

Univerzita Pardubice

Dopravní fakulta Jana Pernera

Studium dynamické odolnosti svarů při
kryogenních teplotách

Jan Latta

Bakalářská práce

2014

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(PROJEKTU, UMĚLECKÉHO DÍLA, UMĚLECKÉHO VÝKONU)

Jméno a příjmení: **Jan Latta**
Osobní číslo: **D10888**
Studijní program: **B3709 Dopravní technologie a spoje**
Studijní obor: **Dopravní prostředky: Silniční vozidla**
Název tématu: **Studium dynamické odolnosti svarů při kryogenních teplotách**
Zadávající katedra: **Katedra dopravních prostředků a diagnostiky**

Z á s a d y p r o v y p r a c o v á n í :

1. Svařitelnost materiálů, vliv svařování na výchozí parametry pevnosti a plasticity.
2. Tepelné zpracování po svařování
3. Svařitelné materiály se zvýšenou pevností
4. Experimentální svařování, vlastní analýzy vlivu svarového cyklu na aplikovaný jemnozrnný materiál
5. Vyhodnocení vlivu tepelného zpracování na dynamickou odolnost svarů při nízkých teplotách
6. Metalografické analýzy svarového kovu, studium vlivu aplikovaného tepelného zpracování po svařování.
7. Vyhodnocení výsledků, posouzení vlivu tepelného zpracování na dynamickou odolnost svarového kovu při nízkých teplotách.

Rozsah grafických prací: podle pokynů vedoucího práce

Rozsah pracovní zprávy: 30 - 40 stran textu a přílohy

Forma zpracování bakalářské práce: tištěná

Seznam odborné literatury:

- (1) Ptáček, L. a kol.: Nauka o materiálu I.-II. CERM, s.r.o. Brno 1999, ISBN 80-7204-193-2 (2) Podrábský, T.-Fremunt, P.: Konstrukční oceli, CERM Brno, 1996, ISBN 80-85867-95-8 (3) Koukal, J. Zmydlený, T.: Svařování I., CERM Ostrava, 2005, ISBN 80-248-0870-6 (4) Kučera, J.: Teorie Svařování č.1, CERM Ostrava, 1994 (5) Kučera, J.: Teorie Svařování č.2, CERM Ostrava, 1994 (6) Podrábský, T.- Fremunt, P.: Konstrukční oceli, CERM Brno, 1996, ISBN 80-85867-95-8

Vedoucí bakalářské práce: doc. Ing. Eva Schmidová, Ph.D.
Katedra mechaniky, materiálů a částí strojů

Datum zadání bakalářské práce: 21. února 2014

Termín odevzdání bakalářské práce: 31. května 2014



prof. Ing. Bohumil Culek, CSc.
děkan

L.S.



doc. Ing. Miroslav Tesař, CSc.
vedoucí katedry

V Pardubicích dne 21. února 2014

Prohlašuji:

Tuto práci jsem vypracoval samostatně. Veškeré literární prameny a informace, které jsem v práci využil, jsou uvedeny v seznamu použité literatury.

Byl jsem seznámen s tím, že se na moji práci vztahují práva a povinnosti vyplývající ze zákona č. 121/2000 Sb., autorský zákon, zejména se skutečností, že Univerzita Pardubice má právo na uzavření licenční smlouvy o užití této práce jako školního díla podle § 60 odst. 1 autorského zákona, a s tím, že pokud dojde k užití této práce mnou nebo bude poskytnuta licence o užití jinému subjektu, je Univerzita Pardubice oprávněna ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které na vytvoření díla vynaložila, a to podle okolností až do jejich skutečné výše.

Souhlasím s prezenčním zpřístupněním své práce v Univerzitní knihovně.

V Pardubicích dne 27. 5. 2014

Jan Latta

PODĚKOVÁNÍ

Tímto bych chtěl poděkovat vedoucí bakalářské práce prof. Ing. Eva Schmidová, Ph.D. za pomoc, cenné rady a zapůjčení důležitých podkladů k vytvoření této práce. V neposlední řadě bych rád poděkoval své rodině za podporu při mém studiu.

ANOTACE

Bakalářská práce je zaměřena na zjišťování důvodu poklesu rázové houževnatosti u svarových kovů v závislosti na tepelném zpracování, při záporných teplotách. Experiment je založen na dynamické zkoušce. Vyhodnocení celého experimentu vychází ze strukturní analýzy metodou světelné a elektronové metalografie a fraktografická analýzy lomových ploch.

KLÍČOVÁ SLOVA

Svarové spoje, tepelné zpracování, houževnatost, dynamické zkoušky, metalografie, fraktografie.

TITLE

The study of dynamic resistance of welds at cryogenic temperatures

ANNOTATION

The thesis is focused on the detection due to a decrease in impact toughness of the weld metal, depending on the heat treatment at negative temperatures. The experiment is based on the dynamic test. Evaluation of the experiment is based on the structural analysis using light and electron metallography and fractographic analysis of fracture surfaces.

KEYWORDS

Welded joints, heat treatment, toughness, dynamic testing, metallography, fractography

OBSAH

SEZNAM OBRÁZKŮ	8
SEZNAM TABULEK.....	9
SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK	10
ÚVOD.....	11
1 SVAŘITELNOST MATERIÁLŮ.....	12
1.1 Vliv chemického složení ocelí na jejich svařitelnost.....	13
1.2 Ovlivnění materiálu svařovacími procesy	16
1.3 Děje při ohřevu a ochlazování materiálu v průběhu svařování	16
1.4 Tepelně ovlivněná oblast svarového spoje (TOO).....	16
1.4.1 Pásmo normalizace.....	18
1.4.2 Pásmo částečné překrytí.....	19
1.4.3 Pásmo ohřáté na teploty nižší než A1	20
1.5 Teplotní cyklus svařování.....	20
1.5.1 Větev ochlazovací	21
2 Tepelné zpracování po svařování.....	22
2.1 Základy tepelného zpracování	22
2.2 Základní režimy tepelného zpracování.....	23
2.3 Tepelné zpracování svarových spojů s překrytím	24
2.4 Tepelné zpracování svarových spojů bez překrytí.....	25
2.4.1 Žihání ke snížení zbytkových napětí svařenců	25
2.4.2 Popuštění svarových spojů	26
2.4.3 Žihání na snížení obsahu difuzního vodíku.....	27
2.4.4 Mezioperační tepelné zpracování.....	27
3 SVAŘITELNÉ OCELI SE ZVÝŠENOU MEZÍ KLUZU.....	28
3.1 Způsoby zvýšení meze kluzu u svařitelných ocelí.....	28
3.2 Kritéria a hodnocení svařitelnosti	30

3.2.1	Metalurgická svařitelnost	30
3.2.2	Chemické změny.....	30
3.2.3	Uhlíkový ekvivalent	30
4	Experimentální hodnocení vlivu tepelného zpracování.....	33
4.1	Popis experimentu.....	33
4.2	Použité elektrody.....	34
4.3	Provedené tepelné zpracování	34
4.4	Příprava materiálu a použité metody hodnocení.....	35
4.5	Hodnocení tvrdosti	37
4.5.1	Vlastní měření HV 0,5.....	38
4.6	Výsledky strukturních analýz	41
4.7	Výsledky fraktografických analýz	48
	ZÁVĚR.....	50
	SEZNAM POUŽITÝCH INFORMAČNÍCH ZDROJŮ	52
	SEZNAM PŘÍLOH	53

SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr. 1 Tepelně ovlivněná oblast	32
Obr. 2 Mikrostruktura zrn.....	33
Obr. 3 Profil experimentálních svarů	37
Obr. 4 Vzorek č. 1; přídavný materiál OK 48.00, po popouštění.....	40
Obr. 5 Vzorek č. 3; přídavný materiál OK 48.00, po normalizaci.....	41
Obr. 6 Vzorek č. 2; přídavný materiál PZ 6111, po popouštění	41
Obr. 7 Vzorek č. 4; přídavný materiál PZ 6111, po normalizaci.....	41
Obr. 8 Vzorek č. 2a1; svarový kov (zv.250x).....	43
Obr. 9 Vzorek č. 2a1; svarový kov vs TOO (zv.100x)	44
Obr. 10 Vzorek č. 2a1; TOO (zv.100x).....	44
Obr. 11 Vzorek č. 2a1; detail zvětšeného TOO	45
Obr. 12 Vzorek č. 3a1; svarový kov (zv.250x).....	45
Obr. 13 Vzorek č. 3a1; svarový kov vs TOO (zv.100x).....	46
Obr. 14 Vzorek č. 3a1; TOO (zv.100x).....	46
Obr. 15 Vzorek č. 4a1; svarový kov (zv.250x).....	47
Obr. 16 Vzorek č. 4a1; Too vs Svarový kov TOO (zv.100x).....	47
Obr. 17 Vzorek č. 4a1; TOO (zv.100 x).....	48
Obr. 18 Vzorek č. 1a1; svarový kov (zv.250 x).....	49
Obr. 19 Vzorek č. 1a1; detail zvětšeného svarový kov	49
Obr. 21 Vzorek č. 3; výlučně tvárný mód lomu při rázovém zatížení při +20°C.....	50
Obr. 20 Vzorek č. 3; štěpný lom při rázovém zatížení při -40°C	50

SEZNAM TABULEK

Tab. 1 Chemické složení svarového kovu	34
Tab. 2 Mechanické parametry svarového kovu	34
Tab. 3 Tvrdost povrchu napříč svárem HBW 30 podle EN ISO 6506-1(teplota 20°C) a Zkouška tahem napříč svárem podle EN ISO 4236 (teplota 20°C)	38
Tab. 4 Zkouška rázem v ohybu podle EN ISO 90016 při teplotě -40°C a -60°C	39

SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK

ARA	diagram anizotermického rozpadu austenitu
C_E	uhlíkový ekvivalent
h	největší tloušťka žíhaného materiálu [mm]
HV 0,5	zkouška tvrdosti podle Vickerse
HBW 30	zkouška tvrdosti podle Brinella
KCV	vrubová houževnatost (tvar vrubu písmene V)
KV	vrubová houževnatost
OK 48.00	specifický druh přídavného materiálu
PZ 6111	specifický druh přídavného materiálu
R_e	mez kluzu
$R_{p0,2}$	smluvní mez kluzu
R_m	mez pevnosti
Sk	svarový kov
S355	jakost ocelí
T	teplota [°C]
TOO	tepelně ovlivněná oblast
v_c	rychlost ochlazování [°C/h]
v_h	rychlost ohřevu [°C/h]
Zm	základní materiál
α	ferit
γ	austenit
δ	ferit

ÚVOD

U dopravních prostředků jsou kladeny nároky na zaručenou svařitelnost materiálu se zvýšenou pevností v konstrukci. Oceli, které jsou používány pro aplikaci za velmi nízkých teplot, musí včetně svých základních charakteristik splňovat v první řadě požadavek vysoké houževnatosti za podmínek nízkých pracovních teplot. Proto je důležité experimentální ověřování reálné dynamické odolnosti především u záporných hodnot. V experimentu byla tato dynamická odolnost testována zkouškou rázem v ohybu při -40°C a -60°C . Při svařování za nízkých teplot je velké riziko ztráty houževnatosti a proto se využívá vliv tepelného zpracování po svařování. Ovšem je nutno navrhovat tepelné zpracování samostatně pro konkrétní aplikace a jeho vliv nelze vždy zobecnit. S výškou teploty klesá tvrdost, vnitřní napětí, zvyšuje se plasticita a houževnatost. Časté jsou případy nežádoucího efektu vedoucí ke snížení houževnatosti pod garantovaný limit při nízkých teplotách. Možný vliv je zhrubnutí zrna, popř. další nežádoucí strukturní změny. Tyto případy se staly předmětem práce.

Cíl práce byl zaměřen na vyhodnocení změn dynamického chování svarových spojů při nízkých teplotách. Teoretická část popisuje svařitelnost materiálů. Poukazuje na vliv svařovacího procesu v návaznosti na výchozí mechanické a materiálové parametry. Navazující kapitoly teoretické části se zabývají druhy tepelného zpracování po svařování a svařitelností materiálu se zvýšenou mezí pevnosti.

Praktická část bakalářské práce je věnována studiu dynamického chování svarového rozhraní při nízkých teplotách. Na vybraných svařencích se experimentálně zjišťuje vliv svarového cyklu na vrubovou houževnatost jemnozrnných materiálů S355. Pro vyhodnocení vzorků sloužilo měření tvrdosti podle Vickerse, metalografické a fraktografické analýzy.

1 SVAŘITELNOST MATERIÁLŮ

Svařitelnost je závislá na mnoha aspektech, především je to vlastnost materiálu, ale není postačujícím faktorem. Zahrnuje vliv materiálu, použité technologie a konstrukce. Není tedy jednoduché jednoznačně definovat svařitelnost. Pro svařitelnost jsou vyhovujícím kritériem vlastnosti svarových spojů pro danou konstrukci. Definice podle ISO (International Organisation for Standardisation) zní:

„Kovový materiál se považuje za svařitelný do určitého stupně při daném způsobu svařování a pro daný účel, lze-li odpovídajícím technologickým postupem svařování dosahovat kovové celistvosti svarových spojů tak, že tyto spoje vyhovují technickým požadavkům, jež se týkají jak vlastností samotných spojů, tak i vlivu těchto spojů a konstrukční celek, jehož součástí tyto spoje jsou.“ [3]

Při výrobě svaru jsou zahrnuta kritéria chemického složení, metalurgické a fyzikální vlastnosti materiálu, tak aby daná metoda svařování splnila stanovené požadavky. Tedy nejvýhodnější stupeň svařitelnosti určitého materiálu je ten, který vykazuje nejméně činitelů podmiňující technologii svařování. Hlavními činiteli jsou vlastnosti základního svařovaného materiálu a svarového kovu, mezi které patří: chemické složení, mechanické vlastnosti, mikrostruktura, absorpce plynů, oxidační schopnost, vlastnosti a chování za vysokých teplot, chování při rychlém ohřevu, chování při velkých rychlostech ochlazování (kalitelnost), transformace struktury, precipitační vytvrzování, náchylností na vznik trhlin a metalurgické reakce mezi svarovým kovem a struskou, nebo ochrannou atmosférou.

Zahrnuje se i použitá metoda svařování a výrobní podmínky, tzn., že např. u nelegovaných ocelí musí být zajištěna odolnost vůči škodlivým příměsím (doprovodných prvků), aby nedošlo ke křehkému lomu. Proto jsou sledovány tyto aspekty: parametry svařování, dokonalost ochrany místa svaru, příprava a čistota svarových ploch, přístup ke svaru, průměry použitých přídavných materiálů, poloha svaru, teplota Interpass, předeřev svaru, tepelné zpracování, způsob kladení svarových housenek, prokování svarových housenek, pořadí provádění svarů, použití speciálních metod pro snížení zbytečných napětí, tavné nebo tlakové svařování, množství tepla vneseného do svarového spoje.

Posledním aspektem svařitelnosti je konstrukce svařence, mezi který například patří: typy použitých svarů, počet svarů na konstrukci, umístění svarů na konstrukci, konstrukční vruby v blízkosti svarů, kumulace svarových spojů na konstrukci, zbytková napětí, deformace svařence, tloušťka svarových spojů, tuhost svařované konstrukce, konstrukční vruby v blízkosti svarů, tuhost svařované konstrukce. (1,2)

1.1 Vliv chemického složení ocelí na jejich svařitelnost

Uhlík „C“

Jedním ze základních prvků, které velmi ovlivňují svařitelnost, je uhlík (C). Uhlík nechybí v žádné oceli a velkou částí ovlivňuje mechanické vlastnosti. S klesajícím obsahem uhlíku klesají hodnoty meze pevnosti, meze kluzu a tvrdosti ocele. Naopak se zvyšují plastické vlastnosti. Při velkém obsahu uhlíku je znatelně ovlivněn martenzit vznikající ve svaru při velkých rychlostech ochlazování tím, že snižuje kritickou rychlost ochlazování pro vznik struktury a současně zvyšuje jeho tvrdost. Proto, aby se předcházelo vzniku studených trhlin ve svaru, musí se obsah uhlíku ve svařitelných nelegovaných ocelích omezovat na hodnotu 0,25 hm. Jestliže uhlík přesáhne tuto hodnotu při svařování, pak je nutné předepsat předehřev, ohřev a tepelné zpracování pro zabránění studených trhlin. (3)

Křemík „Si“

Dalším prvkem, který ovlivňuje celý proces je křemík (Si). Křemík zvyšuje pevnost feritu v nelegovaných uhlíkových ocelí. Jeho účinky jsou silně dezoxidační, tedy vzniká chemická reakce odstraňující kyslík. Rozmezí hranic křemíku v nelegovaných uhlíkových ocelí je 0,1 – 0,45 hm%. Jestliže se sníží pod hodnotu 0,1 hm% pak je ocel neuklidněná. To znamená, že se nepřidává dezoxidační prvek a zůstane obsah rozpuštěného FeO. (3)

Mangan „Mn“

Nadále je to prvek Mangan (Mn), který zvyšuje mez pevnosti i mez kluzu, aniž by byla ovlivněna plasticita do určitého obsahu Mn. Proto je možné dosáhnout vyšších hodnot meze kluzu i meze pevnosti v uhlíkových ocelích než odpovídá maximálnímu obsahu uhlíku 0,25%. Rozmezí obsahu Mn u nelegovaných ocelí je 0,30 - 1,7 hm% Mn. Mangan je dezoxidačním prvkem a s křemíkem se využívají k výrobě uklidněných ocelí. To znamená, že se zamezí reakci rozpuštěného kyslíku s uhlíkem, při které vznikají bubliny CO. Nadále je mangan využívaným prvkem, jelikož na sebe váže síru. Velké množství síry v oceli nebo ve svarovém kovu je nežádoucí, jelikož je velká pravděpodobnost, že dojde ke vzniku lamelárních trhlin. Proto se využije manganu pro snížení obsahu síry. (3)

Síra „S“

Již zmiňovaný prvek Síra se někdy úmyslně přidává do nelegovaných konstrukčních ocelí z důvodu lepšího obrábění. Sulfid železnatý a železo tvoří nízko tavitelné eutektikum, jehož bod tavení se vlivem oxidu železnatého posouvá k ještě nižším teplotám. Od bodu tavení železa při 1534°C až k bodu tavení Fe-FeS eutektika při 988°C je široká oblast tuhnutí kritická. V celém rozmezí těchto hodnot je γ tuhý roztok v rovnováze s tekutou fází, která může kolem primárních zrn dosáhnout eutektické koncentrace, až 31 hmotnostních procent síry. Proto dochází k natavení eutektika na hranicích zrn při tváření za tepla a svařování. To má za následek poruchu materiálu. Tomuto jevu se říká náchylnost na vznik tepelných likvidačních trhlin. Při vysokém obsahu síry, jak již bylo zmiňováno, působí příznivě obsah manganu. Síra má větší schopnost slučovat se chemicky s manganem než se železem. Bod tavení sulfidu manganu leží daleko výše (1610°C). Což má za následek, že sulfidy manganu při tuhnutí oceli jsou již v pevném stavu a působí jako krystalizační zárodky, které jsou rozděleny v zrnech oceli, tj. nenachází se na hranicích zrn. Obsah síry u nelegovaných ocelí má být maximálně do 0,04 hm%. (3)

Dusík „N“

Dusík se vyskytuje v železe a jeho slitinách v určitém množství, podle vybrané technologie výroby. Rozpustnost tohoto prvku je kolem 1600 °C 0,04 hm%. Podobně jako uhlík má dusík schopnost tvořit austenit a proto jeho přítomnost v oceli zvyšuje pole γ . Na vlastnosti ocelí má podstatný vliv vznik nitridů. Nitridy jsou binární sloučeniny kovů s dusíkem a zvyšují mez kluzu, pevnost i tvrdost. Nadále se snižují plastické vlastnosti, převážně tažnost, vrubová houževnatost. Nebezpečí hrozí při vylučování nitridů v úzkém pásmu v okolí svaru, ta může vést při nižších teplotách k úplnému porušení konstrukce. V oblasti teplot 100 až 350 °C je praktickým projevem vylučování nitridů železa. (3)

Vodík „H“

Vodík se rozpouští ve slitinách při tavení, tedy při výrobě i při svařování. Jeho přítomnost je nežádoucí, neboť vodík je příčinou vzniku vad ve svarových spojích jako je pórovitost svarového kovu, vznik trhlin ve svarovém kovu a tepelně ovlivněné oblasti a oduhličení svarového kovu. Nejvíce vodíku se rozpouští (nebo tvoří s kovy binární sloučeniny vodíku s jinými prvky, které se nazývají hydridy) v železe γ při teplotě kolem 1530 °C. Zamezení vzniku vodíku při tavném svařování je docíleno vyvarování se veškeré

vlhkosti. Tzn. zamezení vlhkosti jak na povrchu základního materiálu a přídavného materiálu, tak na obalu elektrod a tavidel. (3)

Měď „Cu“

Do nelegovaných ocelí se měď dostává používáním šrotu s obsahem mědi. Za neškodné množství mědi se považuje hodnota do 0,26 hm%. Při hodnotách v rozmezí 0,15 – 0,50 hm% mědi, vzniká v oceli těsná nepropustná oxidická vrstva, která chrání výrobek před další korozi vznikající při vlhkosti z atmosféry, a tím snižuje rychlost koroze. U konstrukčních ocelí je tohoto jevu využito proti atmosférické korozi. (3)

Nikl „Ni“

Nikl je dolegován do ocelí i svarových kovů z důvodu zlepšení jejich prokalitelnosti a především pro zlepšení jejich plastických vlastností při nízkých teplotách. Nikl nemá za následek zpevnění oceli ani substitučně, to znamená, že jeden atom je nahrazen atomem jiného prvku, ale ani intersticiálně. Intersticiálně se vyznačují mnohem vyšší difuzivitou než prvky substituční a díky tomu se jejich rozložení rychle přizpůsobí rozložení prvků substitučních.

Dosažení austenitické mikrostruktury je docíleno ve vysokolegovaných Cr-Ni austenitických ocelích spolu s ostatními austenitotvornými prvky. (3)

Chrom „Cr“, Molybden „Mo“, Vanad „V“

Tyto tři prvky jsou karbidotvorné, které výrazně precipitačně zpevňují oceli i svarové kovy. Molybden pomáhá k substitučnímu zpevnění seriálu, pokud je rozpuštěn v tuhém roztoku. Vanad s pomocí dusíku vytváří karbonitrid, ten má za následek zvýšení pevnostních vlastností ocelí a svarových kovů při vysokých teplotách a v oblasti tečení. Odolnost materiálu proti korozi, napomáhá rostoucí obsah chromu.

Dolegování prvků Ni, Cr, Mo a V do oceli nebo svarového kovu má za následek zvýšení požadovaných teplot předehřevu pro zabránění vzniku studených trhlin ve svarových spojích. (3)

1.2 Ovlivnění materiálu svařovacími procesy

V důsledku ohřevu materiálu a ochlazování probíhají při svařování ve svařovaném materiálu metalurgické změny. V průběhu svařování lze tedy současně pozorovat tavení přídavného i základního materiálu tavení přídavného a jeho tepelné ovlivňování, následuje vznik svarové lázně a tuhnutí svarového kovu. Následuje postupné ochlazování v celém průřezu svaru a k němu přiléhajících oblastí základního materiálu na teplotu svého okolí. Další ovlivnění materiálu vznikne při tepelném zpracování svarového spoje. Konečný stav svarového spoje závisí na výchozím stavu základního materiálu. (1)

1.3 Děje při ohřevu a ochlazování materiálu v průběhu svařování

Svařování je založené na místním působení zdroje tepla v místě svaru, čímž zapříčiní určitý teplotní cyklus i v přilehlých částech základního materiálu. Kovy mění svůj objem v průběhu teplotních cyklů následkem tepelné roztažnosti kovů vyvolané časovým působením zdroje tepla, tím vznikají proměnlivá napětí v oblasti svarového spoje, tj. deformační cyklus, který je doprovodným znakem svařování. Metalurgické pochody probíhající při svařování, jsou velmi komplikované a převážně se srovnávají s procesy při výrobě oceli. Obdobné procesy jsou při svařování časově zřetelně kratší a lze je velmi obtížně dosáhnout. Např. u ručního obloukového svařování je rychlost ohřevu v tepelně ovlivněné oblasti, značně vysoká, kde je rozmezí teplot 300 až 900 °C a činí 300 až 400 °C/s, při řezání plamenem dosahuje rychlost ohřevu dokonce 1750 °C/s. Doba výdrže v oblasti γ se mění podle metody svařování a u ručního obloukového svařování je přibližně 15 s. Rychlost ohřevu může být málo ovlivněna, ale pak rychlost ochlazování lze řídit v poměrně široké míře, která má vliv na vznik struktury a tím pádem snížení možnosti vzniku vad, jako jsou pórovitost, vznik trhliny i praskliny. (1)

1.4 Tepelně ovlivněná oblast svarového spoje (TOO)

Teplo je přivedené elektrickým obloukem soustředěné na velmi malou plochu, proto je roztavený svarový kov vysoce přehřátý, v porovnání se svařovaným předmětem. To má za následek, že v průběhu svařování dochází k nerovnoměrnému rozdělení teploty převážně napříč svaru, čímž vznikne velký teplotní spád. Tyto rychlé změny ovlivňují strukturu svarového spoje a tím i jeho výsledné fyzikální a mechanické vlastnosti. Tzn., že při svařování je tepelné ovlivnění určitého objemu základního materiálu důsledkem

působení zdroje tepla. Materiál teplo odvádí, čímž vznikne tepelně ovlivněná oblast. Vlastní tavný proces při svařování umožní zdroj tepla vedený elektrickým obloukem. Celkové množství tepla, vzniklé v elektrickém oblouku za sekundu je úměrné dodané energii. (1)

Vznikající teplo se využije na tavení jádra a obalu elektrody, k natavení základního materiálu a k ionizaci prostředí, ve kterém hoří oblouk. Včetně uvedeného nastává odvod tepla základním materiálem a vznikají ztráty sáláním. Pouze teplo odváděné základním materiálem má vliv na děje v základním materiálu a tedy i na vznik tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje. Efektivní tepelný výkon zdroje tepla při svařování, což je množství tepla odváděného základním materiálem za sekundu se vyjadřuje číselně součinitelem tepelné účinnosti elektrického oblouku. Teplo elektrického oblouku především roztaví patřičný objem svařovaného základního materiálu, ale také se ohřeje základní materiál v bezprostřední blízkosti hranice ztavení, tzn., že se roztaví i určitá oblast základního materiálu. S navyšující se vzdáleností od hranice tavení teplota klesá, až na původní teplotu, kde se nachází základní materiál jako před svařováním. Tzn., že pokud materiál byl před svařováním přehřát, pak teplota klesne až na teplotu přehřátí. Základní materiál v krátkodobém ohřevu má široké teplotní rozmezí (teplota okolí nebo přehřevu až teplota tavení), které způsobuje, že v různých místech na různé teploty ohřátém materiálu budou i různé rychlosti ochlazování. Ty se mění při dané tloušťce základního materiálu a na vzdálenosti od osy svaru při daných technologických podmínkách svařování. V základním materiálu tak vznikne po obou stranách osy svaru pásmo plynule se měnící teplot a to je právě tepelně ovlivněná oblast TOO svarového spoje. (1)

Při svařování ocelí legovaných a uhlíkových v teplotním cyklu, prodělávají přeměnu $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ u kterých lze tepelně ovlivněnou oblast rozdělit na další dílčí pásma. Části TOO prodělávající uvedenou změnu, jako část svarového spoje, z velké části ovlivňují jeho vlastnosti. Převládá oblast značně heterogenní. Plocha oddělující svarový kov a TOO je vlastně přechodová oblast. Tato viditelná čára, neboli plocha je na příčném řezu svarového kovu (po naleptání) zřetelná, poněvadž rozdíl obou struktur části svarového spoje je zřetelný.

Přechodová oblast navazuje na oblast přehřátí. Převážně se udává teplotní rozmezí 1200 °C, což udává oblast s teplotami nad A_3 . U nelegovaných ocelí je to teplota přibližně 1050°C. Pásmo přehřátí se prezentuje výrazně zhrublým zrnem. Na strukturu po ukončení svařovaného procesu bude mít největší vliv tvar křivky rychlosti ochlazování. Při nižších

rychlostech ochlazování, např. při elektrostruskovém svařování může vzniknout feriticko-perlitická struktura. Proeutektoidní ferit se nejpravděpodobněji vyloučí na hranicích primárních zrn. Tento jev nastává převážně při svařování nízkouhlíkatých ocelí. Rostoucím přehřátím austenitického zrna posouvá oblast možného vzniku této struktury k nižším rychlostem ochlazování a nižším obsahům uhlíku, ale vliv přehřátí je rozhodujícím faktorem. Velice přehřátý kov základního materiálu v této oblasti, může snadno absorbovat plyny, zejména vodík a dusík. Obsah vodíku rozpuštěného v kovu při těchto vysokých teplotách může překročit mez rozpustnosti vodíku v železe.

Rozhodující bude struktura této oblasti pro stanovení hodnot mechanických vlastností přehřáté oblasti v TOO (úvahou, které je nutná pro správnou volbu metody svařování i vlastní technologie). Používají se anizotermické diagramy rozpadu austenitu svařované oceli tzv. ARA-diagramy, které se využívají pro klasické tepelné zpracování. Při použití zmiňovaného ARA-diagramu se vychází ze strukturní přeměny v přehřátém pásmu (ale i v pásmu normalizačním), které jsou charakterizované především tím, že probíhají za existence teplotních a deformačních cyklů a z toho pramenících koncentračních gradientů a strukturních změn a že probíhají po ovlivnění oceli na vysoké podsolidové teploty, především v pásmu přehřátí. Jsou již dva extrémy mikrostruktury přehřátého pásma TOO. Jedná se o feriticko-perlitickou a martenzitickou mikrostrukturu. Pro každou konkrétní metodu svařování se určí struktura. Použité parametry svařování, lze kontrolovat výpočtem a příslušné křivky ochlazování zakreslit do ARA – diagramu. (1)

1.4.1 Pásmo normalizace

V rozmezí teplot 1200 °C - A_3 se nachází pásmo normalizace, jež odpovídá teplotám normalizačního žihání. Tato celá oblast by měla být přetransformována. Čas výdrže nad teplotou A_3 často nestačí k dokonalému rozpuštění části cementitu v uhlíkové oceli s 0,12 %C. Pokud není cementit zcela rozpuštěn, je předpoklad, že nebudou rozpuštěny stabilnější karbidy (Cr, Mo, V, W). Výsledek nerozpuštěných karbidů v austenitu je ten, že po překrystalizaci je v tomto pásmu, při svařování nízkolegovaných žárovevných ocelí, struktura jemnozrnného bainitu, ve které jsou rozptýleny nerozpuštěné karbidické zbytky.

Za nízkých teplot a setrvání nad teplotou A_3 poměrně krátký čas způsobí, že austenitické zrno nemá šanci zhrubnout a spolu se značnou rychlostí ochlazování umožní

po ochlazení pásma pod teploty přeměn získat jemnozrnnou strukturu. Mechanické vlastnosti pásma normalizace jsou velmi dobré.

Ke snížení hodnot mechanických vlastností oceli v pásmu normalizace TOO, může vést také v tomto pásmu možná absorpce dusíku a vodíku. (1)

1.4.2 Pásmo částečné překrystalizace

V rozmezích teplot $A_3 - A_1$ je charakteristické svou tzv. chomáčkovitou strukturou. Na polymorfismus ocelí jsou vázány strukturní změny. Do teploty A_1 je výchozí struktura stabilní. V rozmezí teplot $A_1 - A_3$ se postupem času transformuje eutektoid (perlit) na austenit. Jelikož je tato přeměna závislá na rychlosti difuze, musí se k částečné transformaci odpovídající příslušné teplotě započítat i určitý čas. V tomto důsledku to znamená, že neprobíhá přeměna v celém objemu zrna perlitu. V částech již přetransformovaných $\alpha \rightarrow \gamma$ probíhá zároveň difuze uhlíku do okolního dosud netransformovaného feritu. Díky tomuto mechanismu vzniká pásmo charakteristické jako chomáčkovitá struktura, jelikož okamžitý stav se vlivem rychlého ochlazení zpravidla zachová. V důsledku toho je vznik nehomogenní struktury co do velikosti zrn i produktů transformace při ochlazení. Za následek snížení plastických vlastností tohoto pásma je ten, že na jedné straně umožňuje vznik většinou přechodných, přesycených struktur, a na druhé straně difuze uhlíku z transformovaného perlitu relativně zjemňuje sekundární zrna.

Svarový spoj zušlechťených ocelí vykazuje odlišný charakter struktury v pásmu částečné překrystalizace $A_3 - A_1$. Tepelným zpracováním, kalením a popouštěním je tvořena nízkopopouštěným martenzitem nebo je výchozí struktura sorbitická. Zušlechťená ocel v porovnání s feriticko-perlitickou strukturou má rovnoměrnější rozložení cementitu (karbidu) a tím i uhlík. S ohledem na termodynamické podmínky i přesto neproběhne v celém objemu zrna zcela přeměna $\alpha \rightarrow \gamma$. Po hranicích zrn je tato přeměna energeticky vhodnější popřípadě v okolí nečistot. Transformované objemy mají poměrně vyšší obsah uhlíku, což znamená, že při ochlazování v těchto objemech vznikne troostit. Troostit je struktura oceli vznikající zrychleným ochlazováním nebo jako první stupeň rozpadu martenzitu.

Dosažené teploty v pásmu částečné překrystalizace jsou dostačující také k tomu, aby došlo k precipitačním procesům karbidů niobu a titanu a k precipitaci nitridů železa a hliníku při ochlazování. V blízkosti pásma normalizace se obtížně rozlišuje struktura vzniklá při vyšších teplotách, tj. těsně pod A_3 . Při těchto jevech vzniká také hystereze fázových transformací, kde teploty přeměn A_1, A_3 se v reálných podmínkách liší od těchto

teplot stanovených v rovnovážných podmínkách. Velikost hystereze je při ohřevu vyjádřena danou rychlostí ohřevu popřípadě danou rychlostí ochlazování. Chemické složení a obsah slitinových prvků má velký vliv na teplotní hystereze. (1)

1.4.3 Pásmo ohřáté na teploty nižší než A_1

Pásmo se nachází mezi teplotou A_1 a teplotou přehřátí, popřípadě teplotou okolí svařovaného materiálu. Toto pásmo bývá někdy nazýváno jako TOO bez přeměn. Podle výše dosažené teploty v něm mohou probíhat precipitační procesy, ale také i stárnutí. Dochází zde a ke koagulaci a k rekystalizaci deformovaných zrn. Poněkud složitější procesy probíhají v nízkolegovaných ocelích. Z tohoto pásma je velikost zrna funkcí velikosti deformace a dosažení teploty. Dle použité metody se mění šířka jednotlivých dílčích pásem TOO, s výjimkou přechodové oblasti. Při dané metodě svařování je šířka kritického pásma TOO základního materiálu závislá na měrném tepelném příkonu, který lze regulovat změnou svařovacího proudu, nebo rychlostí svařování. (1)

1.5 Teplotní cyklus svařování

Závislost změny teplot na čase se nazývá teplotní cyklus svařování. Je žádoucí znalost teplotních cyklů, jelikož rozhoduje o šířce tepelně ovlivněné oblasti a tím o struktuře a vlastnostech TOO a globálnější pojetí o vlastnostech svarového spoje. Dílčí teplotní cykly lze charakterizovat maximální teplotou, rychlostí ohřevu a rychlostí nebo způsobu ochlazování. Větev ohřevu je prakticky lineární pro všechny svařovací metody, zatímco ochlazovací větev má tvar exponenciální. Rychlost ohřevu u většiny metod svařování je asi v rozmezí 50 až 400 °C/s, ale při svařování elektrickým odporem v lise anebo při svařování laserovým paprskem je rychlost převyšující ohřev 1000 °C/s. Tyto vysoké rychlosti ohřevu mají za následek posunutí bodů přeměn A_1 , A_3 oceli k vyšším teplotám. To ve výsledku znamená, že i při teplotě 1000 °C může být ocel feriticko-austenitická. Difuzí ve feritu se vyrovnává různá koncentrace uhlíku ve feritu a austenitu. Při dané teplotě je koeficient difuze uhlíku ve feritu přibližně 40 krát vyšší než v austenitu. V části TOO se proto vyrovnává chemické složení mnohem rychleji než u metod svařování s pomalejším teplotním cyklem. Důležitou veličinou z hlediska očekávaných strukturních změn v oceli je maximální teplota. Nejvyšší teplota se nachází ve svarovém kovu a v TOO klesá od přechodové oblasti. (1)

1.5.1 Větev ochlazovací

Vyjádření rychlosti ochlazování znamená, že další část teplotního cyklu, která má exponenciální průběh, může být různě charakterizována. Jeden z příkladů pro získání informací o rozpadu austenitu ocelí používá vyjádření rychlosti ochlazování a to je součinitel ochlazování rychlosti, který se používá při hodnocení rychlosti ochlazování reálných výrobků. Tento součinitel vyjadřuje jednoduché vzájemně srovnatelné kritérium nezávislé na teplotě austenitizace a rozměrech ochlazovaného výrobku a lze je nadále využít při studiu teplotních cyklů. U mnoha konstrukčních svařitelných ocelí probíhají fázové přeměny v rozmezí teplot 800 až 500 °C. Nejvíce vysokopevných ocelí má přeměnu $\gamma \rightarrow \alpha$ při nižších teplotách a to v hodnotě 500 až 300 °C. Aplikace teorie šíření tepla při různých metodách a technologiích svařování si vyžaduje výpočet tvaru teplotního pole při svařování. Dohromady existují tři způsoby stanovení teplotního pole, kterými jsou:

Teoretický – vychází z aplikace základní diferenciální rovnice vedení tepla

Empirický – vychází z experimentálního měření teplotních polí a výsledky zevšeobecňuje,

Modelový – jímž se simulují průběhy teplotního cyklu na laboratorní zařízení.

Při téže technologii svařování bude tvar cyklu podmíněn množstvím vneseného tepla do svařovaného materiálu, teplotou předehřátí, tloušťkou svařených součástí, rychlostí svařování, fyzikálními vlastnostmi oceli a geometrie svaru. (1,2)

2 Tepelné zpracování po svařování

Tepelné zpracování je postup, při kterém se řízeně mění teploty a někdy také chemické složení kovu.

2.1 Základy tepelného zpracování

Vedle chemického složení je tepelné zpracování faktorem základního svařování materiálu a svarového kovu, jehož zásadní způsob ovlivňuje dobré vlastnosti svarového spoje. Jeho provedením dochází ke změnám cíleným ve struktuře daného materiálu s využitím časově a tepelně závislých procesů. Časově ovlivněné teplotní změny jsou řazeny do tří částí:

- a) ohřev na patřičnou teplotu
- b) časová stálost na teplotě
- c) ochlazování určitou rychlostí

Ve fázi kdy dochází k ohřevu materiálu, dochází k zajištění příslušné teploty ohřevu nezbytné k uskutečnění dílčích strukturních změn (možnost difúzních pochodů, přeměna mřížky atd.). Jeho rychlost je závislá především na schopnosti tepelné absorpce daného materiálu. Jedná se o uhlíkové a nízkolegované oceli, které mají dobrou teplotní vodivost a malé průřezy, při kterých probíhá ohřev plynulým vzestupem teploty. V případě nízké teplotní vodivosti (vysokolegované oceli a slitiny) a větších tloušťek se volí před dosažením teploty ohřevu několik prodlev k vyrovnání teplot na povrchu a ve středu tloušťky výrobku a tím i napěťových gradientů (možnost vzniku trhlin při ohřevu). Ohřev je ukončen tehdy, když je po prohřátí celé tloušťky ohříváného předmětu.

Prodleva teploty má za cíl zajistit po časové stránce průběh všech očekávaných strukturních změn, i v případě že se jedná o rekrystalizaci kovové mřížky, rozpouštění nebo precipitaci minoritních (menšinových) fází, difúzní pochody atd. Její délka je stanovena podle druhu použité oceli, tloušťkou svařence a druhem aplikované technologie tepelného zpracování. Hodnoty se vyjadřují v čase na 1 mm tloušťky pro vybraný typ oceli.

Rozhodující fází pro dosažení nové, optimální struktury je při tepelném zpracování s překrystalizací dáno ochlazováním z teplotních prodlev. Ochlazování je rozhodujícím faktorem při rozhodování o vlastnostech svarového spoje. (3)

2.2 Základní režimy tepelného zpracování

Určitý režim zpracování je dán vždy účelem, kterého se má tepelným zpracováním svarového spoje dosáhnout. Veškeré typy tepelného zpracování svarových spojů ocelí zpravidla dělí na:

- a) s překrystalizací
- b) bez překrystalizace

Zpracování svarových spojů se dělá především proto, aby se snížilo zbytkové napětí. Další účel, který plní tepelné zpracování je možnost celkového zlepšení vlastností spoje do kterých se zahrnuje např. struktura, mechanické vlastnosti, tvrdost atd., poté jde o zlepšení rozměrové stability svařované konstrukce, snížení obsahu difúzního vodíku ve svarovém spoji a snížení rizika vzniku zbrzděných lomů.

Tepelné zpracování se volí přednostně, pro celé svařované konstrukce. V minimálních případech se může provést lokální žihání jednotlivých svarů u některých typů tepelného zpracování. U svařované konstrukce je možnost deformace nebo poškození při tepelném zpracování na vysoké teploty. Pro zamezení je doporučeno používat v těchto případech dočasných tzv. výztuh. Je dána podmínka, že při výpočtu namáhání konstrukce vlastní hmotností, nesmí dovolené napětí překročit hodnotu $0,9 R_e$ materiálu konstrukce při teplotě žihání. Před tlakovou zkouškou se provádí tepelné zpracování svařovaných konstrukcí namáhaných vnitřním přetlakem. Až po provedení všech oprav svarových spojů se poté obvykle provádí tepelné zpracování svařovaných konstrukcí. Při vkládání žihané svařované konstrukce do pece nesmí teplota přesáhnout více než 400 °C.

Rychlost ohřevu v_h je dána vztahem:

$$v_h \leq \frac{5000}{h} \text{ ale platí } 50 \leq v_h \leq 250 [3] \dots\dots\dots(1)$$

kde: v_h - je rychlost ohřevu [°C/h]

h – je největší tloušťka žihaného materiálu [mm] (3)

Rychlost ochlazování v_c je dána vztahem

$$v_c \leq \frac{5000}{h} \text{ ale platí } 50 \leq v_c \leq 250 [3] \dots\dots\dots(2)$$

kde: v_c - je rychlost ochlazování [°C/h]

h – je největší tloušťka žihaného materiálu [mm] (3)

Pro výpočet rychlosti ohřevu ochlazování při tepelném zpracování svařovaných konstrukcí z nelegovaných, mikrolegovaných a nízkolegovaných ocelí je dána normou ČSN 05 0211. Výpočet pro zvolený materiál vyhovuje podmínkám vycházejících z normovaných vzorců 1 a 2, pro rychlosti ohřevu a ochlazování.

Při ohřevu dvou míst ve vzdálenosti 400 mm nemá přesáhnout teplotní rozdíl o 100 °C. Použití tepelného zpracování vysokolegovaných ocelí jsou doporučené rychlosti ohřevu, které jsou na spodní hranici doporučené v normě ČSN 05 0211. V mnoha případech je požadováno provést záznam o provedeném tepelném zpracování, který obsahuje především údaje o teplotě žíhání, rychlosti ohřevu a ochlazování, dobu výdrže na žíhací teplotě, způsob tepelného zpracování a příslušné výsledky nedestruktivní kontroly po tepelném zpracování. Účinky tepelného zpracování lze ověřit měřením tvrdosti v oblastech základního materiálu, TOO i svarovém kovu.

Konstrukce se měří na tvrdost až po úplném ochlazení na teplotu okolí po mechanickém odstranění vrstvy tloušťky min 2 mm v místě daného měření. Podmínka při mechanickém odstranění materiálu do hloubky 2 mm je taková, že nesmí být místo měření tepelně ovlivněno, aby zkreslil výsledky měření tvrdosti. (3)

2.3 Tepelné zpracování svarových spojů s překrystalizací

Jde o režimy, u nichž dochází ke změně krystalové mřížky z původního typu $\alpha \rightarrow \gamma$ a při ochlazování zpětně na $\gamma \rightarrow \alpha$ při ohřevu. Přitom dosažení typu rozpadové struktury s α mřížkou úzce souvisí na ochlazovací rychlosti po austenitizaci. (ARA rozpad.)

a) Homogenizační žíhání

Homogenizační žíhání se především využívá před svařováním odlitků a výkovek velkých tloušťek v teplotních oblastech přibližně kolem 1200 °C. Za cíl toho žíhání je považováno vyrovnání heterogenity chemického složení pomocí difúze legujících a doprovodných prvků za vysokých teplot. Jehož záporům je možnost zhrubnutí původního γ zrna.

b) Normalizační žíhání

Normalizační žíhání je tepelné zpracování, které je založeno na ohřevu svarového spoje o 20 až 50 °C nad teplotou A_{C3} , resp. A_{Cm} , tj. do oblasti stabilního austenitu. Po určité časové prodlevě následuje ochlazování na volném vzduchu. Při správném postupu je docíleno snížení vnitřních napětí, odstranění heterogenity struktury a užitných vlastností, změn vyvolaných svařováním a celkové změkčení struktury. Výsledná struktura u ocelí je jemnozrnná směs feritu a perlitu. Struktura

je především ovlivněna obsahem uhlíku v oceli. Zpracovávají se pouze celé svařované konstrukce, tímto tepelným zpracováním.

c) Rozpouštěcí žíhání

Rozpouštěcí žíhání se používá především pro zvýšení korozní odolnosti svarových spojů CrNi a CrNiMo antikorozních ocelí, která se snížila precipitací karbidů chromu typu $Cr_{23}C_6$ na hranicích austenitických zrn. Jedná se o ohřev svarových spojů na teplotu 1000 až 1050 °C. Při této teplotě se vyprecipitované karbidy rozpustí a obnoví se antikorozní vlastnosti hranice zrn. Aby se zabránilo opětovné precipitaci karbidů na $Cr_{23}C_6$ hranicích zrn je nutné po rozpouštěcím žíhání svařovanou konstrukci co nejrychleji ochladit ve vodě.

d) Stabilizační žíhání

U stabilizovaných austenitických ocelí může být rozpouštěcí žíhání doplněno stabilizačním žíháním. Jedná se o žíhání svařované konstrukce na teploty v rozmezí 900 až 950 °C s ochlazováním na vzduchu. Cílem toho žíhání je snadnější precipitace karbidů stabilizačních prvků Ti a Nb (TiC, NbC), které mají větší afinitu k uhlíku než Cr. Tím se zamezuje nebezpečí precipitace karbidů $Cr_{23}C_6$ na hranicích austenitických zrn a náchylnosti svarových spojů k mezikrystalové korozi. (3)

2.4 Tepelné zpracování svarových spojů bez překrystalizace

U tohoto tepelného zpracování se jedná o teplotní režimy, u nichž nepřevyší maximální teplota ohřevu teplotu přeměny A_{C1} . Používají se především následující typy tepelného zpracování:

- Žíhání pro snížení zbytkových napětí
- Popouštění
- Žíhání pro snížení obsahu difuzního vodíku
- Mezioperační žíhání

2.4.1 Žíhání ke snížení zbytkových napětí svařenců

Cílem tohoto žíhání je snaha o snížení vnitřních napětí, která vznikla jako důsledek teplotních cyklů při svařování. Žíhací teploty se převážně pohybují kolem 550 až 650 °C. Mezi parametry žíhání patří rychlost ohřevu na danou teplotu, dosažení žíhací teploty, doba výdrže na dosažené žíhací teplotě, rychlost ochlazování.

V normě ČSN 05 0211 jsou tyto parametry uvedeny pro svarové spoje nelegovaných, mikrolegovaných a nízkolegovaných ocelí. Doba výdrže na žíhací teplotě se převážně stanovuje podle experimentů, které již byly v minulosti provedeny. Často se tedy dle ověřených kritérií stanoví doba na 4 minuty a na 1 mm maximální tloušťky žíhané konstrukce.

Plastickými deformacemi konstrukce se snižují zbytkové vnitřní napětí. Tedy pokud zbytková napětí překročí hodnotu meze kluzu svarového kovu a základního materiálu konstrukce při žíhací teplotě. Následkem je konstrukce měnící své vnější rozměry při žíhání. Zejména při následném obrábění svařované konstrukce je nutné počítat s těmito změnami.

Tepelné zpracování jako je žíhání na snížení zbytkových napětí s ohledem na rozměry svařovaných konstrukcí se převážně provádí lokálně na jednotlivých svarech. Žíhání se provádí za pomoci elektrického odporového, nebo indukčního ohřevu, kde je možnost úplného digitálního řízení celého procesu. Je možnost se setkat v krajních případech také se žíháním prováděným speciálním plamenovým žíhacím hořákem s možností automatické regulace teploty.

V normě ČSN 05 0211 jsou uvedeny základní požadavky na provedení lokálního žíhání svarových spojů. Důležitým faktorem je především dodržení předepsaných teplotních gradientů. Teplotní gradienty snižují poškození žíhané konstrukce dodatečnými teplotními napětími při žíhání konstrukce nebo riziko nepřístupných deformací. (3)

2.4.2 Popouštění svarových spojů

Popouštění svarových spojů se používá zejména pro tepelné zpracování svarových spojů legovaných ocelí. Úlohou popouštění je obnovení jak ve svarovém kovu, tak i v TOO mikrostrukturu degradovanou teplotními cykly při svařování a také jde o snížení zbytkových napětí. Tepelné zpracování zasahuje velkou teplotní oblast podle typu zpracované oceli zhruba od 200 °C do teplot blížící se pod hodnotu A_{C1} . Zahrnuje několik stádií (cca 4-5), kdy při nízkých teplotách (do 200 °C) dochází k přeměně netransformovaného zbytkového austenitu na bainit. Zvýšením teploty (~300 °C) dojde k postupnému snížení přesycení α mřížky uhlíkem za současné precipitace a tím umožňuje difuzi intersticiálních prvků, jedná se o tzv. přechodový ϵ karbid železa o chemickém složení $Fe_{2,4}C$. Při zvýšení teploty dochází k přeměně přechodového karbidu na stabilní cementit Fe_3C , případně koagulaci, jeho růstu a hrubnutí při teplotách pod A_{C1} . Za použití procesu legování oceli silnými karbido a nitridotvornými prvky se teplotní hodnotou v rozmezí 550 až 680 °C vyskytuje při popouštění tzv. stadium sekundárního vytvrzení za výrazného vzrůstu pevnosti a poklesu

tažnosti a hodnoty KCV a meze kluzu. Velkého množství jemných karbidických a karbositridických precipitátů typu V_4C_3 je příčinou precipitace o kritické velikosti v základní feritické matici. Tento jev je využíván především pro výrazné zvýšení jejich žárupevnosti u nízkolegovaných CrMo a CrMoV. Druhá stinná stránka je řada problémů vyvolaná při tepelném zpracování těchto ocelí, zejména při volbě popouštěcí teploty. Tepelné zpracování je omezeno teplotou přeměny A_{C1} a z důvodu dosažení optimálních mechanických vlastností musí být volena za minimem hodnot KCV, což je za vrcholem sekundárního vytvrzení. V mnoha případech je nezbytné dodržet úzké rozmezí popouštěcích teplot v rozmezí 680 až 700 °C. Při kontrole je zapotřebí dbát zvýšené pozornosti, jelikož u svarových spojů dochází k výraznému zkřehnutí v tepelně ovlivněné zóně s reálnou možností vzniku trhlin a následných poruch. (3)

2.4.3 Žihání na snížení obsahu difuzního vodíku

Hlavní úkol nízkoteplotních žihání svarových spojů, je snížení obsahu difuzního vodíku ve svarovém spoji po svařování. U svarových spojů konstrukcí se využívá při velkých tloušťkách a velmi tuhých svařenců. Vzhledem k použité metodě svařování a k podmínkám při svařování lze očekávat vysoký obsah difuzního vodíku ve svaru, který by mohl způsobit vznik studených trhlin. Teplota žihání se má pohybovat nad 200 °C, tedy v rozmezí 200 až 300 °C. Čas výdrže na této teplotě musí být větší než 2 hodny a určuje se podle tloušťky stěn svařence. (3)

2.4.4 Mezioperační tepelné zpracování

Mezioperační tepelné zpracování svarových spojů se využívá v průběhu svařování svařenců velkých tloušťek, kde je riziko vzniku zbytkového napětí vyvolaná svařováním, která mohou způsobit vznik trhlin. Provádí se při teplotách nižší než je teplota A_{C1} . Je to obdobný případ jako u žihání, kde je snaha snížit zbytkového napětí. Stejně je tedy volen čas výdrže na žihací teplotě, je opět obdobný jako u žihání na snížení zbytkových napětí. Pro zrealizování platí zásada, že by se mělo provádět konečné tepelné zpracování svarového spoje při vyšší žihací teplotě než při mezioperačním tepelném zpracování. S ohledem na požadované výsledné vlastnosti svarového spoje musí být stanoven celkový čas výdrže svařence na žihací teplotě. (3)

3 SVAŘITELNÉ OCELI SE ZVÝŠENOU MEZÍ KLUZU

Jde o oceli obsahující uhlík do 0,2%, svařované převážně ve stavu po normalizačním žihání. Při svařování je materiál navrhován tak, aby se kladl velký důraz především na pevnostní vlastnost a houževnatost materiálu. Zvýšení pevnostních charakteristik vedl k vyvinutí řady svařitelných ocelí s vyšší mezí kluzu. Kombinací obsahu slitinových prvků a postupů tepelného zpracování vznikají oceli s odstupňovanou mezí kluzu. Tyto oceli jsou pak v závislosti na výsledné struktuře rozděleny na svařitelné oceli bainitické, oceli se strukturou popuštěného martenzitu a feriticko-perlitické. (4)

3.1 Způsoby zvýšení meze kluzu u svařitelných ocelí

Prostřednictvím obsahu uhlíku se zvýší pevnostní vlastnosti ocelí pro svařované konstrukce, nebo vyvažováním množství přísadových prvků. To zhorší svařitelnost i houževnatost oceli. Následující vypsání způsoby zpevnění jsou v současné době založeny na využití výroby nízkouhlíkových ocelí se zvýšenou mezí kluzu (R_e vyšší než 300MPa):

a) Zpevnění feritu

Tento princip je založen na přítomnosti jiných prvků v substitučních nebo intersticiálních polohách mřížky, které zpevní tuhé těleso roztoku. Při využití výrazněji působících intersticiálně se rozpouštějících prvků omezuje jejich nepříznivý vliv na svařitelnost (např. použitý fosfor, který je přidáván v malých množstvích u ocelí se zvýšenou odolností proti korozi). Mezi prvky substituční pro zpevnění feritu patří nejčastěji Si (asi do obsahu 0,5 %) a Mn (do 1,8 %), omezeně Ni.

b) Se zvýšeným obsahem fosforu (0,04-0,08)

Využívá se v automobilovém průmyslu při výrobě kol a některých ze součástí podvozků.

c) Zpevnění oceli zjemněním zrna

Zjemnění zrna má hned dvě výhody. Jednou je zvyšující se mez kluzu a druhá, že se zvyšuje vrubová houževnatost. Velikost austenitického zrna je v přímé závislosti na velikosti zrna feritu, proto se zjemnění dosáhne potlačením rekrytalizace austenitických zrn před přeměnou na ferit. To vyžaduje především řízení výše dovalcovací teploty u tlustých plechů, rychlé ochlazování na teplotu transformace $\gamma - \alpha$ jedná se o tzv. řízené válcování. Karbidotvorné anitridotvorné prvky (mezi které patří Al, Nb, V, Ti) mají velmi pozitivní vliv, brání růstu zrn austenitu za vysokých teplot. Další uplatňující proces je normalizační žihání, popř. dvojnásobná rekrytalizace.

d) Precipitační zpevnění feritu

Proces, při kterém se dosáhne vyloučením karbidů a nitridů přísad Niobium a Vanadu v množstvích do 0,2 %. A to ochlazením z teplot tváření nebo normalizačního žíhání. Avšak za zvýšení pevnostní charakteristiky, klesá obvykle houževnatost.

e) Zpevnění vyvolané bainitickou nebo martensitickou přeměnou

Zmiňované postupy zpevnění se využívají u nízkouhlíkových ocelí se strukturou feriticko-perlitickou. V rozmezí 300 až 500 MPa se pohybují dosahované hodnoty meze kluzu. Další postup je dodatečné tepelné zpracování kalením a popouštěním, čímž je dosaženo zvýšení meze kluzu (nad 500 MPa) při zachování dostatečné houževnatosti. I normalizačním žíháním lze dosáhnout bainitické struktury u vhodně legovaných, horního bainitu i řízeným ochlazováním z doválcovacích teplot. Aby byla zachována svařitelnost patří obsah slitinových prvků různých kombinací (Mn, Cr, Ni, Mo, B), mezi oceli nízkolegované (do 4%).

Mechanismem tvorby struktury **oceli s acikulárním feritem** patří k ocelím bainitickým. Oceli s acikulárním feritem jsou nerovnoosým feritem, vznikající při plynulém ochlazování skluzovým a difúzním způsobem jako bainit. Vytváří se řízeným ochlazováním ocelí, které jsou legované na posunutém počátku transformace γ na α k delším časům (Mo, B). Zjemnění zrna této struktury je velmi velká, má dokonce jemnější zrno než ferit ve feriticko-perlitických ocelích. Důvodem je, že se vytváří při nižších transformačních teplotách, čím je tedy ovlivněna i vyšší hodnota meze kluzu.

Při vysoké tažnosti za studena se stále rozšiřuje použití dvoufázových ocelí pro jejich vysoký koeficient deformačního zpevnění. Struktura tvořená feritem, ve kterém je uloženo 5 až 30% martenzitu s 5 až 7 % zbytkového austenitu se nazývají **dvoufázová feriticko-martenzitická ocel**. Za zvýšení pevnosti může stoupající obsah martenzitu, a však s počáteční tvorbou souvislého síťoví prudce klesají její plastické vlastnosti. Nízký obsah uhlíku C v oceli, obvykle do hodnoty 0,15 %. Aby byla posunuta perlitická oblast dostatečně vpravo, je zvolen obsah legujících prvků (Mn, Si, Cr, V, Mo). Novým tepelným zpracováním anebo řízeným válcováním, lze získat vhodný obsah martenzitu. (4)

3.2 Kriteria a hodnocení svařitelnosti

Hodnocením svařitelnosti se určuje vhodnost materiálu na svařování za určitých technologických podmínek.

3.2.1 Metalurgická svařitelnost

Metalurgická svařitelnost má za úkol posuzovat vhodnost materiálu na svařování, tzn., že vyjadřuje určité chování materiálu na proces svařování. Pro stanovení reakce je potřebná identifikace základního materiálu s ohledem na způsob výroby, použité tepelné zpracování a oceli chemické složení. Za tepelného účinku dochází k tepelnému ovlivnění základního materiálu a změnám chemického složení svarového spoje. Rozlišují se ve spoji tři základní části s ohledem na tepelné působení a to základní materiál, tepelně ovlivněná oblast a svarový kov. (4)

3.2.2 Chemické změny

Chemické změny jsou výsledkem složitého komplexu dějů a účinků různých činitelů v průběhu svařování. Redukce oxidů železa je podstatou probíhajících chemických reakcí, při kterých dochází ke spalování prvků např. C, Si, Mn. Hořením oblouku do roztaveného kovu vnikají některé nežádoucí plyny, rozpustné v oceli (O, H, N). (4)

3.2.3 Uhlíkový ekvivalent

Důležitým postupem hodnocení svařitelnosti převážně pro ocel s vyšší mezí kluzu je snaha vyjádřit chování oceli konkrétními hodnotami pomocí tzv. parametrických rovnic (např. rychlosti ochlazování, pro výpočet teplot předehřevu apod.). Vliv chemického složení se vyjadřuje pomocí uhlíkového ekvivalentu, který se určí ze vztahu:

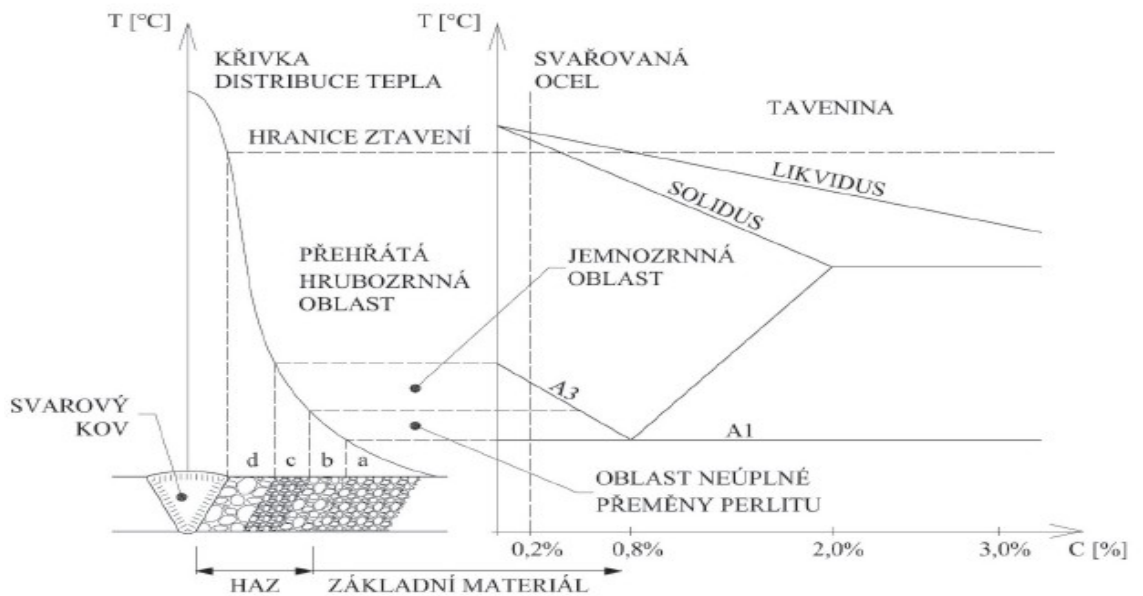
$$C_E = C + \text{Mn}/6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 + (\text{Ni} + \text{Cr})/15 \quad [\%] \quad [4] \dots\dots\dots(3)$$

Tento vzorec platí všeobecně pro ocele s pevností mezi 370-520 [MPa] a 500-700 [MPa]. „Podle uvedeného vztahu nevyžadují oceli s pevností 370-520 [MPa] při svařování zvláštní opatření, pokud je %C menší než 0,22; C_E pod 0,4% a tloušťka materiálu pod 37 mm. U oceli s pevností 500 až 700 [MPa] musí být obsah uhlíku maximálně 0,20%; C_E menší než 0,45% a tloušťka stěny max. 25mm.“ [4] Ve výsledku bylo zjištěno, že základní materiál má poměrně málo obsahu uhlíku, tedy že je materiál dobře svařitelný. (4)

Včetně chemického složení a způsobu výroby oceli má vliv stav oceli po tepelném zpracování na plasticitu kovu a tím i na svařitelnost. Pro sváry vyžadující větší náročnost, se vybírají oceli normalizačně žíhané a u ocelí ušlechtilých pak zušlechtní na nejvyšší houževnatost.

Strukturní změny jsou v TOO závislé na rychlosti ochlazování za příslušných teplot, na teploty přehřátí austenitu v daném místě a na chemickém složení.

Jestliže se dokáže zajistit rovnovážné ochlazování (i s předpokládanou tloušťkou a tepelnou vodivostí materiálu) u nízkouhlíkových ocelí, pak dostáváme v TOO struktury, které odpovídají přibližně diagramu metastabilní soustavy železo-uhlík pro příslušné teploty ohřevu jak je to na Obr. 5. (4)

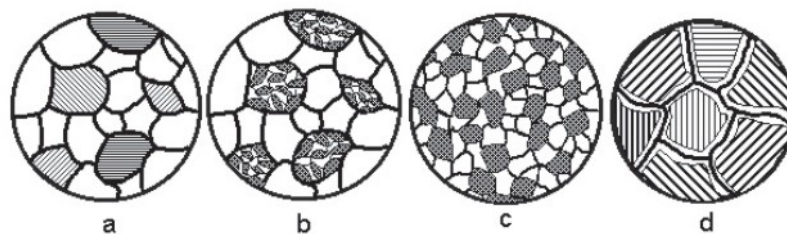


Obr. 1 Tepelně ovlivněná oblast

Zdroj: (5)

Rovnovážný diagram Fe – C obsahuje následující pevné fáze, které jsou na Obr. 2:

- a) γ – Austenit – vyskytuje se při vyšších teplotách, kubicky plošně centrovaná mřížka schopná pojmout až 2 % uhlíku.
- b) α – Ferit – vyskytuje se při pokojových teplotách, kubicky prostorově centrovaná mřížka schopná pojmout pouze kolem 0,02 % uhlíku.
- c) δ – Ferit – vyskytuje se při teplotách těsně pod bodem tání železa, kubicky prostorově centrovaná mřížka schopná pojmout pouze kolem 0,08 % uhlíku.
- d) Fe₃C – Cementit – na rozdíl od austenitu a feritu je velmi tvrdý a křehký, což je dáno jeho vysokým obsahem uhlíku 6,7 %.



Obr. 2 Mikrostruktura zrn

Zdroj: (5)

4 Experimentální hodnocení vlivu tepelného zpracování

Tepelné zpracování má na houževnatost svarového kovu velký vliv a proto byl pečlivě zkoumán. Jedná se o vzorky, které podstoupili normalizační žhání a popouštění.

4.1 Popis experimentu

Studována byla degradace houževnatosti svarového kovu za nízkých pracovních teplot. Provedené experimenty byly součástí výzkumu dynamického chování svarových spojů při nízkých teplotách. Konkrétně byly provedeny vybrané materiálové zkoušky pro zjištění zdroje poklesu rázové houževnatosti u některých svarových kovů po normalizaci -40, -60°C.

Experimentální svarové spoje byly vyhotoveny s použitím základního materiálu typu S355N, jemnozrné normalizačně žháné oceli. Experiment byl připraven ve spolupráci s ČKD Kutná hora, a.s. Chemické složení a mechanické parametry svarového kovu u použitých přídatných materiálů uvádí Tab. 1 a Tab. 2.

Tab. 1 Chemické složení svarového kovu

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Cu
Filarc	0,04	0,30	0,80	max.	max.	max.	0,60	max.	max.	max.	max.
PZ6111	0,08	0,60	1,20	0,025	0,030	0,20	0,90	0,20	0,08	0,05	0,30
OK	0,02	0,30	0,90	max.	max.		-	-	-	-	-
48.00	0,10	0,70	1,40	0,020	0,015						

Zdroj: (6)

Tab. 2 Mechanické parametry svarového kovu

	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A5 [%]	KV (-20°C) [J]	KV (-40°C) [J]
Filarc	min.	510	26	54	-
PZ6111	420	580			
OK	min.	510	22	54	47
48.00	420	640			

Zdroj: (6)

Vzorky svarového kovu byly připraveny při různých postupech tepelného zpracování. Jedná se osadu V- svařenců s použitím dvou typů přídatných materiálů a to plněnou elektrodou OK 48.00 a trubičkového drátu PZ611. Vzorky podstoupily po svaření tepelné zpracování, a to normalizační žhání a popouštění.

4.2 Použité elektrody

OK 48.00

OK 48.00 je bazická elektroda všeobecného použití s nízkonavlhavým obalem pro svařování nelegovaných a nízkolegovaných ocelí. Svarový kov je houževnatý a odolný proti praskavosti. Je použitelná pro všechny polohy svařování a dovoluje vysokou rychlost při svařování ve svislé poloze zdola nahoru. (7)

PZ611

Plněná elektroda s rutilovou náplní pro běžné svařování. Má vysokou pevnost v konstrukční oceli. Tvoří silnostěnné sváry s dobrou odolností proti nárazu až do - 20 °C. Snadné ovládání a s výborným vzhledem housenky jak při navařování v CO₂, tak i ve směsném plynu. Zejména pro jedno i vícehousenkové tupé i koutové svary. Především v polohách vodorovně-shora, na svislé stěně i v poloze zdola nahoru. Na povrchu svaru se netvoří žádné silikátové ostrůvky, a proto je tato elektroda často užívána v těžkém průmyslu a ve výrobě namáhavých svařenců, které budou opatřovány ochranným nátěrem. (7)

4.3 Provedené tepelné zpracování

Standardně prováděné normalizační žihání materiálů typu S355 (popř. tzv. normalizační válcování) vede k odstranění heterogenit struktury a zjemnění struktury při úplné překrytalizaci (cca 30-50°C nad Ac₃, při ohřevu cca 1 hodina na 20mm tloušťky stěny polotovaru). Relativně vysoká rychlost ochlazování vede k jemnozrnné homogenní feriticko-perlitická struktura (s velikostí feritického zrna > 6 vyhovující kritériu dle EN ISO 643). Řízené metalurgické procesy vedou k precipitačnímu zpevnění a s tím souvisejícím dislokačním zpevněním v důsledku zjemnění zrn a subzrn.

Obecně je aplikace ocelí tohoto typu spojena s požadavky vyšší stability proti zhrubnutí zrna na hranici tavení, sníženou náchylností ke stárnutí a především vyšší houževnatostí za nízkých teplot. V rámci provedených experimentů byla studována především otázka vlivu nečistot a normalizace.

Typické tepelné zpracování konstrukcí z jemnozrnných normalizačně žihaných a normalizačně válcovaných ocelí po svařování je žihání ke snížení vnitřních napětí a popouštění. V obou případech se jedná o žihání bez překrytalizace, tj. probíhají procesy sferoidizace, koagulace a koalescence karbidů. U popouštění dochází ke změně tvaru zrn; u žihání ke snížení vnitřních napětí dochází vlivem procesů na úrovni mikroplastické

deformace k poklesu a homogenizaci vnitřního napětí, vyvolaného tepelným polem a strukturálními změnami při svařování.

V souvislosti se studovanými zdroji poklesu houževnatosti při nízkých teplotách byl experimentálně analyzován vliv:

- a) popouštění (žihání bez překrytí), které je obvykle požadováno po svařování velké tloušťky, kde se předepisuje obvykle nízká teplota předehřevu,
- b) normalizačního žihání, které je požadováno v souvislosti s odstraněním zhrubnutí zrna v pásmu přehřátí.

Žihání bez překrytí má u těchto typů ocelí charakter popouštění za předpokladu, že dochází alespoň částečně k bezdifúznímu rozpadu v tepelně ovlivněné zóně. Vzhledem k charakteru základního materiálu k tomu dochází přednostně podél linie tavení, tj. v pásmu lokálního zhrubnutí zrna. K banitické (prakticky výjimečně martenzitické) transformaci dochází při větší tloušťce svařenců, která do určité míry snižuje svařitelnost. (8)

Experimentální tepelné zpracování dokumentují záznamy viz. Příloha A.

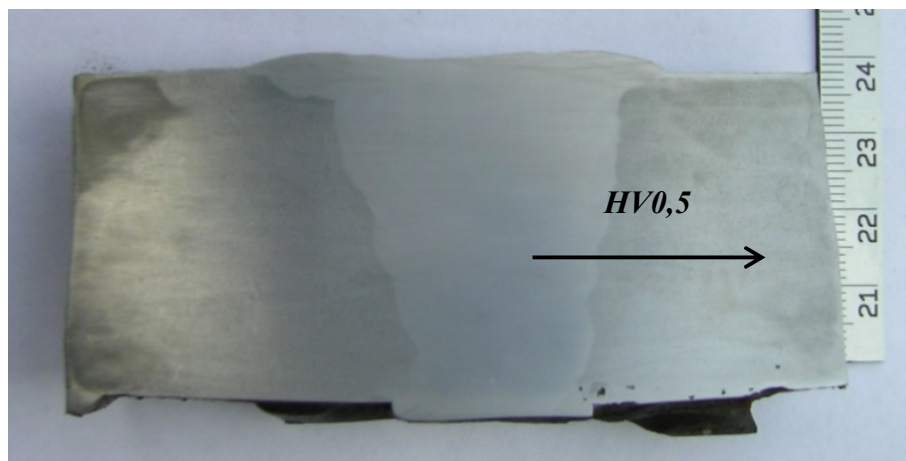
4.4 Příprava materiálu a použité metody hodnocení

Bylo realizováno:

- a) Experiment svařenců
- b) Měření tvrdosti
 - tvrdost povrchu napříč svarem makrotvrdost HBW 30 podle EN ISO 6506-1 (teplota 20°C)
 - linie tvrdosti HV 0,5
- c) Zkouška tahem napříč svarem podle EN ISO 4136 (při teplotě 20°C)
- d) Zkouška rázem v ohybu podle EN ISO 9016 (teplota -40°C a -60°C)
- e) Strukturální analýza metodou světelné a elektronové metalografie
- f) Fraktografická analýza lomových ploch

Měření tvrdosti a tahová zkouška a zkouška vrubová byly provedené v celém rozsahu realizovaného experimentu (tj. všechny varianty přídavného materiálu a tepelného zpracování). Strukturální a fázové analýzy byly provedeny u vybraných vzorků, které z výsledků vykazovali problémy.

Pro analýzy byly vyhotoveny podélné výbrusy standardním postupem přípravy metalografických vzorků. Pro spatření TOO obrazce je nutné povrch materiálu přebrousit a následně vyleštit.



Obr. 3 Profil experimentálních svarů

Zdroj: (8)

Poté se povrch nechá naleptat tzv. Nitalem (2% roztoku dusičného v etylalkoholu). Po poleptání se zkoumaný vzorek pořádně omyje vodou, pak opakovaně methanolem. Makroskopický snímek svařence dokumentuje Obr. 3.

4.5 Hodnocení tvrdosti

K dispozici byly vzorky, které umožnily vyhodnotit svarový kov při různých postupech tepelného zpracování. Přibližné srovnání pevnostních rozdílů svarového kovu a neovlivněného základního materiálu vychází z měření tvrdosti metodou HBW 30 (podle EN ISO 6506-1). Celková statická pevnost svařenců byla hodnocena tahovou zkouškou napříč svarem podle EN ISO 4136 (při teplotě 20°C) – viz Tab. 3.

Tab. 3 Tvrdost povrchu napříč svarem HBW 30 podle EN ISO 6506-1 (teplota 20°C) a Zkouška tahem napříč svarem podle EN ISO 4236 (teplota 20°C)

Svařenec	Příd.materiál / tepené zpracování	tvrdost HBW 30			Re [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Z [%]
		Základní materiál	Svarový kov	Základní materiál				
1	OK 48.00 popuštění	161	161	161	382	478	24	74
2	PZ 6111 popuštění	168	217	168	401	573	11	52,3
3	OK 48.00 normalizace	168	135	168	293	439	26,2	74,0
4	PZ 6111 normalizace	174	152	174	344	497	23,6	70,8

Zdroj: (6)

Vliv nízkých teplot na dynamickou odolnost, byl testován zkouškou rázem v ohybu při teplotě -40°C a -60°C. Pozice a orientace vrubů byly voleny podle EN ISO 9016 pro testování tupých svarových spojů. U vzorků, vykazujících výraznou odchylku byla provedena fraktografická analýza. Byl zjištěn významný vliv vnitřních nespojitostí svarového kovu, tj. vliv provedení svaru převažoval nad vlivem metalurgie a strukturních změn. Tyto hodnoty lze vyloučit z celkového hodnocení (tj. u varianty svarového kovu použitím trubičkového drátu ve stavu po popuštění byly dosaženy reálně vyšší průměrné hodnoty).

Výsledky zkoušky rázem v ohybu při kryogenních teplotách uvádí Tab. 4. Z výsledků vyplývá výrazná ztráta houževnatosti svarového kovu v provedení elektrody po normalizačním žihání ve srovnání se stavem po popuštění. Normalizace vedla k poklesu pod garantovaný limit při teplotách -40°C, zbývající zjištěné hodnoty (KV při -40°C a -60°C)

nemají výrobcem přídavného materiálu garantované hodnoty. Ve stavu po popouštění si svarový kov při použití elektrody zachoval velmi vysokou houževnatost rovněž při -60°C .

Naopak pozitivní efekt normalizace ve smyslu na houževnatost svarového kovu byl zjištěn při použití trubičkového drátu. Došlo k posunu tranzitní teploty pod -40°C .

Tab. 4 Zkouška rázem v ohybu podle EN ISO 90016 při teplotě -40°C a -60°C

číslo svařence	Příd.materiál / tepelné zpracování	-40°C				-60°C			
		1	2	3	průměr	1	2	3	průměr
1	OK 48.00 popuštění	21	142	156	106	148	19	144	104
2	PZ 6111 popuštění	10	9	9	9	8	7	8	8
3	OK 48.00 normalizace	7	25	6	13	11	4	7	7
4	PZ 6111 normalizace	16	11	76	34	8	6	7	7

Zdroj: (6)

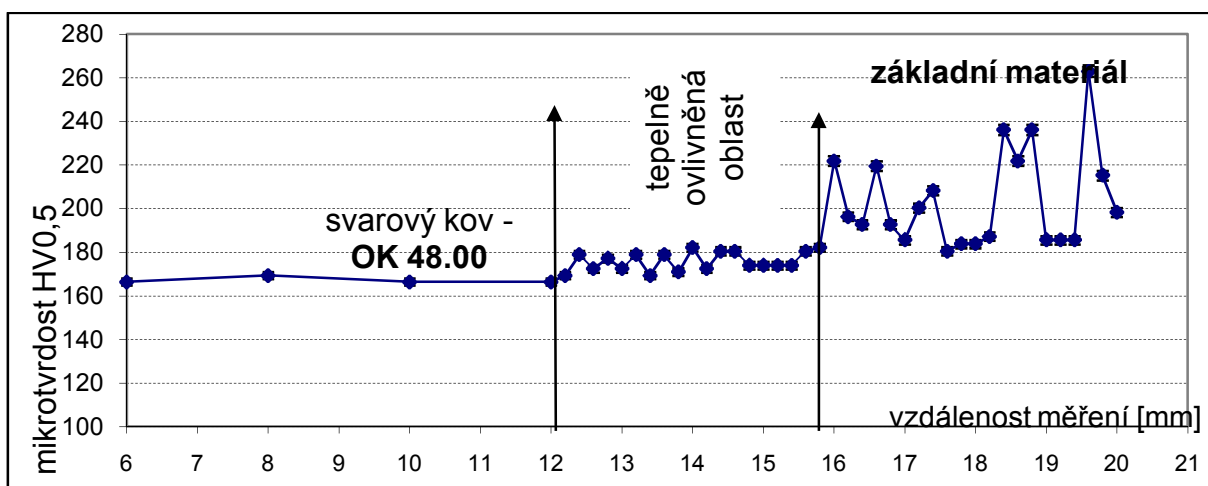
4.5.1 Vlastní měření HV 0,5

Vzhledem k tomu, že vliv použitého tepelného zpracování je podstatně ovlivněn strukturálními změnami, spojenými se svařováním, bylo provedeno vlastní měření mikrotvrlosti v liniích dle Obr. 3. Linie měření byly vedeny v ose svařenců, směrem od svarového kovu do základního materiálu. Podstatou zkoušky bylo vtlačování diamantového vnikajícího tělesa ve tvaru pravidelného čtyřbokého jehlanu s vrcholovým úhlem mezi protilehlými stěnami $\alpha = 136^{\circ}$ do povrchu zkušební tělesa vlivem zkušební zatížení F působícího kolmo ke zkoušenému povrchu po stanovenou dobu a změření úhlopříček vtisku, který zůstal na povrchu zkoušeného materiálu po odlehčení zkušební zatížení. Tvrdotost se určila jako poměr zkušební zatížení a povrchu vtisku. Srovnávací měření je ovlivněno rozdíly v dosahu tepelně ovlivněné zóny mezi jednotlivými svařenci a heterogenitou svarového kovu, výsledky viz Obr. 4 až 7. (9)

Z měření vyplývá pozitivní vliv normalizačního žhání potlačením lokální heterogenity tepelně ovlivněné oblasti. V závislosti od výchozího strukturního stavu tepelně ovlivněné zóny došlo:

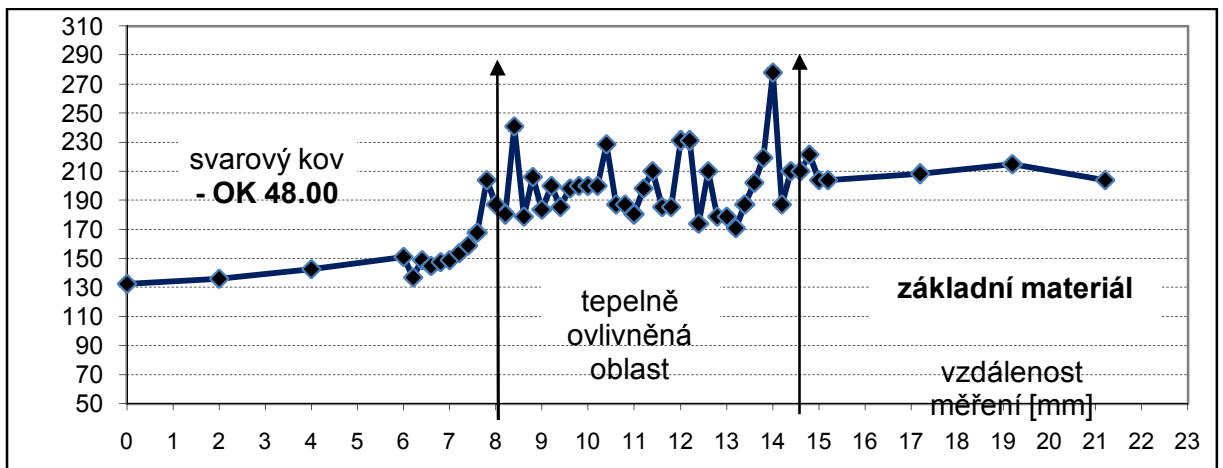
- ke zvýšení tvrdosti (v pásmu zhrubnutí zrna po svařování),
- nebo naopak k dosažení plynulejšího gradientu tvrdosti na svarovém rozhraní v oblastech, kde došlo k částečné bezdifúzní přeměně (zjištěn byl výskyt bainitické struktury).

Ve svarovém kovu došlo k poklesu tvrdosti, s výraznějším vlivem v případě svařování elektrodou. Vzhledem k tomu, že ve svarovém kovu vlivem teploty bylo nutno uvažovat několik procesů v protichůdném vlivu na tvrdost, tento vliv bylo nutno posoudit v přímé návaznosti na strukturní rozbor.



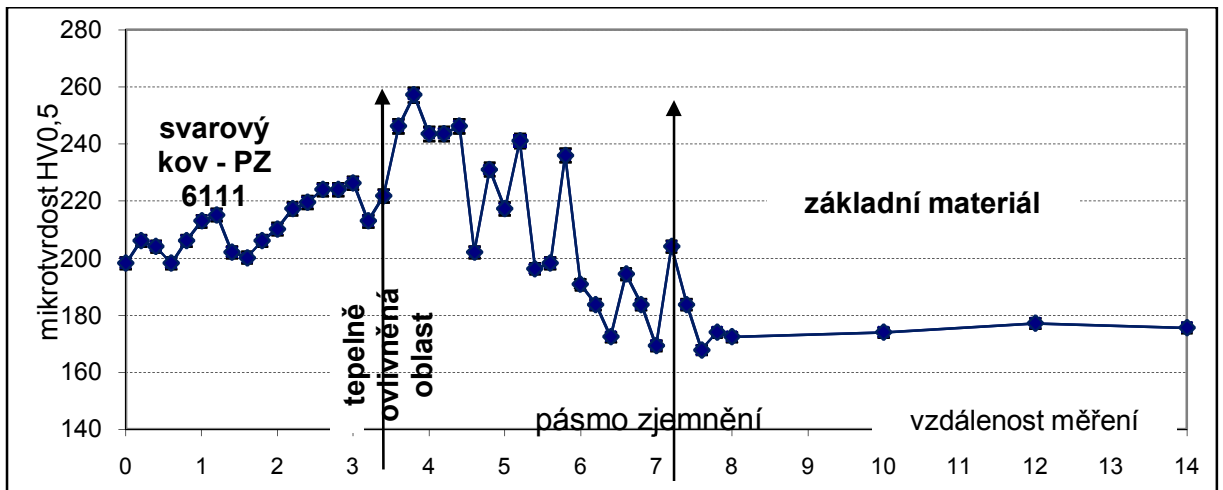
Obr. 4 Vzorek č. 1; přídatný materiál OK 48.00, po popouštění

Zdroj: Autor



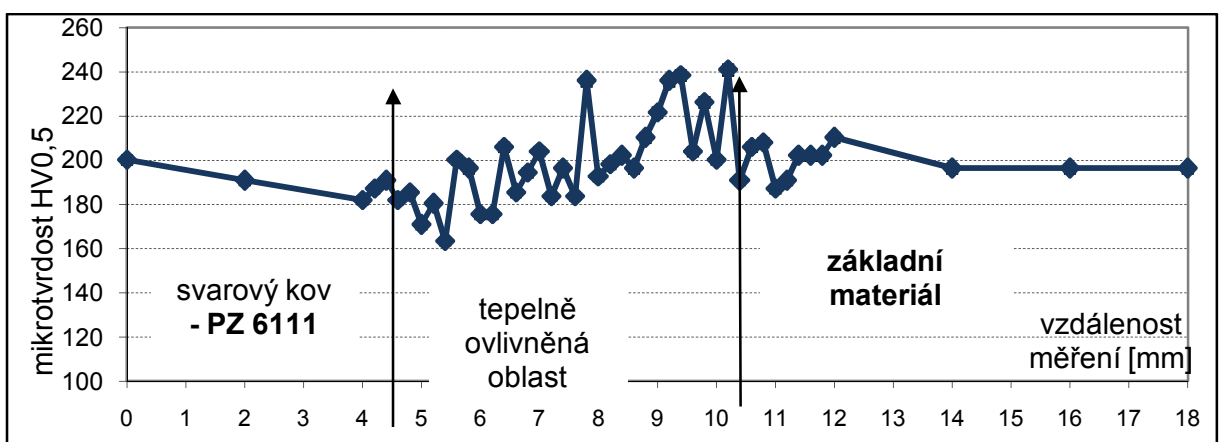
Obr. 5 Vzorek č. 3; přídavný materiál OK 48.00, po normalizaci

Zdroj: Autor



Obr. 6 Vzorek č. 2; přídavný materiál PZ 6111, po popouštění

Zdroj: Autor



Obr. 7 Vzorek č. 4; přídavný materiál PZ 6111, po normalizaci

Zdroj: Autor

Měření tvrdosti a tahová zkouška a zkouška vrubová byly provedené v celém rozsahu realizovaného experimentu (tj. všechny varianty přídavného materiálu a tepelného zpracování) Strukturní fázové analýzy byly provedeny u vybraných vzorku právě na vybraných výsledku, které vykazovaly problém.

4.6 Výsledky strukturních analýz

Dále jsou uvedeny výsledky analýz vzorků, prezentujících nežádoucí stav poklesu houževnatosti za záporných teplot. Testovány byly obě varianty přídavného materiálu i tepelného zpracování, tj.:

Vzorek č. 1A1 prezentuje svarový spoj vytvořený elektrodou OK 48.00 ve stavu po popouštění

Vzorek č. 2A1 prezentuje svarový spoj vytvořený elektrodou PZ 6111 ve stavu po popouštění

Vzorek č. 3A1 prezentuje svarový spoj vytvořený elektrodou OK 48.00 ve stavu po ve stavu po normalizačním žíhání

Vzorek č. 4A1 prezentuje svarový spoj vytvořený elektrodou PZ 6111 ve stavu po ve stavu po normalizačním žíhání

Uvedené vzorky byly vyhotoveny ze vzorků po zkoušce rázem v ohybu při teplotě -40°C . Srovnána byla mikrostruktura jednotlivých vzorků na následujících stěžejních oblastech svařenců:

- svarový kov,
- hranici tavení tj. rozhraní svarový kov/základní materiál
- tepelně ovlivněné oblasti

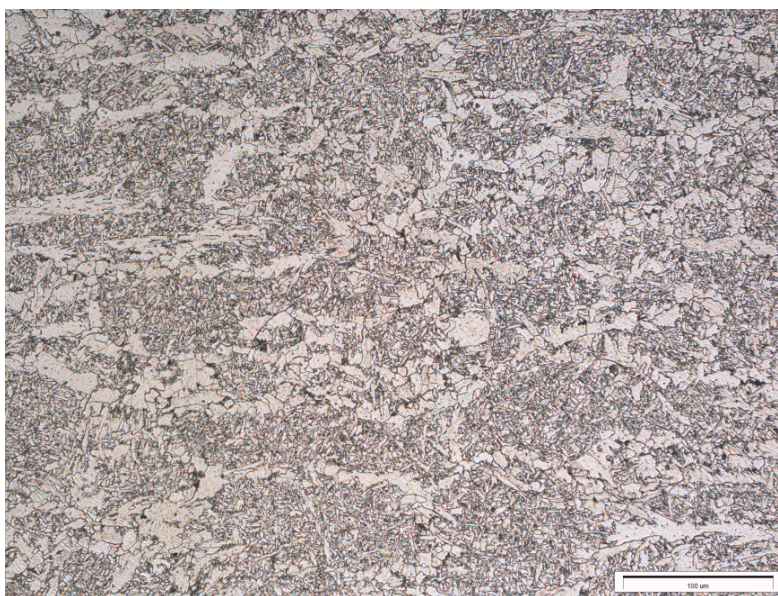
Fotodokumentace byla vyhotovena při zvětšení 100x pro přehled pásem strukturních změn, detailnější snímky (zvětšení 250x) pro identifikace konkrétní struktury. Použité rozlišení bylo jednotné pro všechny hodnocené vzorky, aby umožnilo srovnání a tedy posouzení strukturních rozdílů v souvislosti s rozdílným tepelným zpracováním.

Pro vyhodnocení vyvolaných strukturních změn je dokumentována neovlivněná mikrostruktura základního materiálu. Pozorována byla mikrostruktura feriticko-perlitická. Jedná se o běžnou úroveň mikročistoty na úrovni 2 až 3 podle Normy ČSN 42 0471 ISO4967, ve výsledku to znamená, že není vhodné pro dynamicky zatěžované součástky. Obsah sulfidické inkluze ovlivňuje svařitelnost. Vliv sulfidů na dynamickou odolnost základního

materiálu je zanedbatelný a však z hlediska jakosti svarového kovu je zapotřebí tento vliv sledovat.

Vzorek č. 2A1

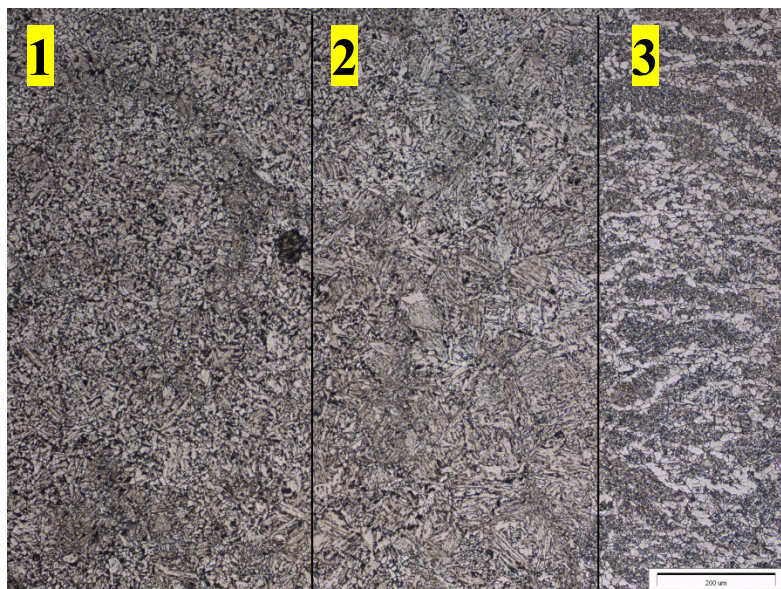
Svarový kov má strukturu feriticko-bainitickou, s výskytem acikulárního (nerovnoosého) feritu. Feritická obálka vykresluje sloupovitý tvar zrn, která kopírují směr odvodu tepla. Celkově byla pozorována velice nerovnoměrná struktura hlavně z hlediska stavby zrn právě v souvislosti s lokálními rozdíly v odvodu tepla. Co se týče strukturních složek, nebyly zjištěny podstatné rozdíly, viz Obr. 8.



Obr. 8 Vzorek č. 2a1; svarový kov (zv.250x)

Zdroj: Autor

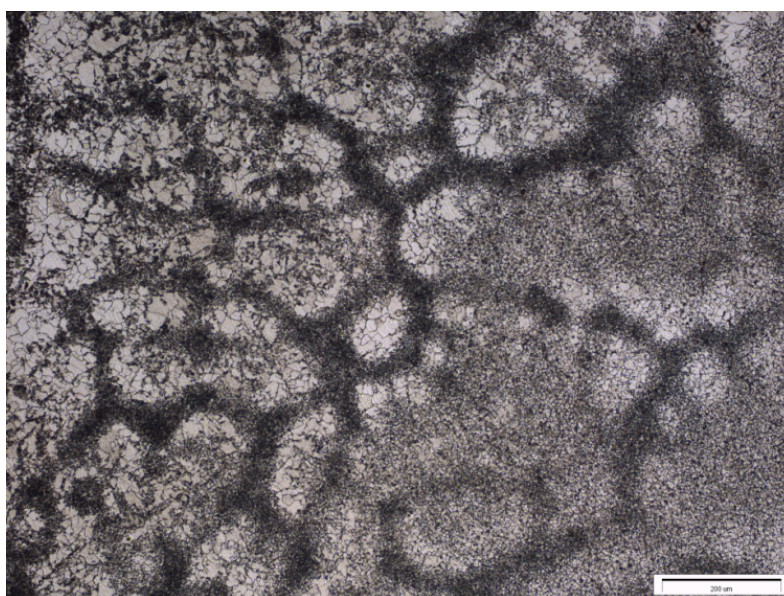
Na hranici tavení (Obr. 9) se objevila tendence bainitické transformace podél linie tavení. Naopak nebyly zaznamenány žádné stopy martenzitu, ani jeho předpoklad k tendenci se vytvářet. A také nevzniklo žádné riziko zakalení. Přehled struktury svarového spoje: 1 Feriticko-perlitická, zjemnění zrna, 2-Hranice Too – sk, zhrubnutí zrna, 3-Svarový kov



Obr. 9 Vzorek č. 2a1; svarový kov vs TOO (zv.100x)

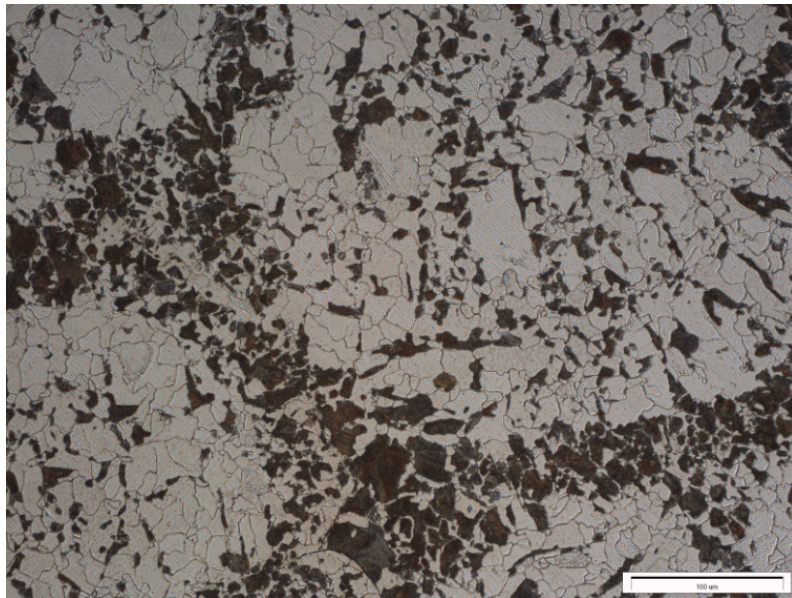
Zdroj: Autor

Obr. 10 dokumentuje strukturu TOO v zóně částečné austenitizace a v detailu na Obr. 11. Byly zachovány původní strukturální změny základního materiálu, které byly u jiných vzorků potlačeny normalizací.



Obr. 10 Vzorek č. 2a1; TOO (zv.100x)

Zdroj: Autor

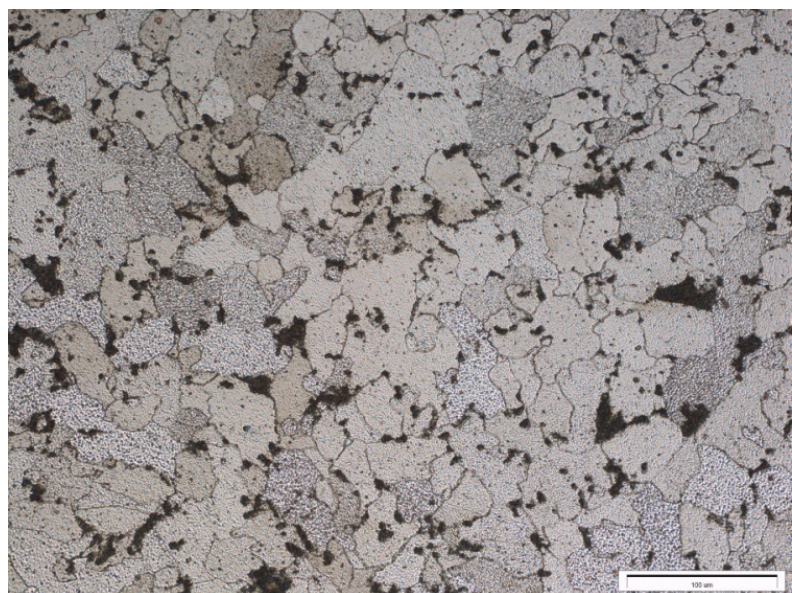


Obr. 11 Vzorek č. 2a1; detail zvětšeného TOO

Zdroj: Autor

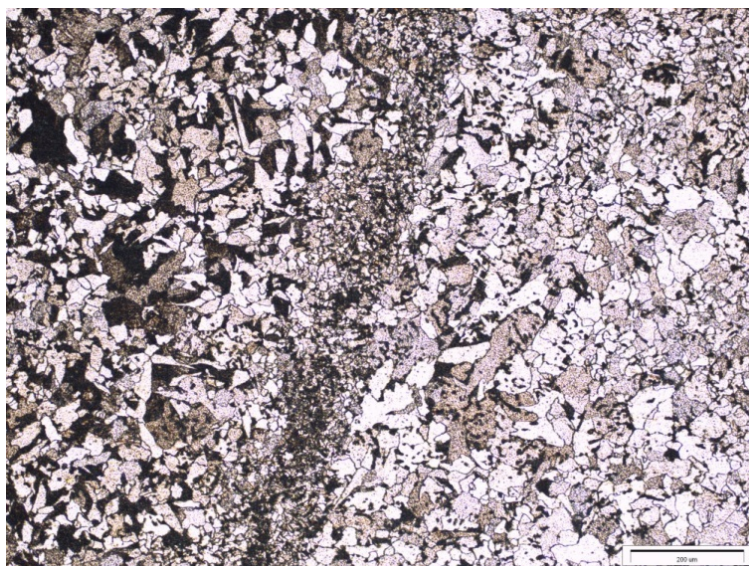
Vzorek č. 3A1

Struktura svarového kovu na Obr. 12 je převážně feritická po polygonizaci zrn, zrna jsou rovnoosá. A byla pozorovaná intenzivnější forma karbidu místy po hranicích zrn. Na hranicích tavení bez strukturních defektů, tedy bez nežádoucích strukturních změn, viz obr. 13.



Obr. 12 Vzorek č. 3a1; svarový kov (zv.250x)

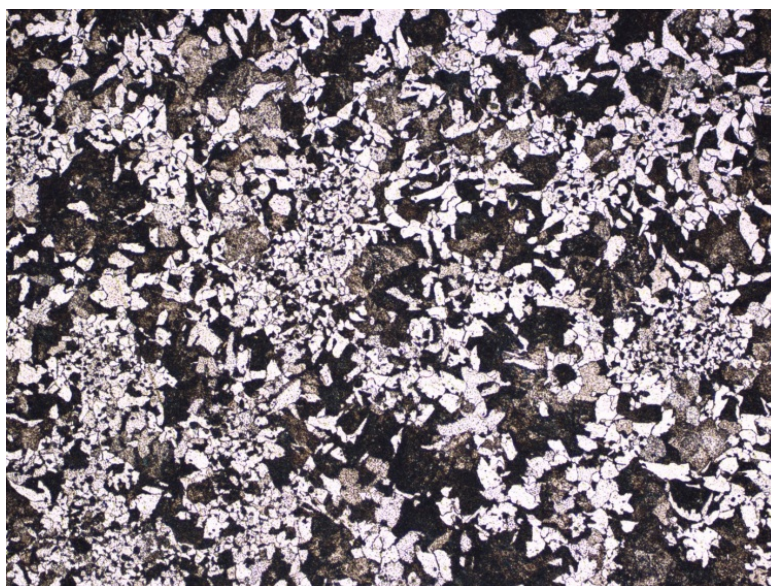
Zdroj: Autor



Obr. 13 Vzorek č. 3a1; svarový kov vs TOO (zv.100x)

Zdroj: Autor

Tepelně ovlivněná oblast na Obr. 14 dokumentuje pásmo částečné austenitizace tj. heterogenní rozložení feritu a perlitu.



Obr. 14 Vzorek č. 3a1; TOO (zv.100x)

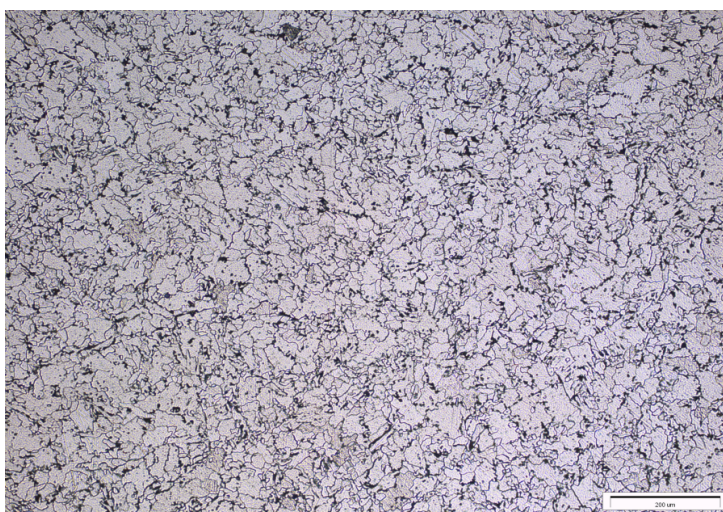
Zdroj: Autor

Vzorek č. 4A1

Vzorek je svařovaný trubičkou Pz6111, po normalizaci. Svarový kov na Obr. 15 má strukturu feriticko perlitickou homogenní struktury. Došlo k plné překrystalizaci svarového kovu. Nadále byla zjištěna plná rekonstrukce zrn.

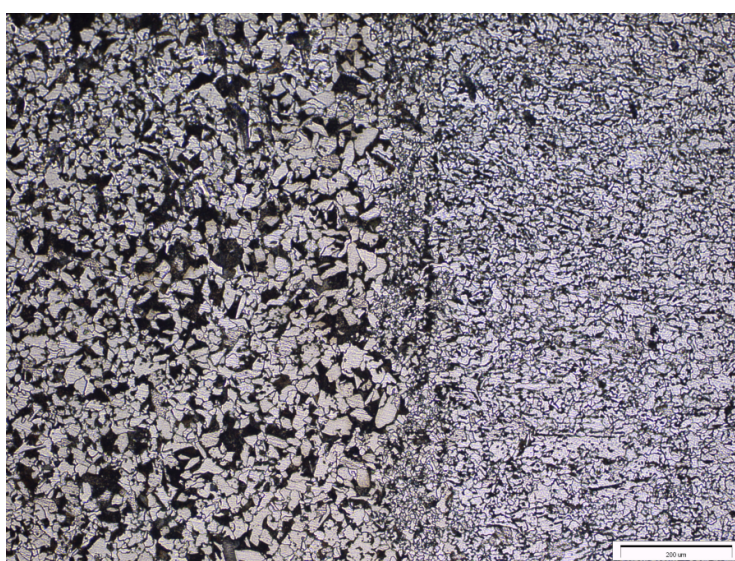
Jde tak o potlačení všech fázových rozdílů a všech rozdílů stavbě zrn, které byly vyvolané původní technologií tepelného zpracování. Fázové změny, které byly vyvolané původním svarem a zachování žíháním v prvním vzorku byly potlačeny. Nepozorujeme stopy bainitické transformace, ale došlo k plné homogenizaci zrn i plné homogenizaci struktury. Pozorován byl tedy plný účinek normalizace. Došlo tedy ke strukturnímu vlivu:

- polygonizace struktury
- homogenizace
- velikosti zrna
- homogenizace strukturních složek



Obr. 15 Vzorek č. 4a1; svarový kov (zv.250x)

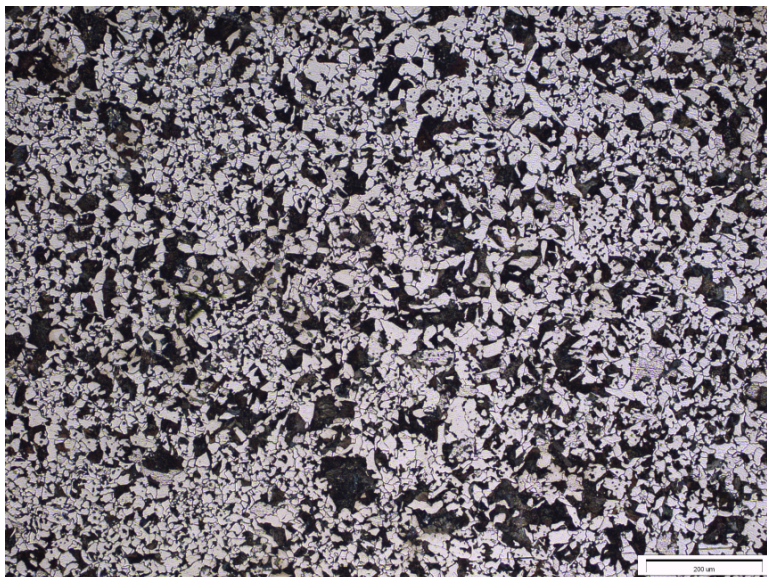
Zdroj: Autor



Obr. 16 Vzorek č. 4a1; Too vs Svarový kov TOO (zv.100x)

Zdroj: Autor

Primární heterogenita materiálu se částečně zachovala. Heterogenita materiálu v TOO vyvolaná svarovým spojem viz Obr. 16 a Obr. 17 byla vlivem normalizace plně potlačena.



Obr. 17 Vzorek č. 4a1; TOO (zv.100 x)

Zdroj: Autor

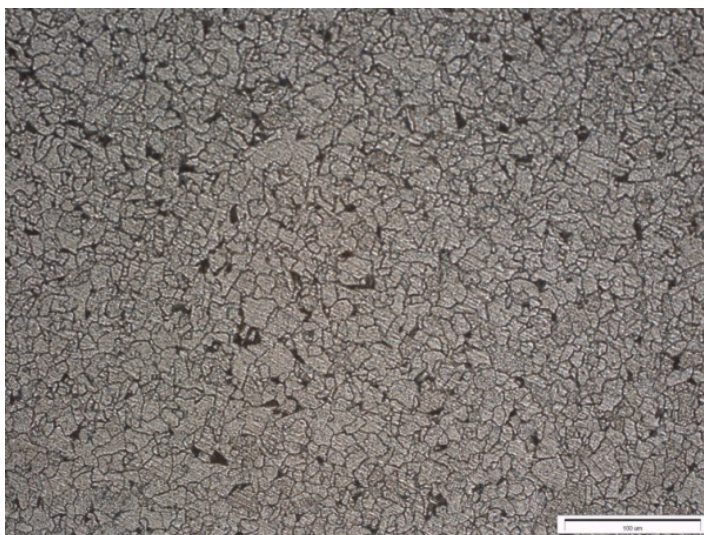
Vzorek č.1A1

Byl zjištěn evidentní rozdíl všech pásem oproti vzorkům pouze po popouštění, viz obr. 18. Rozhodující strukturní vliv ve svarovém kovu je ztráta acikularity feritu. To znamená, že zrna feritu byly rovnoosé. Tato strukturní změna znamená z hlediska vlivu na statické a dynamické chování tyto zásadní vlivy:

1. Acikulární (nerovnoosý ferit) má zvětšenou plochu hranic zrn tj. z důsledkem zvýšení pevnosti.
2. Zvýšení plochy hranic zrn znamená nižší hustotu vyskytujících se nečistot po hranicích zrna (popřípadě precipitátů, segregace apod., které negativně ovlivňují kohezní pevnost zrn) v důsledku tak nerovnoosost feritu zvyšuje nejintenzivněji a rázovou houževnatost.

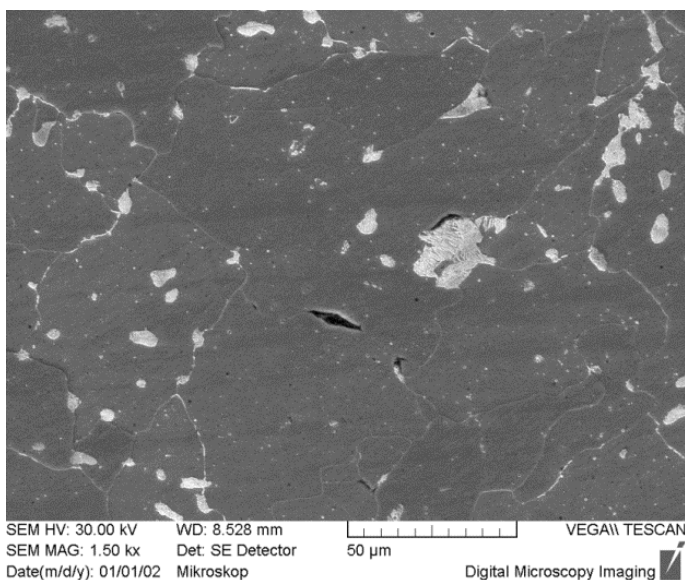
Vyvolané strukturní změny normalizací podle provedených pozorování potlačili tento pozitivní strukturní efekt v původní stavbě svarového kovu.

Dále byl zjištěn výskyt sulfidů a s tím související defekty ve svarovém kovu, viz Obr. 18 a Obr. 19.



Obr. 18 Vzorek č. 1a1; svarový kov (zv.250 x)

Zdroj: Autor



Obr. 19 Vzorek č. 1a1; detail zvětšeného svarový kov

Zdroj: Autor

4.7 Výsledky fraktografických analýz

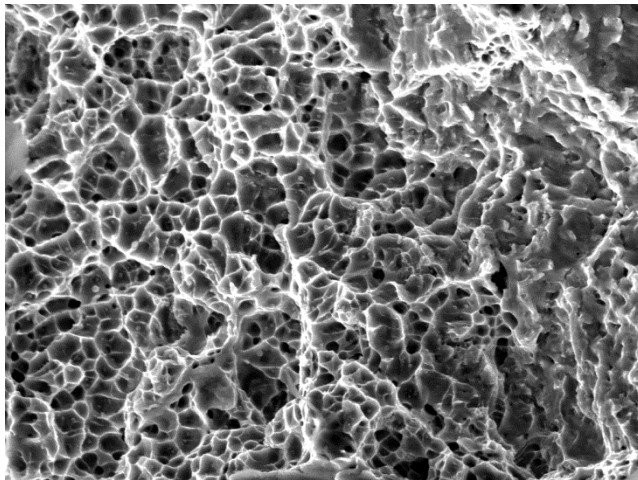
Dále byly testovány vzorky faktografickou analýzou. Byly použity vzorky svařované při teplotě -20°C , jedná se opět o dvě varianty přidavného materiálu i tepelného zpracování tj.:

Vzorek č. 1A2 prezentuje svarový spoj vytvořený elektrodou OK 48.00 ve stavu po popouštění

Vzorek č. 2A2 prezentuje svarový spoj vytvořený elektrodou PZ 6111 ve stavu po popouštění

Vzorek č. 3A2 prezentuje svarový spoj vytvořený elektrodou OK 48.00 ve stavu ve stavu po normalizačním žihání

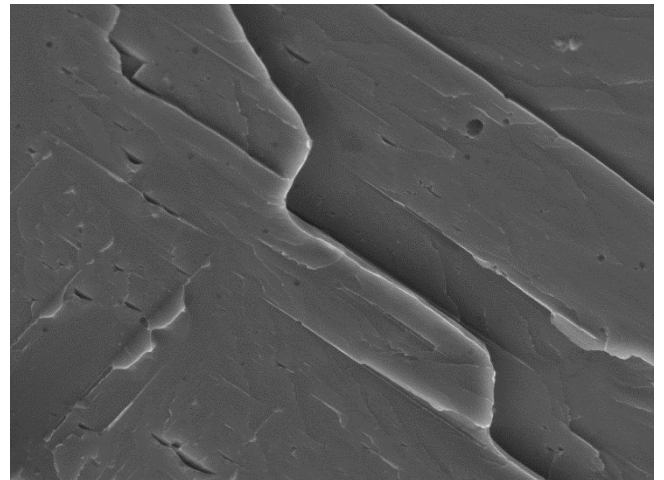
Vzorek č. 4A2 prezentuje svarový spoj vytvořený elektrodou PZ 6111 ve stavu po ve stavu po normalizačním žihání



SEM HV: 30.00 kV WD: 14.08 mm VEGA\\ TESCAN
SEM MAG: 3.00 kx Det: SE Detector 20 µm

Obr. 20 Vzorek č. 3; výlučně tvárný mód lomu při rázovém zatížení při +20°C

Zdroj: Autor



SEM HV: 30.00 kV WD: 4.222 mm VEGA\\ TESCAN
SEM MAG: 5.00 kv Det: SE Detector 10 µm

Obr. 21 Vzorek č. 3; štěpný lom při rázovém zatížení při -40°C

Zdroj: Autor

ZÁVĚR

Úkolem bylo zjistit, proč rapidně klesá rázová houževnatost u některých svarových kovů po normalizaci a žíhání, při teplotě -40 , -60°C .

Z výsledků zkoušky rázem v ohybu při kryogenních teplotách vyplývá výrazná ztráta houževnatosti svarového kovu v provedení elektrody po normalizačním žíhání ve srovnání se stavem po popuštění. V případě kdy byla použita normalizace, došlo k poklesu pod garantovaný limit při teplotách -40°C . Ve stavu po popuštění si svarový kov při použití elektrody zachoval velmi vysokou houževnatost rovněž při -60°C . Pozitivní efekt po normalizaci ve smyslu na houževnatost svarového kovu byl zjištěn při použití trubičkového drátu. Je zřejmé, že došlo k posunu tranzitní teploty pod -40°C .

Z měření mikrotvrdomosti podle Vickerse vyplývá pozitivní vliv normalizačního žíhání potlačením lokální heterogenity tepelně ovlivněné oblasti. V závislosti od výchozího strukturního stavu tepelně ovlivněné zóny došlo, ke zvýšení tvrdosti (v pásmu zhrubnutím zrna po svařování), nebo naopak k dosažení plynulejšího gradientu tvrdosti na svarovém rozhraní v oblastech, kde došlo k částečné bezdifúzní přeměně (zjištěn byl výskyt bainitické struktury). Ve svarovém kovu došlo k poklesu tvrdosti, s výraznějším vlivem v případě svařování elektrodou.

Výsledkem strukturních a fraktografických analýz bylo zjištění lomové chování svarového kovu při použití elektrody po normalizaci a trubičkového drátu po normalizaci. Z tvárného módu lomu při použití elektrody po normalizaci došlo k přechodu na výlučně štěpný lom při teplotě -20°C . Při použití trubičkového drátu po normalizaci došlo ke směsnému lomu s poměrně vysokým podílem tvárného mechanismu porušování. Jedná se o podstatný rozdíl ve srovnání s aplikovanou elektrodou ve stejném stavu tepelného zpracování, kde byl zjištěn výlučně štěpný mechanismus lomu, převážně transkrystalický.

Při strukturním rozboru byl zjištěn zdroj intenzivního zkřehnutí materiálu. Došlo k plné sferoidizaci feritických zrn, zapříčiněnou normalizací. Pokles hustoty na hranicích zrn zavinila ztráta acikularity feritu (po popuštění částečně zachovaná). To má také za následek kdy dochází ke ztrátě zpevnění na hranicích zrn a zvýšení koncentrace nečistot na hranici zrna. Ve svarovém kovu po normalizaci byly dále zjištěny interkrystalické defekty.

Na základě použití chemické mikroanalýzy byla zjištěna přítomnost síry, která je nežádoucím faktorem. Vzhledem k vysokému stupni dendritické segregace síry se oxisulfidické eutektikum vylučuje přednostně na hranicích primárních zrn. Aby byl potlačen tento nepříznivý stav, je nutno zajistit zvýšení čistoty svarového kovu.

Další způsob zamezení tohoto jevu je legování pro ovlivnění rafinačních pochodů ve svarové lázni. Na potlačení vlivu síry, kyslíku a dusíku je do oceli přidáván mangan a hliník.

SEZNAM POUŽITÝCH INFORMAČNÍCH ZDROJŮ

- (1) KUČERA, J. *Teorie svařování: část 1.* vyd. Ostrava: VŠB Ostrava Technická univerzita, 1994.
- (2) KUČERA, J. *Teorie svařování: část 2.* vyd. Ostrava: VŠB Ostrava Technická univerzita, 1994.
- (3) KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T. *Svařování I.* 1. vyd. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2005, 133 s. ISBN 978-80-248-0870-3.
- (4) FREMUNT, P., PODRÁBSKÝ, T. *Konstrukční oceli.* 1. vyd. Brno: CERM, 1996, 261 s. ISBN 80-858-6795-8
- (5) Konstrukce: Vliv svařování na lomovou houževnatost. [online]. [cit. 2014-08-15]. Dostupné z:<http://www.konstrukce.cz/clanek/vliv-svarovani-na-lomovou-houzevnatost/>
- (6) Firemní materiály ČKD Kutná hora: Zkoušky svarových spojů, 2012
- (7) ESAB Global: Svařování a pálení. [online]. [cit. 2014-08-15]. Dostupné z:<http://www.esab.com/global/en/>
- (8) Schmidová, E.: *Studium degradace dynamické únosnosti svarů při kryogenních teplotách*, zpráva č.1-2/2013/DFJP/KMMČS, CVKDV, Projekt TAČR, TE 01020038, Pardubice, 2013
- (9) PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu I.* Brno: CERM, 2001, 505 s. ISBN 80-720-4193-2.

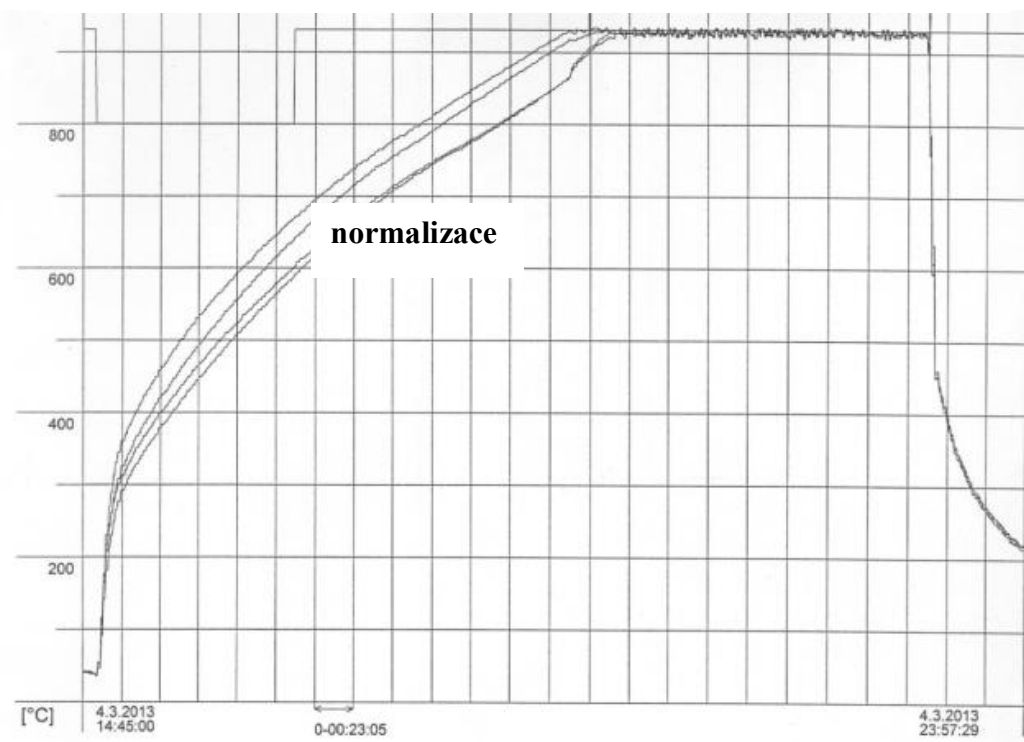
SEZNAM PŘÍLOH

Příloha A Experimentální tepelné zpracování

PŘÍLOHY

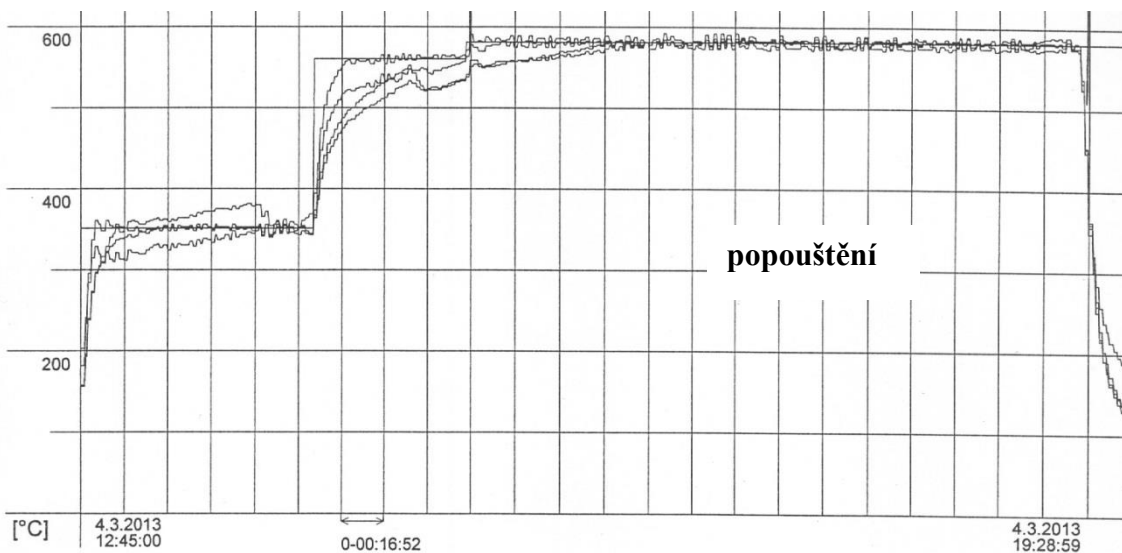
Příloha A Experimentální tepelné zpracování

Normalizační žhání



Firemní materiály ČKD Kutná hora: Zkoušky svarových spojů, 2012

Popouštění



Firemní materiály ČKD Kutná hora: Zkoušky svarových spojů, 2012