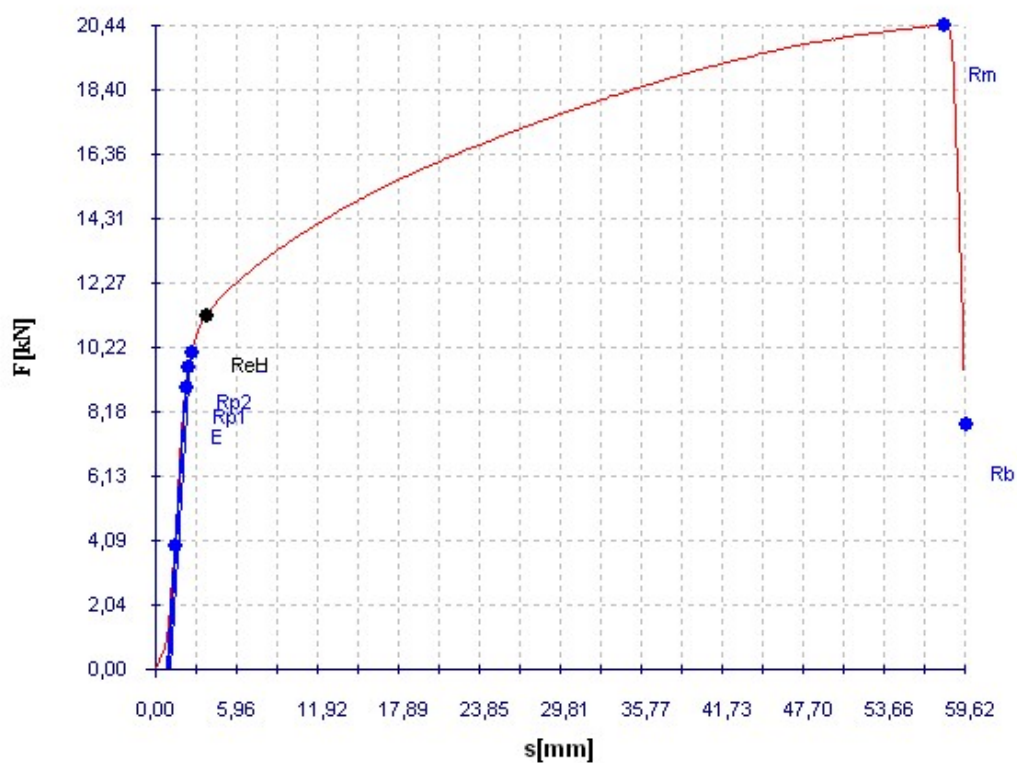
Vstupní hodnoty:

$a=2 \text{ mm}$, $b=17 \text{ mm}$, $S_0=34\text{mm}^2$

Svařovací rychlost $20 \text{ cm}\cdot\text{min}^{-1}$

Výsledky zkoušky:

č. vzorku	F_m [N]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	T [s]
3	20444,4	254,7	518,9	46	71,2



Obr. 31 Tahový diagram vzorku č.3

Vzorek č.4



Obr. 32 Nátav vzorku č.4



Obr. 33 Lom vzorku č.4

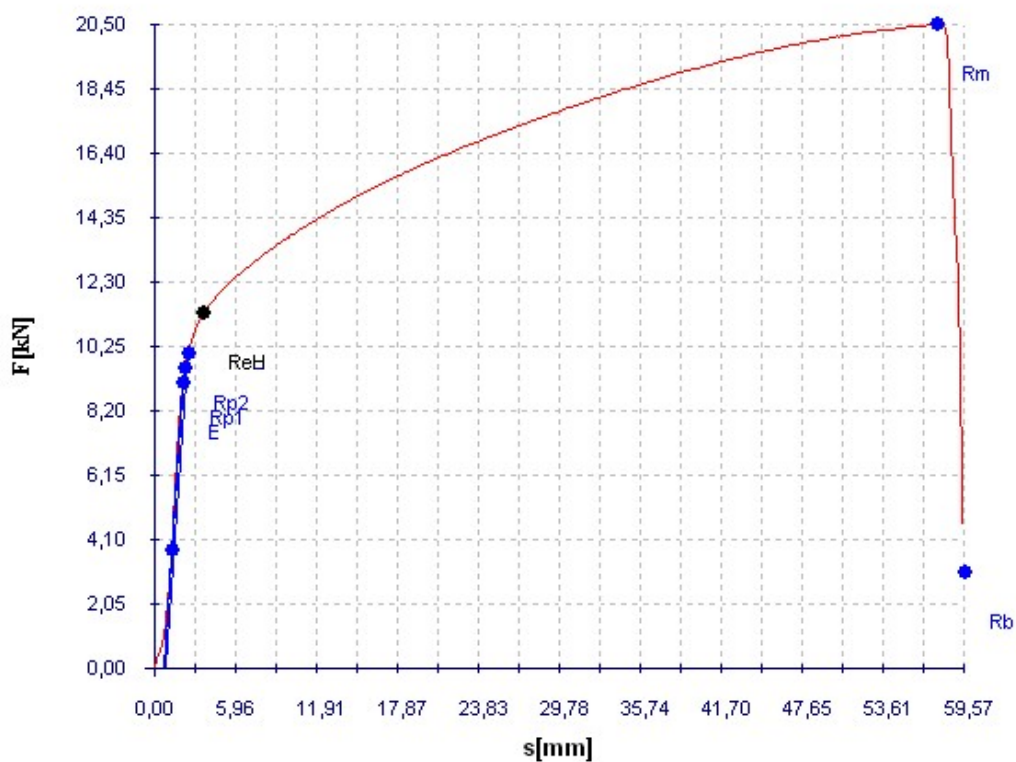
Vstupní hodnoty:

$a=2 \text{ mm}$, $b=17 \text{ mm}$, $S_0=34\text{mm}^2$

Svařovací rychlost $25 \text{ cm}\cdot\text{min}^{-1}$

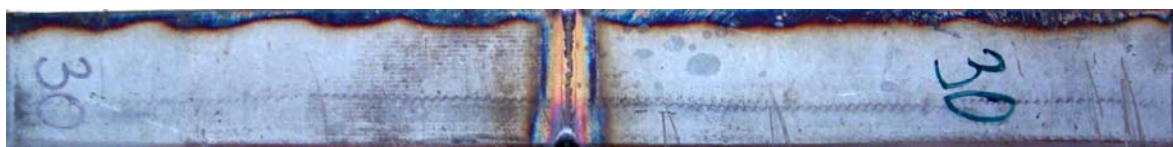
Výsledky zkoušky:

č. vzorku	F_m [N]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	T [s]
4	20500,8	254,2	520,3	44	73,8



Obr. 34 Tahový diagram vzorku č.4

Vzorek č.5



Obr. 35 Nátav vzorku č.5



Obr. 36 Lom vzorku č.5

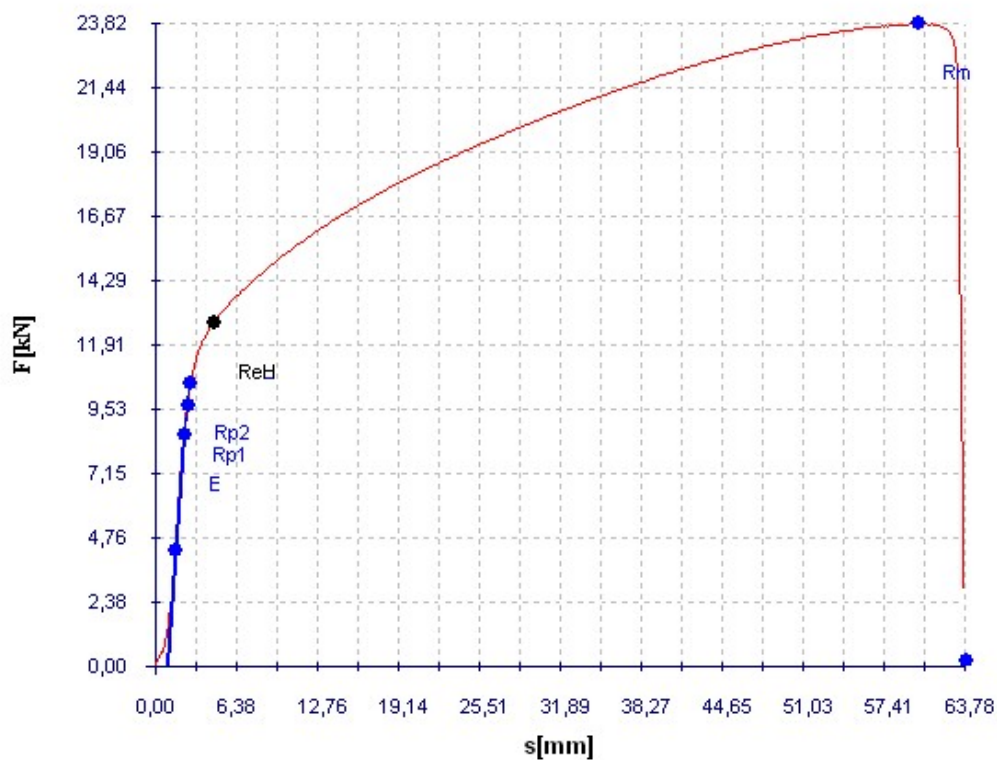
Vstupní hodnoty:

$a=2 \text{ mm}$, $b=19,7 \text{ mm}$, $S_0=39,4 \text{ mm}^2$

Svařovací rychlost $30 \text{ cm} \cdot \text{min}^{-1}$

Výsledky zkoušky:

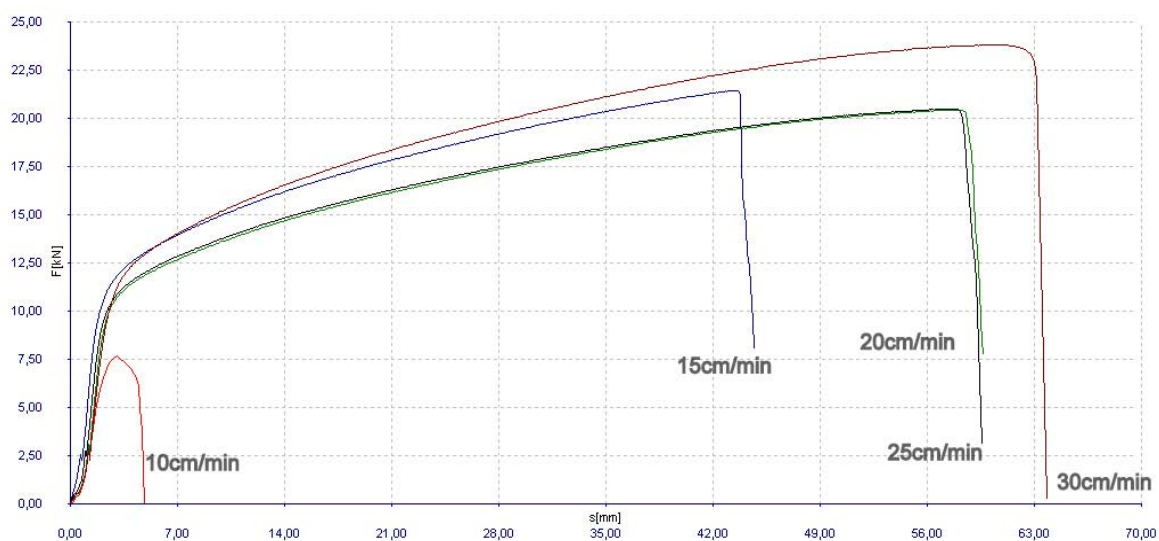
č. vzorku	F_m [N]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	T [s]
5	23820,4	266,6	604,6	56	85,9



Obr. 37 Tahový diagram vzorku č.5

Tab.6 Přehled výsledných hodnot tahové zkoušky

č. vzorku	v_s [cm/min]	F_m [N]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	T [s]
1	10	7683,2	196,4	226	4	28,54
2	15	21450,8	266,8	544,4	40	75,9
3	20	20444,4	254,7	518,9	46	71,2
4	25	20500,8	254,2	520,3	44	73,8
5	30	23820,4	266,6	604,6	56	85,9



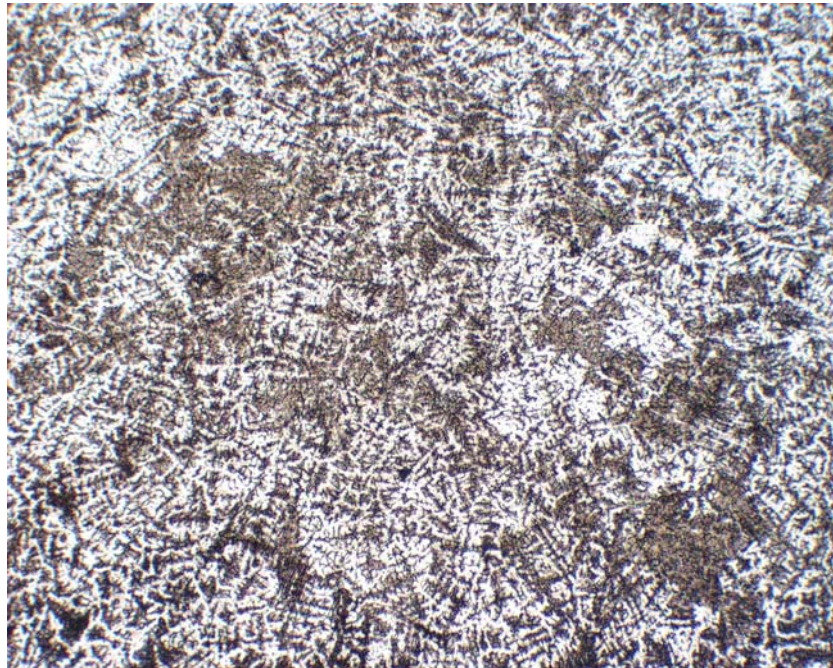
Obr. 38 Průběh tahové zkoušky zkušebních vzorků

5.5 Metalografická analýza

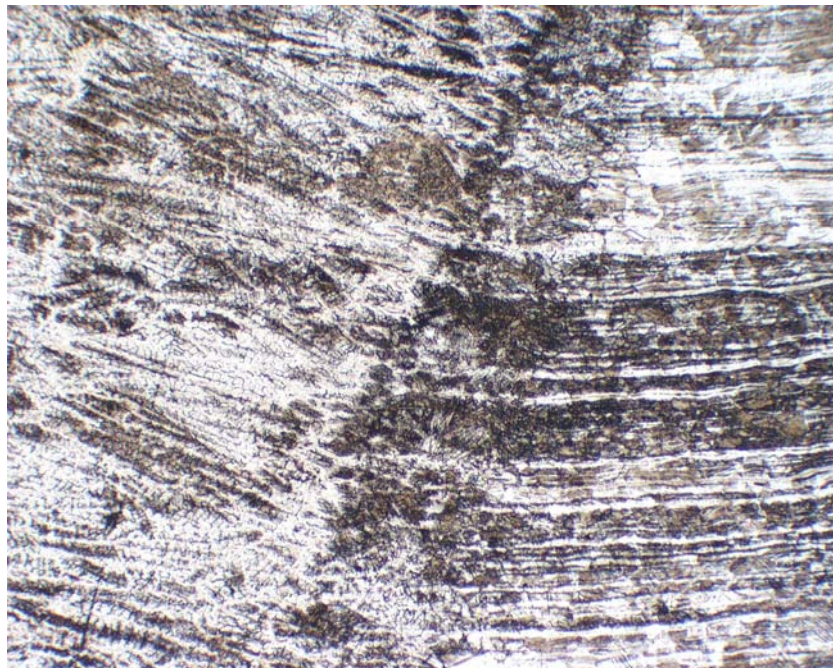
Vzorek č. 1

Svařovací rychlost $10 \text{ cm} \cdot \text{min}^{-1}$

Snímek mikrostruktury
zvětšení snímku: 100x

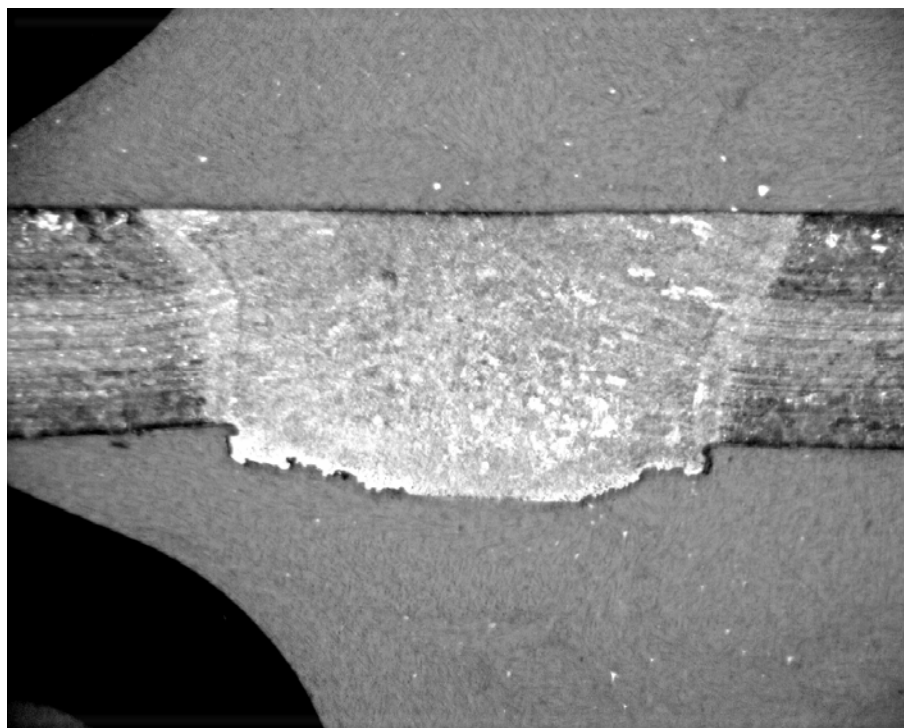


Obr. 39 Struktura nátavu



Obr. 40 Přechodová oblast

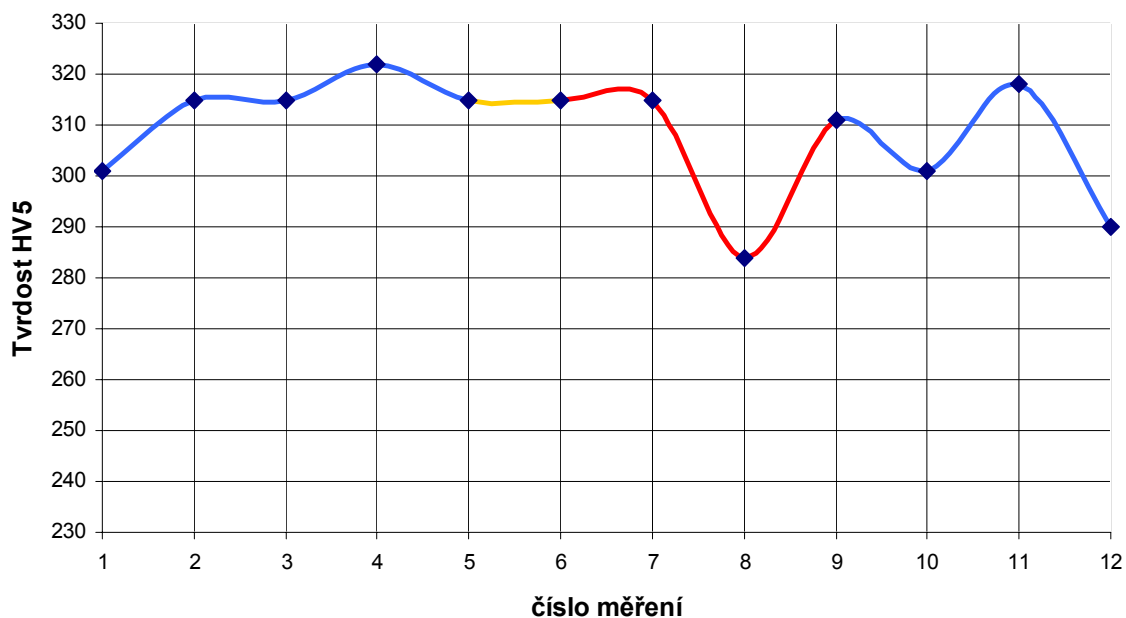
Snímek makrostruktury
zvětšení snímku: 15x



Obr. 41 Snímek nátavu

Specifické vnesené teplo při svařování $Q_S=0,32\text{kJmm}^{-1}$, Průřez nátavu $S=9,6\text{mm}^2$

Hodnocení tvrdosti



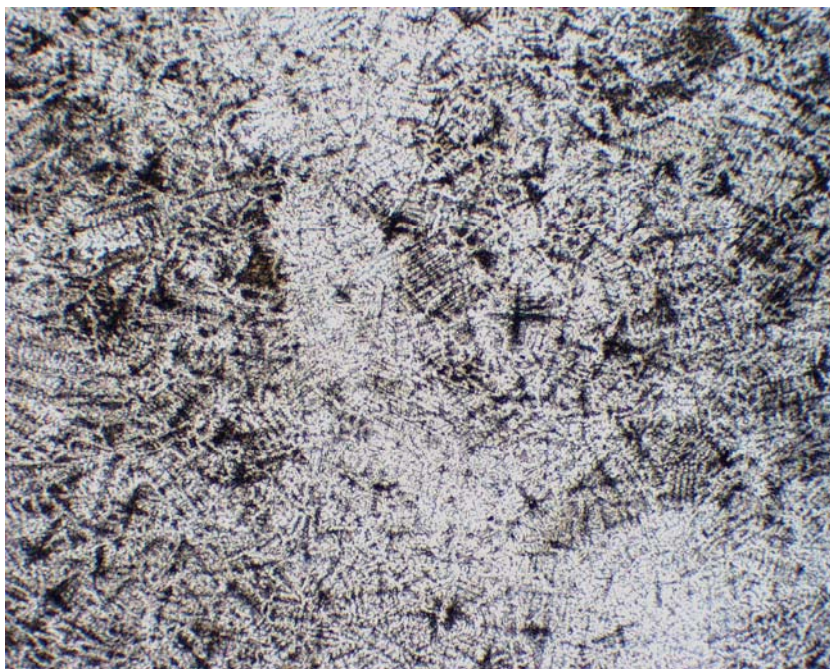
Obr. 42 Graf naměřených velikostí tvrdosti jednotlivých oblastí vzorku

■ Nátav ■ Zákl. materiál ■ Přechodová oblast

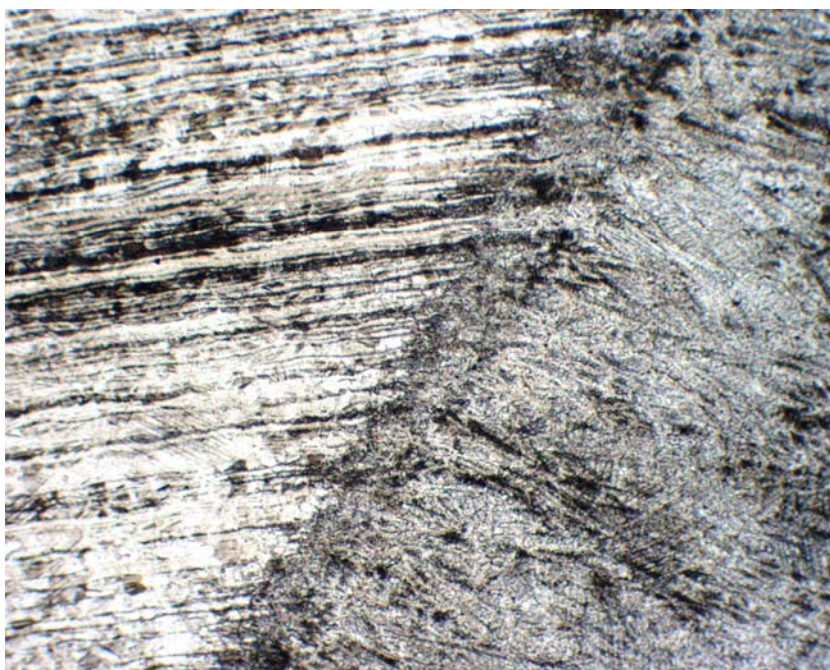
Vzorek č. 2

Svařovací rychlost $15 \text{ cm} \cdot \text{min}^{-1}$

Snímek mikrostruktury
zvětšení snímků: 100x

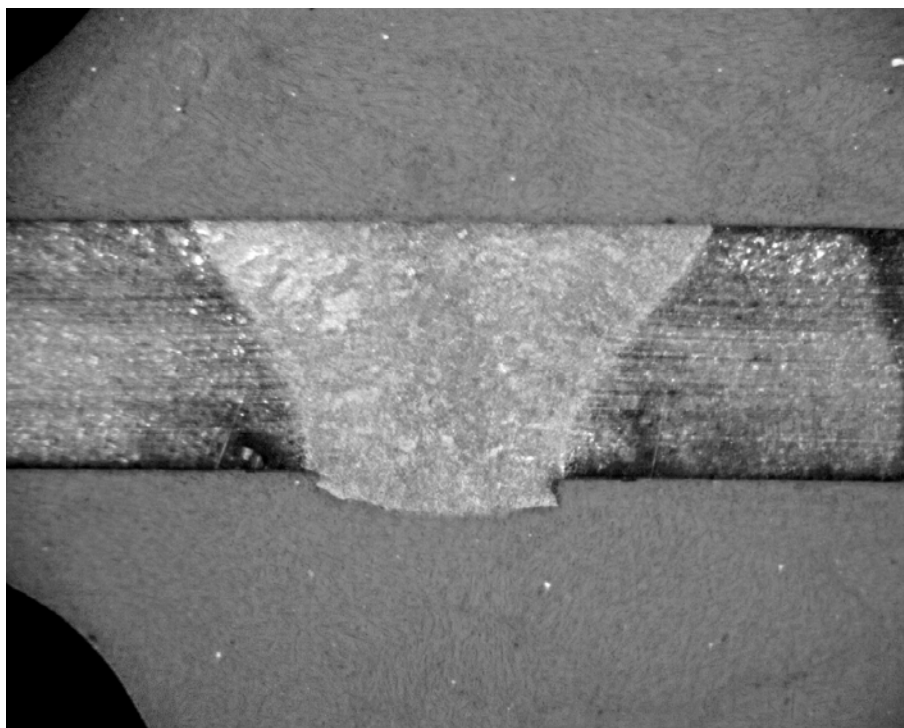


Obr. 43 Struktura nátavu



Obr. 44 Přechodová oblast

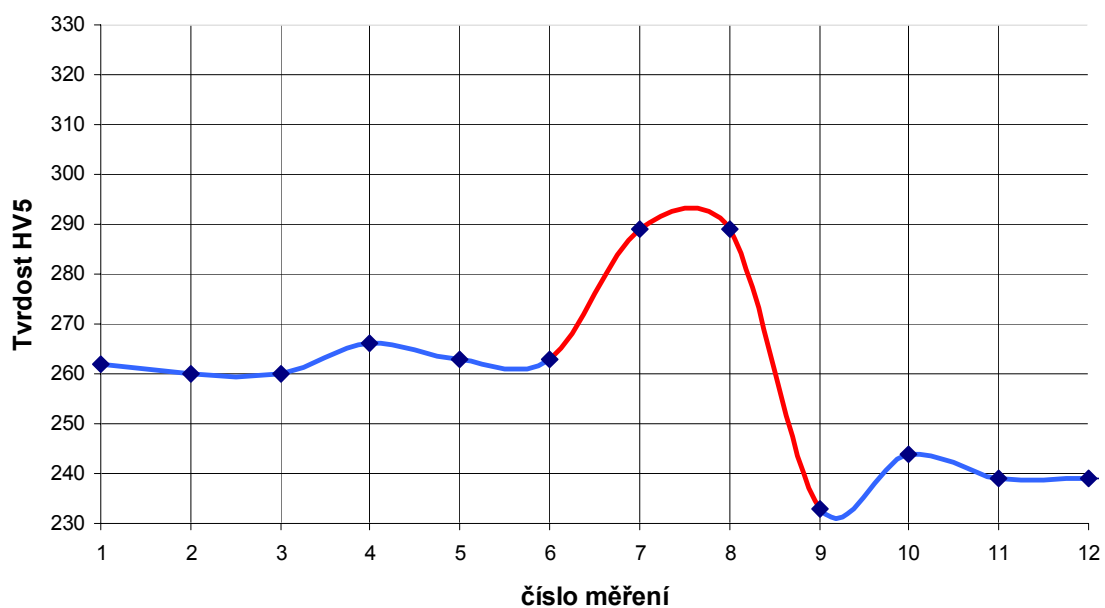
Snímek makrostruktury
zvětšení snímku: 15x



Obr. 45 Snímek nátavu

Specifické vnesené teplo při svařování $Q_s=0,21\text{kJmm}^{-1}$, Průřez nátavu $S=6,9\text{mm}^2$

Hodnocení tvrdosti



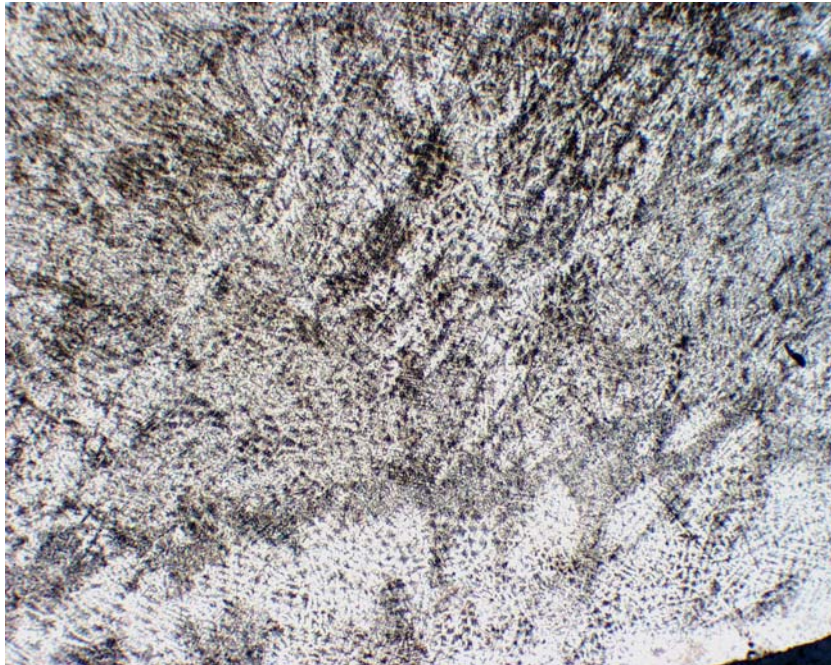
Obr. 46 Graf naměřených velikostí tvrdosti jednotlivých oblastí vzorku

■ Nátav ■ Zákl. materiál

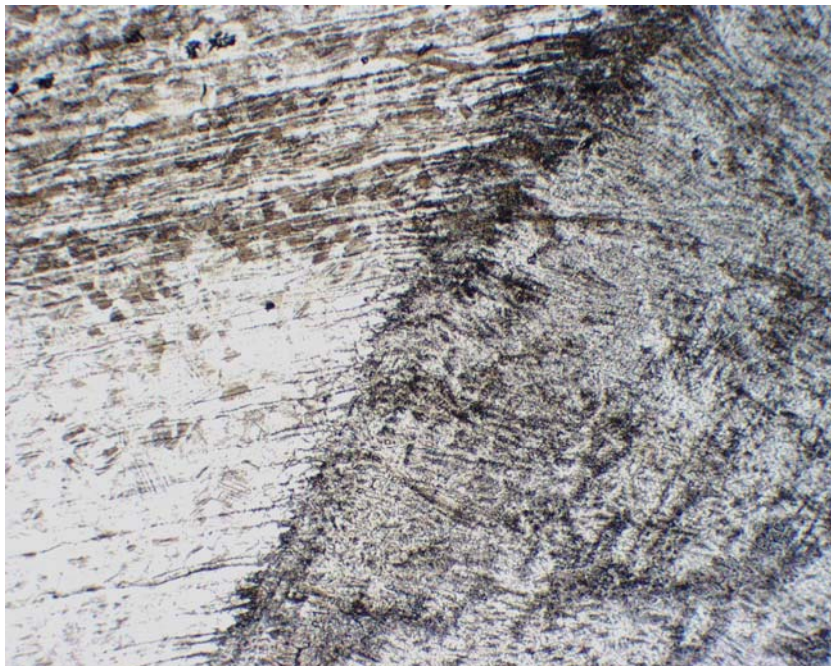
Vzorek č. 3

Svařovací rychlost 20 cm.min⁻¹

Snímek mikrostruktury
zvětšení snímku: 100x

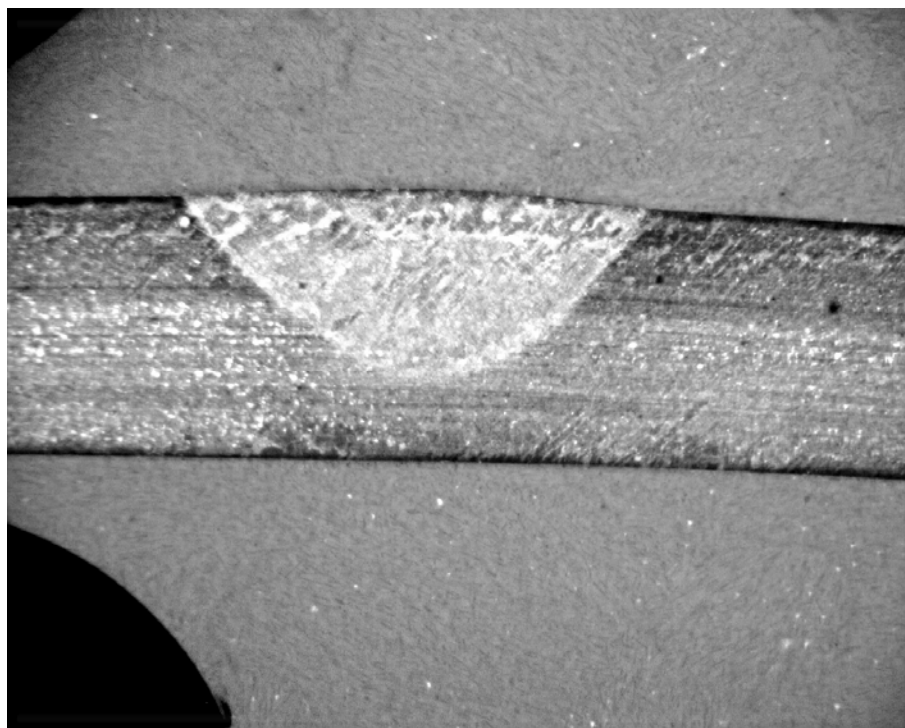


Obr. 47 Struktura nátavu



Obr. 48 Přechodová oblast

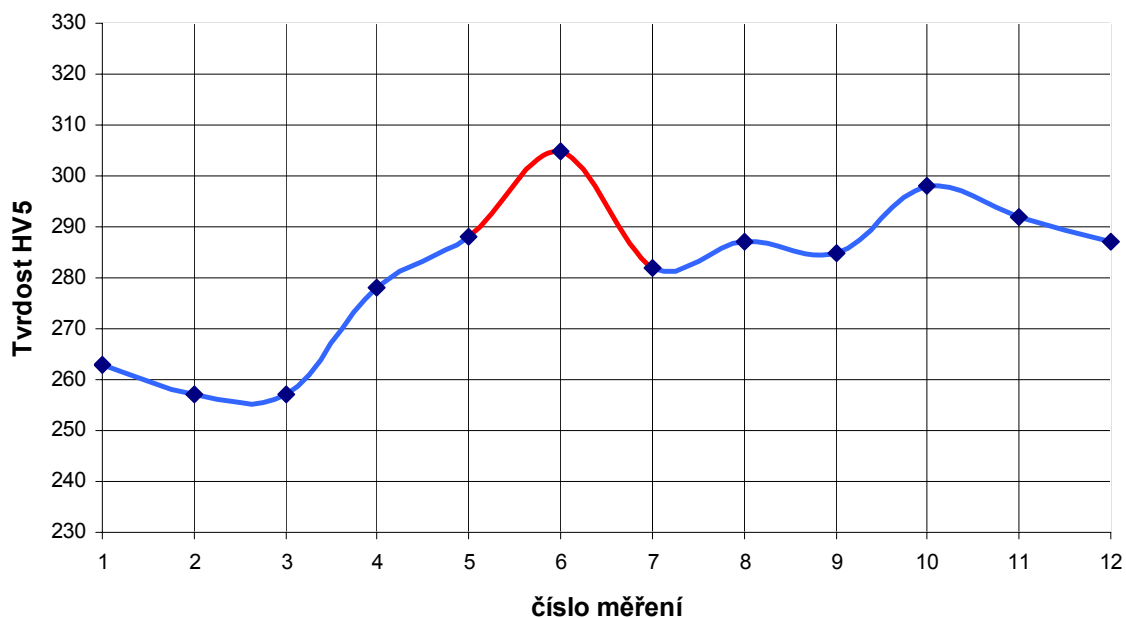
Snímek makrostruktury
zvětšení snímku: 15x



Obr. 49 Snímek nátavu

Specifické vnesené teplo při svařování $Q_s=0,16\text{kJmm}^{-1}$, Průřez nátavu $S=4\text{mm}^2$

Hodnocení tvrdosti



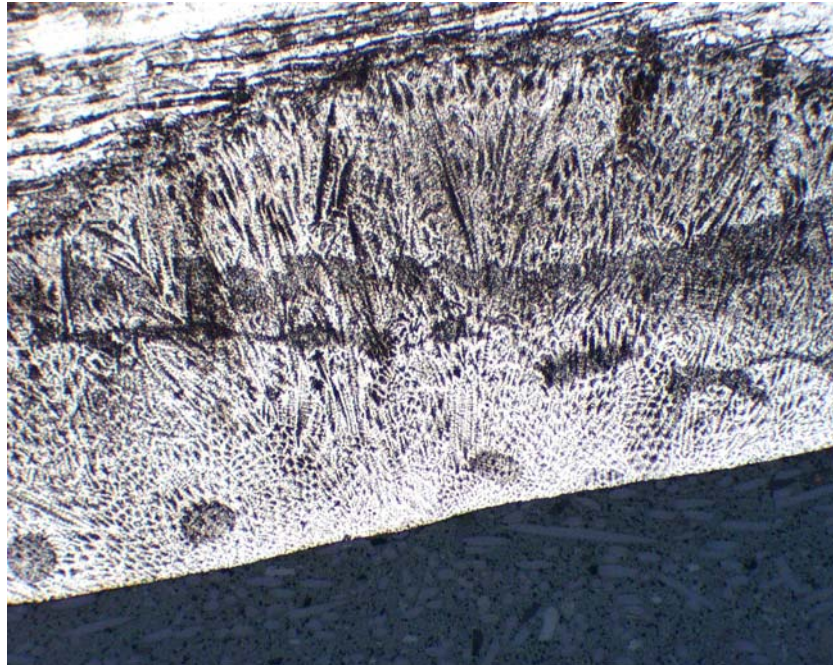
Obr. 50 Graf naměřených velikostí tvrdosti jednotlivých oblastí vzorku

■ Nátav ■ Zákl. materiál

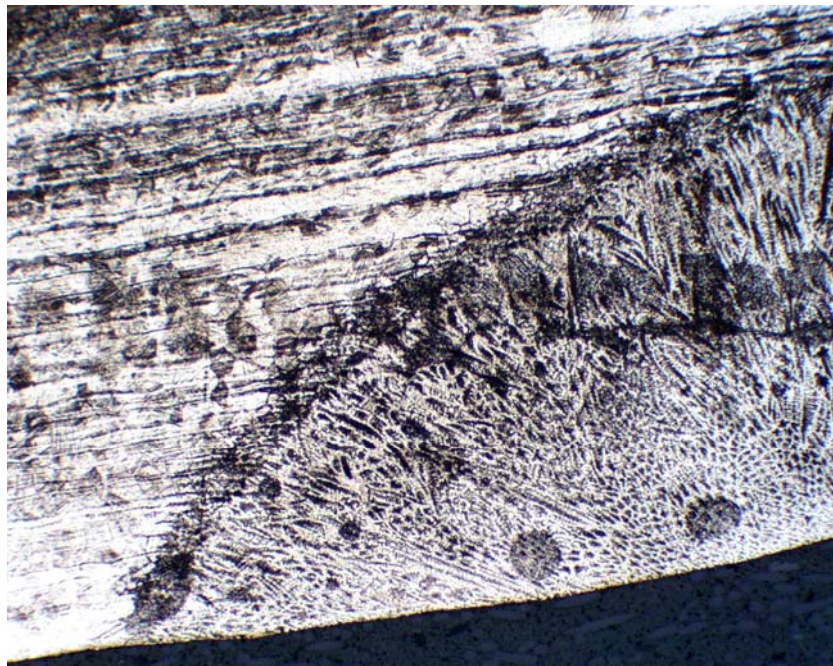
Vzorek č. 4

Svařovací rychlost $25 \text{ cm} \cdot \text{min}^{-1}$

Snímek mikrostruktury
zvětšení snímků: 100x

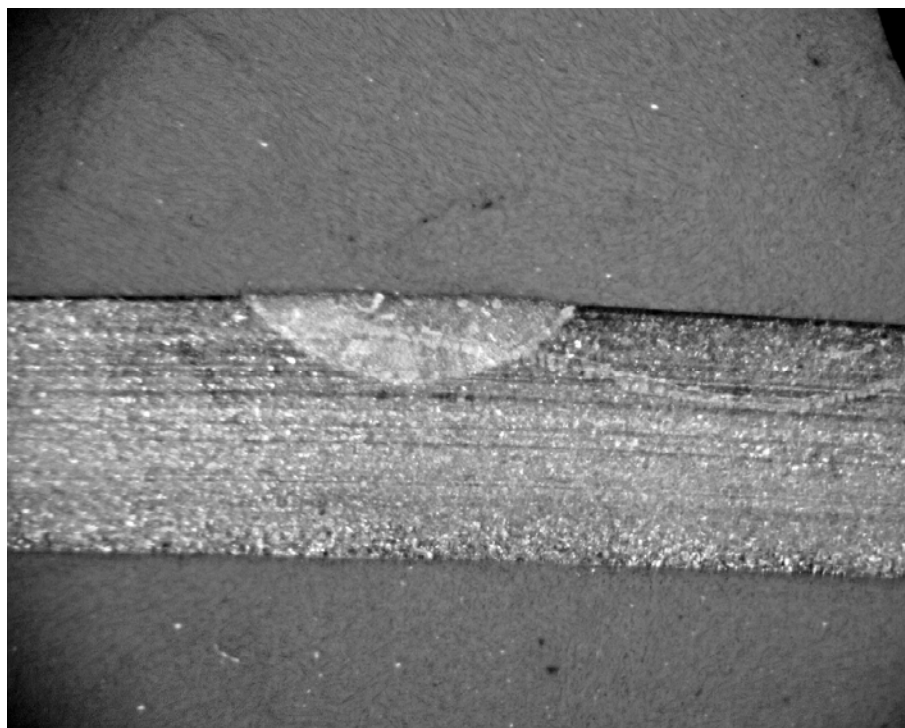


Obr. 51 Struktura nátavu



Obr. 52 Přechodová oblast

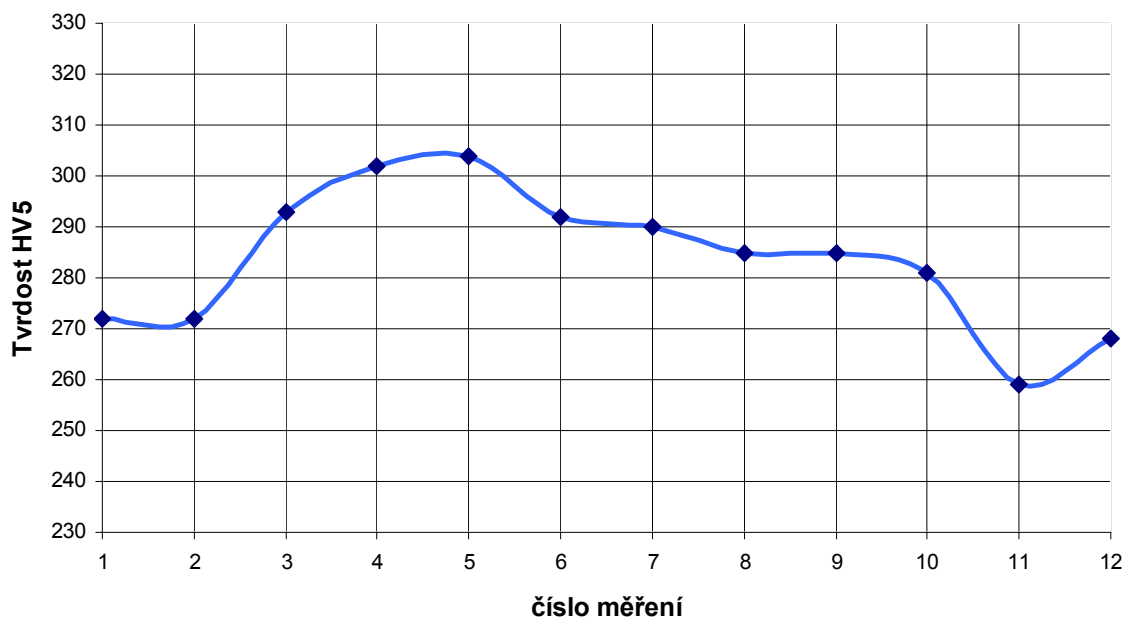
Snímek makrostruktury
zvětšení snímku: 15x




Obr. 53 Snímek nátavu

Specifické vnesené teplo při svařování $Q_S=0,13\text{kJmm}^{-1}$, Průřez nátavu $S=1,6\text{mm}^2$

Hodnocení tvrdosti



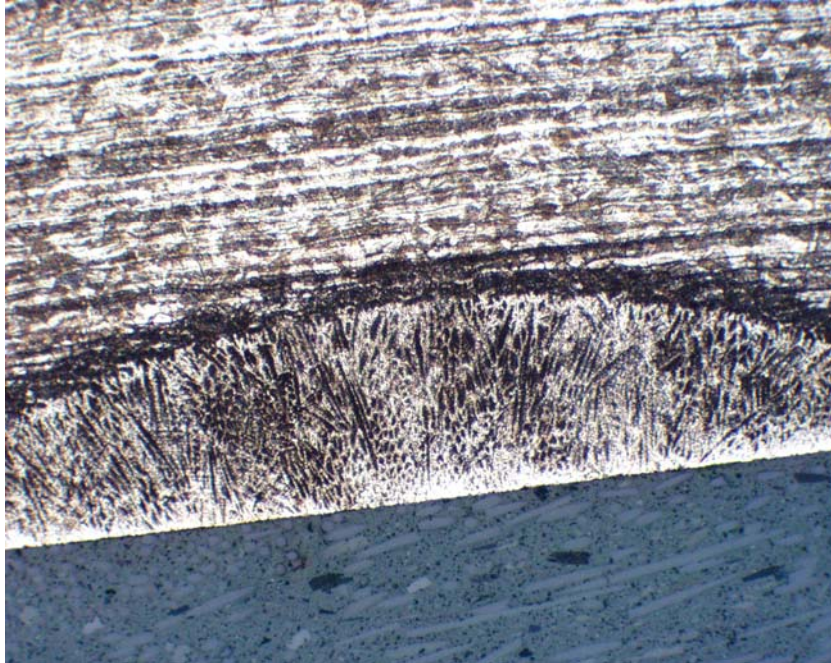
Obr. 54 Graf naměřených velikostí tvrdosti jednotlivých oblastí vzorku

 Zákl. materiál

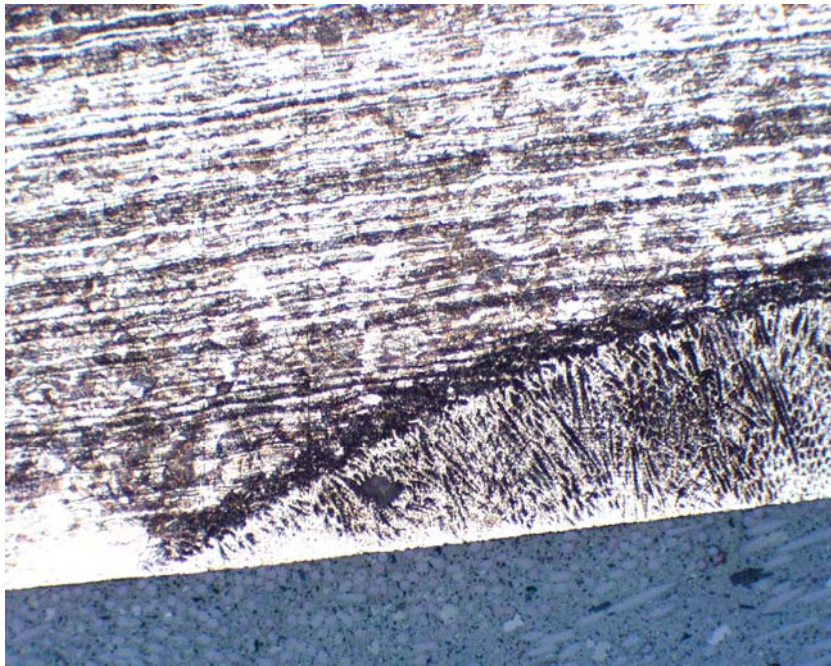
Vzorek č. 5

Svařovací rychlost 30 cm.min⁻¹

Snímek mikrostruktury
zvětšení snímků: 100x

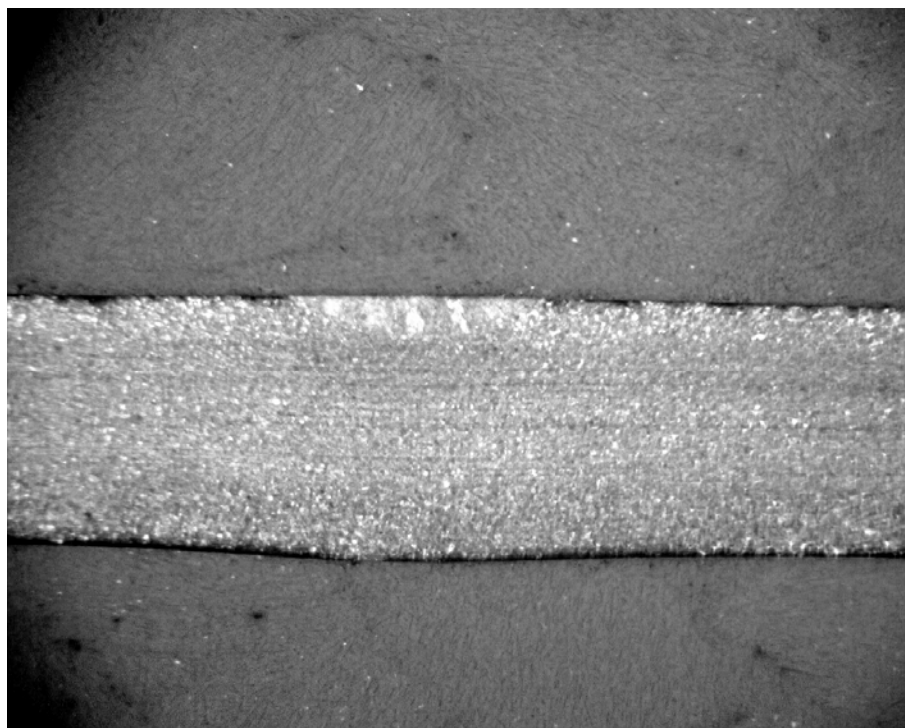


Obr. 55 Struktura nátavu



Obr. 56 Přechodová oblast

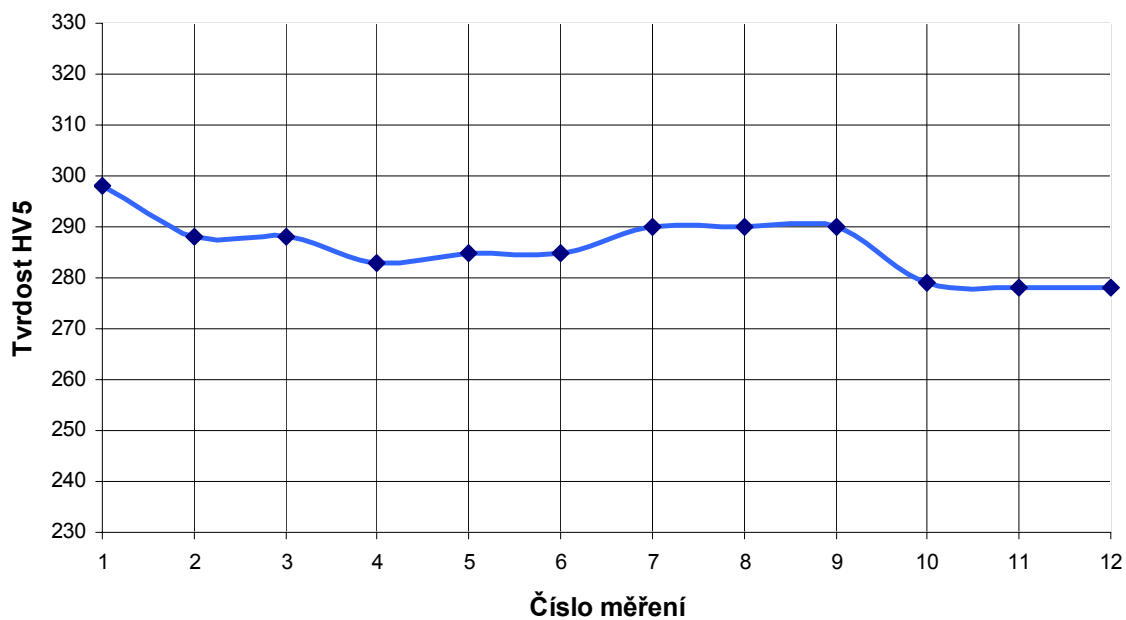
Snímek makrostruktury
zvětšení snímku: 15x




Obr. 57 Snímek nátavu

Specifické vnesené teplo při svařování $Q_S=0,11\text{kJmm}^{-1}$, Průřez nátavu $S=0,6\text{mm}^2$

Hodnocení tvrdosti



Obr. 58 Graf naměřených velikostí tvrdosti jednotlivých oblastí vzorku

 Zákl. materiál

6. Závěr

Cílem diplomové práce byl výzkum vlivu vneseného tepla na vlastnosti a strukturu duplexní oceli o jakosti 1.4462 tloušťky 2 mm. Na zkušebním materiálu byly metodou TIG provedeny nátahy při rychlosti svařování 10, 15, 20, 25, 30 $\text{cm}\cdot\text{min}^{-1}$. Vzorky byly podrobeny zkoušce tahem, metalografické analýze a zkoušce tvrdosti. Výsledky zkoušek prokázaly, že nejlepší parametrů bylo dosaženo při rychlosti svařování $v_S=15 \text{ cm}\cdot\text{min}^{-1}$ a velikostí vneseného tepla $Q_S=0,21 \text{ kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$. Při rychlosti svařování 10 $\text{cm}\cdot\text{min}^{-1}$ již vznikaly horké trhliny zatímco při rychlosti 20, 25 a 30 $\text{cm}\cdot\text{min}^{-1}$ nedošlo k úplnému průvaru materiálu. Optimálních parametrů by bylo dosaženo při rychlosti svařování $v_S=16$ až $19 \text{ cm}\cdot\text{min}^{-1}$ tzn. velikostí vneseného tepla $Q_S=0,17$ až $0,20 \text{ kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$. Při použití materiálu rozdílné tloušťky než bylo uvedeno je třeba vhodně upravit parametry svařování.

Seznam použitých označení

a	[mm]	tloušťka zkušební vzorku
A	[%]	tažnost
b	[mm]	šířka zkušební vzorku
F	[N]	síla
F _m	[N]	maximální síla
I	[A]	svařovací proud
Q _s	[kJ.mm ⁻¹]	specifické vnesené teplo
R	[mm]	vzdálenost elektrody od základního materiálu
R _m	[MPa]	mez pevnosti v tahu
R _e	[MPa]	mez kluzu
R _{p0,2}	[MPa]	smluvní mez kluzu
S	[mm ²]	průřez nátavu
S ₀	[mm ²]	průřez zkušební vzorku
s	[mm]	prodloužení
T	[s]	doba zatěžování
U	[V]	svařovací napětí
v _s	[cm.s ⁻¹]	svařovací rychlost
μ	[-]	koeficient účinnosti
111		ruční obloukové svařování obalenou elektrodou
121		svařování automaticky pod tavidlem
131		obloukové svařování tavící se elektrodou v inertním plynu MIG
135		obloukové svařování tavící se elektrodou v aktivním plynu MAG
72		elektrostruskové svařování
51		svařování elektronovým paprskem
15		svařování plazmou

Seznam použitých podkladů

1. KOUKAL, J.; SCHWARZ, D.; HAJDÍK, J. *Materiály a jejich svařitelnost*. Vyd. 1. Ostrava : Technická univerzita, Vysoká škola báňská, 2009. 240 s. ISBN 978-80-248-2025-5.
2. PODRÁBSKÝ, T.; FREMUNT, P. *Konstrukční oceli*. Brno : Akademické nakladatelství CERM, 1996. 267 s. ISBN 80-85867-95-8
3. ONDREJČEK, P. *Zváranie ocelí v ochrane plynov taviacou elektródou*. Bratislava : ETERNA PRESS s.r.o., 2003. 202 s. ISBN 80-968359-5-5
4. SVARBAZAR [online]. 2009-07-01 [cit. 2010-05-03]. TIG svařování. Dostupné z WWW:
<<http://www.svarbazar.cz/phprs/view.php?cislocclanku=2008011702>>
5. KOLEKTIV AUTORŮ. *Materiály a jejich svařitelnost*. Vyd. 1. Ostrava : Zeross, 2001. 296 s. ISBN 80-85771-85-3
6. MATWEB [online]. 2010 [cit. 2010-05-12]. Allegheny Ludlum AL 2205™ Duplex Stainless Steel, Plate > 0.1875" Duplex Stainless Steel, UNS S31803. Dostupné z WWW:
<<http://www.matweb.com/search/DataSheet.aspx?MatGUID=59b6c05b82cb41cfb102bd8dc6cb3a52&ckck=1>>.

Seznam příloh

PŘÍLOHA 1 - Materiálový list oceli DIN 1.4462

Allegheny Ludlum AL 2205™ Duplex Stainless Steel, Plate > 0.1875" Duplex Stainless Steel, UNS S31803

Categories: [Metal](#); [Ferrous Metal](#); [Stainless Steel](#)

Material Notes: Ferromagnetic. The AL 2205 alloy is a nitrogen-enhanced duplex stainless steel alloy. The nitrogen serves to significantly improved the corrosion resistance of the alloy; especially in the welded condition. Earlier duplex alloys have had moderate resistance to general corrosion and chloride stress corrosion cracking, but suffered a substantial loss of properties when used in the as-welded condition. To impart the metallurgical benefits of nitrogen to both improved corrosion performance and as-welded properties, the AL 2205 alloy is produced to a .15% minimum nitrogen content compared to the ASTM range of .08-.20%. The minimum Cr, Mo, and Ni contents of AL 2205 alloy are all above the mid range of the ASTM composition specification.

When heat-treated properly, the nominal 22% chromium, 5.5% nickel, 3% molybdenum, and 0.16% nitrogen in the AL 2205 alloy produces a microstructure that consists of nearly equal mixture of austenite and ferrite phases. The microstructure and composition of the AL 2205 alloy provides corrosion resistance to many environments that is superior to Types 316, and a yield strength that is more than double that of conventional austenitic stainless steels. The microstructure and phase balance of AL 2205 alloy have been designed to facilitate the production of pipe and tube products. All AL 2205 alloy is metallographically examined to ensure that the as-shipped product is essentially free from the presence of detrimental precipitate phases such as sigma. The AL 2205 is the most widely used of the duplex stainless steels and is often used in the form of welded pipe or tubular components. The alloy has also been applied as a formed and welded sheet product in environments where resistance to general corrosion and chloride stress corrosion cracking is important.

Information provided by Allegheny Ludlum

Key Words: DIN 1.4462; ASTM A-240; ASME SA-240

Vendors: [Click here to view all available suppliers for this material.](#)

Please [click here](#) if you are a supplier and would like information on how to add your listing to this material.

Physical Properties	Metric	English	Comments
Density	7.88 g/cc	0.285 lb/in ³	
Mechanical Properties	Metric	English	Comments
Hardness, Brinell	235	235	Typical; Annealed Plate
Tensile Strength, Ultimate	760 MPa	110000 psi	Typical; Annealed Plate
Tensile Strength, Yield	515 MPa	74700 psi	0.2% Offset; Typical; Annealed Plate
Elongation at Break	35.0 %	35.0 %	Typical in 2" (51 mm); Annealed Plate
Modulus of Elasticity	190 GPa	27600 ksi	
Thermal Properties	Metric	English	Comments
CTE, linear	13.7 µm/m-°C @Temperature 20.0 - 100 °C	7.61 µin/in-°F @Temperature 68.0 - 212 °F	
Specific Heat Capacity	0.420 J/g-°C	0.100 BTU/lb-°F	
Thermal Conductivity	19.0 W/m-K	132 BTU-in/hr-ft ² -°F	
Component Elements Properties	Metric	English	Comments
Carbon, C	0.020 %	0.020 %	
Chromium, Cr	22.4 %	22.4 %	
Iron, Fe	67.0 %	67.0 %	as balance
Manganese, Mn	0.70 %	0.70 %	
Molybdenum, Mo	3.30 %	3.30 %	
Nickel, Ni	5.80 %	5.80 %	
Nitrogen, N	0.16 %	0.16 %	
Phosphorous, P	0.025 %	0.025 %	
Silicon, Si	0.40 %	0.40 %	
Sulfur, S	0.0010 %	0.0010 %	

Some of the values displayed above may have been converted from their original units and/or rounded in order to display the information in a consistent format. Users requiring more precise data for scientific or engineering calculations can click on the property value to see the original value as well as raw conversions to equivalent units. We advise that you only use the original value or one of its raw conversions in your calculations to minimize rounding error. We also ask that you refer to MatWeb's disclaimer and terms of use regarding this information. [Click here](#) to view all the property values for this datasheet as they were originally entered into MatWeb.