



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

STRUKTURA A VLASTNOSTI SVAROVÉHO SPOJE ROTORU PARNÍ TURBÍNY

STRUCUTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS STEAM TURBINE ROTOR

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE
BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

JAN MACHALA

VEDOUcí PRÁCE
SUPERVISOR

ING. MARTIN JULIŠ, PH.D

BRNO 2011

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství
Akademický rok: 2010/11

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

student(ka): Jan Machala

který/která studuje v **bakalářském studijním programu**

obor: **Materiálové inženýrství (3911R011)**

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 bakalářské práce:

Struktura a vlastnosti svarového spoje rotoru parní turbíny

v anglickém jazyce:

Structure and properties of welded joints of steam turbine rotor

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Cílem práce je posouzení strukturně-mechanických vlastností svarového spoje rotoru parní turbíny. V rámci vypracování tématu student vypracuje literární rešerši na dané téma a dále se bude zabývat přípravou vzorků, hodnocením struktury a měřením tvrdosti a mikrotvrdosti svarového spoje z Cr-Mo oceli.

Cíle bakalářské práce:

1. Literární rešerše shrnující současný stav poznatků.
2. Strukturní rozbor a hodnocení kvality svarového spoje.
3. Měření tvrdosti a mikrotvrdosti v celé oblasti svarového spoje v souladu s platnými normami ČSN EN.

Seznam odborné literatury:

- [1] PILOUS, V.: Materiály a jejich svařitelnost, In Učební texty pro evropské svařečské specialisty, praktiky a inspektory. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2002, s. 17-72. ISBN 80-85771-97-7.
- [2] HLAVATÝ, I. : Svařitelnost uhlíkových ocelí, In Materiály a jejich svařitelnost: Učební texty pro kurzy svařečských inženýrů a technologů. 2. vyd. Ostrava: ZERROS, 2001. Kapitola 9, s. 115–122. ISBN 80-85771-85-3.
- [3] HRIVŇÁK, I. : Zváranie a zvariteľnosť materiálov. 1. vyd. Bratislava: Nakladateľstvo STU, 2009. 492 s. ISBN 978-80-227-3167-6.


Vedoucí bakalářské práce: Ing. Martin Juliš, Ph.D.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2010/11.

V Brně, dne 11.1.2011


prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
Ředitel ústavu




prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc.
Děkan

ABSTRAKT

Bakalářská práce se zabývá posouzením strukturně-mechanických vlastností svarového spoje rotoru parní turbíny. Experimentálním materiálem svarového spoje je nízkolegovaná ocel 30CrMoNiV5-11 ve stavu po umělé degradaci.

Teoretická část je literární rešerší dané problematiky se zaměřením na svařitelnost různých druhů ocelí používaných v energetickém průmyslu, na metalurgické pochody při svařování a obsahuje přehled nejdůležitějších metod svařování. Velká pozornost je věnována hodnocení kvality svaru podle příslušných norem a také destruktivnímu i nedestruktivnímu zkoušení svarových spojů.

V experimentální části bakalářské práce bylo provedeno měření tvrdosti a mikrotvrdosti svarového spoje metodou dle Vickerse a vyhodnocení mikrostruktury metodami světelné mikroskopie. Získané hodnoty a informace o vlastnostech materiálu po umělé degradaci byly konfrontovány s již dříve získanými experimentálními výsledky ve výchozím stavu (po vyžhání).

ABSTRACT

This thesis deals with the assessment of the structural-mechanical properties of welded joints of steam turbine rotor. Experimental weld material is low alloy steel 30CrMoNiV5-11 in the state after the artificial degradation.

The theoretical part of the literary researches the issue, focusing on the weldability of different types of steel used in the energy industry, the metallurgical processes in welding and provides an overview of the most important methods of welding. Great attention is paid to the evaluation of weld quality in accordance with relevant standards and destructive and non-destructive testing of welded joints.

In the experimental part of this work was carried out measurements of hardness and microhardness of the weldment by Vickers and evaluation of the microstructure by light microscopy. The obtained values and information about the properties of the material after artificial degradation were compared with previously obtained experimental results in the default state (after annealing).

Klíčová slova: Svarový spoj, tvrdost, mikrotvrdost, mikrostruktura, umělá degradace

Key words: Welded joints, hardness, micro hardness, microstructure, artificial degradation

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

MACHALA, J. *Struktura a vlastnosti svarového spoje rotoru parní turbíny*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2011. 56 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Martin Juliš, Ph.D..

PROHLÁŠENÍ

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

V Brně 27. 5. 2011

Jan Machala

PODĚKOVÁNÍ

Největší díky patří vedoucímu této práce Ing. Martinu Julišovi Ph.D. Zejména za jeho pomoc, rady, informace, které mi poskytl, ale taky za jeho přístup a také trpělivost.

Dále bych chtěl poděkovat mé nejbližší rodině – rodičům, babičce, dědovi a tetě. Bez jejich podpory by tato práce nikdy nevznikla. Děkuji rovněž mým nejbližším přátelům, zejména Lence, Petrovi a Ondrovi.

OBSAH

1. CÍLE PRÁCE	1
2. ÚVOD	2
3. TEORETICKÁ ČÁST	3
3.1 OCELI NA TURBÍNOVÉ ROTORY	3
3.2 SVAŘITELNOST	5
3.3 METODY SVAŘOVÁNÍ	10
3.4 METALURGICKÉ POCHODY PŘI SVAŘOVÁNÍ	20
3.5 ZKOUŠENÍ A HODNOCENÍ SVARŮ, VADY VE SVAROVÝCH SPOJÍCH	25
3.6 UMĚLÁ DEGRADACE	30
4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	31
4.1 PŘÍPRAVA VZORKŮ	31
4.2 MĚŘENÍ TVRDOSTI A MIKROTVRDOSTI	31
4.3 HODNOCENÍ MIKROSTRUKTURY SVAROVÉHO SPOJE	38
4.4 SROVNÁNÍ STAVU SVAROVÉHO SPOJE PO UMĚLÉ DEGRADACI A PO ŽÍHÁNÍ	48
5. ZÁVĚRY	54
6. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	55

1. CÍLE PRÁCE

- Literární přehled problematiky
- Měření tvrdosti a mikrotvrdosti metodou dle Vickerse v souladu s platnými normami ČSN EN
- Vyhodnocení mikrostruktury svarového kovu, tepelně ovlivněné oblasti a základního materiálu metodami světelné mikroskopie
- Srovnání výsledků měření tvrdosti a mikrotvrdosti a strukturních změn experimentálního materiálu ve stavu po umělé degradaci s původním stavem (po vyžhání).

2. ÚVOD

Problematika svarových spojů rotorů parních turbín není jen záležitostí z čistě materiálového hlediska. Na řešení všech problémů je potřeba uplatnit komplexní pohled, zahrnující i další faktory, zejména vliv tvaru a geometrické složitosti svařenců a také velice náročné pracovní podmínky.

Souhrn všech těchto vlivů vyžaduje zvýšené nároky na materiál a kvalitu svarového spojení. Vhodný materiál se musí vyznačovat vysokými hodnotami meze kluzu, a to i za zvýšených teplot, rovněž musí být dostatečně odolný proti křehkému porušení. Nejvýznamnější skupinou, která splňuje tyto podmínky, jsou nízkolegované oceli typu CrMoV, CrMoNiV, schopné precipitačního a substitučního vytvrzení.

Technologie svařování musí být dokonale zvládnutá. Požadavkem je homogenní svar bez vad nepřijatelné velikosti.

Volba metody svařování se proto odvíjí od výše uvedených podmínek. Svary rotorů se navíc často vyznačují velkými tloušťkami, které je nutné dobře provařit. Velký problém, který často nastává, je neprovařený kořen svaru, a proto se pro vytvoření kvalitního svarového spojení někdy používá více svařovacích metod. Pro kořenovou část svaru se v čím dál větší míře využívá svařování plasmovým obloukem a na zbylou část se uplatňuje svařování pod tavidlem nebo metoda TIG.

Během procesu svařování mohou vzniknout ve svarovém spojení nebo v jeho okolí trhliny. Původ vzniku trhlín může být různý - během krystalizace svarového kovu, působením nečistot, indukované vodíkem nebo během žíhání po svařování. Tyto trhliny jsou z provozního hlediska nepřijatelné. Jejich vyhodnocování se řídí podle platných norem, např. ČSN EN 1321, ČSN EN ISO 5817. Ve velké míře se uplatňuje i nedestruktivní zkoušení, především ultrazvuková metoda.

Provozním zatížením (zejména působením vysokých teplot) dochází v materiálu ke strukturním změnám, které mají za následek degradaci mechanických vlastností. Tato skutečnost nesmí být v žádném případě opomenuta. Nástrojem, díky kterému můžeme získat přehled o těchto změnách, je aplikace umělé degradace.

3. TEORETICKÁ ČÁST

3.1 OCELI NA TURBÍNOVÉ ROTORY

Rotor je jednou z nejvíce namáhaných částí parní turbíny. Při provozu je rotor vystaven velkému silovému a tepelnému zatížení, které spolu s tvarovou složitostí kladou vysoké nároky na mechanické vlastnosti a strukturní a chemickou homogenitu použitého materiálu. Na lopatky rotoru působí velké odstředivé síly v kombinaci s vysokou teplotou. Tato teplota může být i vyšší než 600 °C (v místě vstupu páry do turbíny). Oceli vhodné pro tyto podmínky se tedy musí vyznačovat vysokou mezí kluzu za normálních i zvýšených teplot a také odolností proti creepu. Navíc při velkých rozměrech rotorů a zejména při najíždění a odstavování turbín se vytváří velký teplotní rozdíl mezi povrchem a středem. Tento rozdíl může být i stovky stupňů Celsia. Vzniká tak tepelné pnutí, které společně s působením odstředivých sil vytváří napětí, jež může způsobit až deformace rotoru. Při střídavé plastické deformaci mohou také vlivem tepelné únavy vznikat na povrchu mikrotrhliny.

Svou roli hraje i ekonomické hledisko. S rostoucí pracovní teplotou páry roste účinnost turbín. To znamená, že všechny výše uvedené požadavky jsou stále navyšovány a materiály na turbínové rotory musely projít velkým vývojem. První použité oceli byly nelegované, od kterých se přešlo na nízkolegované feritické až k vysokolegovaným austenitickým. Austenitické oceli sice umožňují vyšší pracovní teploty, ale velkou překážkou je obtížné vytvoření svarového spojení s nízkolegovanými feritickými oceli. (Důvodem je diametrálně odlišná teplotní roztažnost). [1]

V současné době převládají dvě skupiny ocelí – již zmíněné nízkolegované feritické a modifikované oceli typu Cr12. Austenitické oceli (společně s niklovými superslitinami) nacházejí své uplatnění na nejvíce namáhaných součástech (lopatky turbín), ale i zde je snaha o náhradu modifikovanými oceli s 9-12% Cr kvůli jejich relativně nižší ceně. [2]

Nízkolegované žárovevné oceli

Používají se v energetických zařízeních do teplot 580 °C. V posledních desetiletích se užívali oceli CrMoV na bázi 0,5 % Cr; 0,5 % Mo; 0,25 % V nebo oceli CrMo na bázi 2,25 % Cr; 1 % Mo (např. ocel s označením T22). Vývoj ocelí je zaměřen na zvyšování jejich žárovevnosti, snížení ceny a zvýšení svařitelnosti. Moderní nízkolegované oceli (T23, T24, F-2W a další - viz tabulka 3.1) obsahují 2-3 % Cr a obsah uhlíku je do 0,1 hm. %. Právě změnou chemického složení lze dosáhnout výrazného zvýšení žárovevnosti. Ocel T24 obsahuje Ti, V, B a N. Ocel T23 je legovaná W a dále pak V, Nb, B a N. Creepové vlastnosti, zejména mez pevnosti při tečení (R_{mT}) za 10^5 hodin je u modifikovaných nízkolegovaných ocelí T23 a T24 výrazně vyšší než u oceli T22, přičemž R_{mT} při teplotách 550–575 °C je blízká hodnotám creepové pevnosti modifikovaných 9% Cr ocelí. [2]

Zvýšení žárovevnosti lze dosáhnout i vhodným tepelným zpracováním. Nízkolegované oceli se zpracovávají normalizací, příp. kalením do oleje (resp. do vody) z teplot 1050–1070 °C, a následným popouštěním na teplotě 740–775 °C. Při popouštěcích teplotách dochází k precipitaci speciálních karbidů. Ochlazením z vysokých austenitizačních teplot prakticky nelze dosáhnout oblast martenzitu. (V diagramu ARA nízkolegovaných ocelí je výrazná oblast transformace austenitu na bainit.) Mikrostruktura je po tepelném zpracování bainitická, bainiticko-feritická nebo bainiticko-martenzitická s podílem jemných disperzních částic. Pro nízkolegované žárovevné oceli je po zakalení nejvhodnější struktura horní bainit. Popouštěním této struktury na vzduchu se dosáhne velmi dobrých mechanických i žárovevných vlastností. [2]

Tab. 3.1 Chemické složení vybraných nízkolegovaných žárovevných ocelí [1,2]

Ocel	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	W	Nb	Ti	N	B	Al	Ni
15 320	0,2 0,28	0,4 0,8	0,15 0,4	1,1 1,4	0,15 0,3	–	–	–	–	–	–	–	–
15 335	0,2 0,27	0,25 0,5	0,25 0,5	1 1,5	0,45 0,65	0,65 0,85	0,4 0,8	–	–	–	–	–	max. 0,3
30CrMo NiV5-11	0,31	0,6	0,02	1,3	1,1	0,31	–	–	–	–	–	0,005	0,7
T22	0,08 0,15	0,4 0,8	0,15 0,4	1,9 2,6	0,9 1,2	–	–	–	–	–	–	–	–
T23	0,04 0,1	0,1 0,6	max. 0,5	1,9 2,6	0,05 0,3	0,2 0,3	1,45 1,75	0,02 0,08	–	max. 0,03	0,0005 0,0006	max. 0,03	–
T24	0,05 0,1	0,3 0,7	0,15 0,45	2,2 2,6	0,9 1,1	0,2 0,3	–	–	0,05 0,1	max. 0,01	0,0015 0,0070	max. 0,02	–
F-2W	0,1	0,51	0,6	1,9	0,6	0,37	0,33	–	0,14	–	–	–	–

Modifikované oceli 9-12% Cr

Modifikované oceli s 9-12% Cr, jsou obohacené bórem, niobem, vanadem, wolframem a kobaltem. Umožňují použití páry s kritickými parametry až 650 °C při tlaku 35 MPa. Dosahují meze pevnosti při tečení $R_{mT}/10^5\text{h}/600\text{ °C}$ větší než 100 MPa. [2] Vývoj ocelí je shrnut v tabulce 3.2

Tab. 3.2 Vývoj modifikovaných ocelí 9-12% Cr [2]

Etapa	Období	Úprava složení	$R_{mT}/10^5/600$	Oceli	Max. teplota
1	1960–70	Přísada Mo, Nb, V do 12Cr a 9CrMo ocelí	60 MPa	EM12, HCM9M, TEMPALLOY F9, HT91	565 °C
2	1970–85	Optimalizace obsahu C, Nb, V	100 MPa	HCM12, P/T91	593 °C
3	1985–95	Substituce Mo wolframem	140 MPa	P92, HCM12A, E911	620 °C
4	současnost	Zvyšování obsahu W, přísada Co	180 MPa	NF12, SAVE 12	(650 °C)

Tepelné zpracování se skládá z normalizace a popouštění. Teplota austenitizace závisí na chemickém složení. Obvyklý je rozsah 1040-1150 °C. Po ochlazení je struktura tvořena martenzitem, zbytkovým austenitem a případně částicemi Nb(C,N). Popouštění této struktury probíhá těsně pod teplotou A_{c1} . Obvyklý je rozsah 675-780 °C. Při popouštění vznikají částice $M_{23}C_6$, které brzdí tvorbu a růst zrn ve feritické matici. Při pracovních teplotách 600-650 °C dochází ke hrubnutí těchto karbidů. Tomu lze zabránit přísadou bóru. [1]

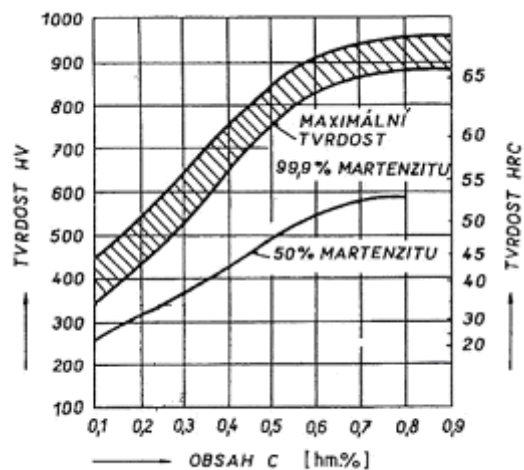
3.2 SVAŘITELNOST

Svařitelnost je charakteristika materiálu, která vyjadřuje schopnost vytvořit svarový spoj. Jedná se o charakteristiku komplexní, proto abychom mohli materiál prohlásit za svařitelný, musíme zohlednit všechny jeho mechanické, fyzikální a chemické vlastnosti a to tak aby výsledný svar splňoval všechny podmínky v oblasti jakosti, spolehlivosti a životnosti.

3.2.1 Svařitelnost nelegovaných ocelí

Mezi nelegované oceli se řadí oceli třídy 10, 11 a 12 a oceli na odlitky řady 42 26 XX. Technické vlastností těchto ocelí jsou dány především obsahem uhlíku, který se pohybuje od minimálního množství po 1,3 hm. %.

Při jejich svařování uhlík způsobuje zvýšení tvrdosti, snížení plasticity, což s výrazným vnitřním pnutím v tepelné ovlivněné oblasti (dále TOO), může vést k vzniku trhlin. Proto tvrdost v TOO nesmí přesáhnout max. tvrdost 350 HV, tato hodnota představuje 50 % martenzitu ve struktuře, při obsahu uhlíku 0,25 hm. %. (Viz obr. 3.1) Hranice 0,25 hm. % uhlíku se také bere jako hranice, která rozděluje nelegované uhlíkové oceli na svařitelné bez zvláštních a podmínek a podmíněčně svařitelné (obsah C > 0,25 hm. %), u kterých používáme předehřev. Teplota předehřevu je vyšší s rostoucím obsahem uhlíku [3]



Obr. 3.1 Závislost tvrdosti na obsahu uhlíku a podílu martenzitu ve struktuře [3]

U ocelí legovaných musíme brát na zřetel působení legujících prvků, které svařitelnost ztěžují. Zavádí se proto tzv. uhlíkový ekvivalent C_e . Pokud jeho hodnota bude $C_e \leq 0,50$, pak se považuje příslušná ocel za svařitelnou.

Pro oceli s obsahem C $\leq 0,22$ hm. % se uhlíkový ekvivalent určí podle vztahu (1):

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

kde s je tloušťka plechu v mm.

Tato rovnice platí pro maximální obsahy prvků (hm. %): C= 0,22 ; Mn= 1,6 ; Cr= 1 ; Ni= 3 ; V= 0,14 ; Cu= 0,3 . [3]

Jiný vztah (2) pro určení uhlíkového ekvivalentu navrhl Mezinárodní svářečský institut (IIW/IIS), platný pro oceli $C > 0,18$ hm. %:

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

Tyto dva vztahy jsou nejznámější a nejvíc používané. Nicméně lze najít i mnoho dalších vztahů, určených pro specifické skupiny ocelí. [4]

3.2.2 Svařitelnost nízkolegovaných ocelí

Svařitelnost těchto ocelí je kromě obsahu uhlíku ovlivněna i obsahem legur (Cr, Mo, V, Ni), které zvyšují kalitelnost a prokalitelnost. Pro zaručení svařitelnosti by měl být uhlíkový ekvivalent $\leq 0,45$. Při vyšších hodnotách je vyžadován předehřev, případně další postupy jako dohřev, eventuelně přichlazení na teplotu 100 až 150 °C, případně popouštění. Přídavné materiály se používají podobného chemického složení, jako má základní materiál. [5]

Technicky nejvýznamnější skupinou jsou nízkolegované žárovevné oceli, které nacházejí široké uplatnění i v energetice. Disponují vysokými hodnotami meze pevnosti při tečení, zvýšenou houževnatostí, odolností proti křehkému lomu i za nižších teplot. Důvodem těchto pozitivních vlastností jsou především precipitační a substituční zpevnění, které zpevňují mřížku tuhého roztoku a tím omezují dislokační skluz a difúzní pohyb atomů. [5] Proto je těmto dvěma základním mechanismům potřeba věnovat více pozornosti.

Precipitační zpevnění

Obecně je základem precipitačního zpevnění vytvoření homogenního tuhého roztoku, ve kterém je rovnoměrně rozpuštěn uhlík, dusík a legury. Následuje prudké ochlazení, při kterém se zabrání vzniku rovnovážných fází. Struktura je tvořena feritickými zrny se zvýšeným obsahem uhlíku a dusíku. Takto je struktura energeticky velice nestabilní a proto se přebytečný uhlík a dusík začnou vylučovat po hranicích zrn jako karbidy a nitridy. Tento proces se také někdy nazývá stárnutím. Toto tepelné stárnutí může být přirozené (probíhá za pokojových teplot) nebo umělé (probíhá za zvýšených teplot). U ocelí pro hluboký tah se jedná o proces nežádoucí. Precipitace jemných částic na hranicích zrn výrazně snižuje plasticitu materiálů. Naopak u žárovevných ocelí je tento proces důvodem pozitivního nárůstu pevnostních charakteristik. [6]

Pro nejvíce v energetice používané oceli CrMoV se jedná především o karbidy a karbonitridy vanadu (V_4C_3 a VCN). U ocelí Cr-Mo pak karbidy Mo_2C nebo Cr_7C_3 . Výsledné mechanické vlastnosti jsou závislé na velikosti, počtu a také na střední vzájemné vzdálenosti vytvrzujících částic - takzvané disperzi. Disperze precipitátů je ovlivňována tepelným zpracováním. Materiály a polotovary pro konstrukci svařenců z nízkolegovaných žárovevných ocelí jsou proto dodávány normalizované a popuštěné. Normalizací dosáhneme stejné velikosti precipitátů, popuštěním jejich rovnoměrné distribuce a tím optimální kombinací mezi pevnostními a deformačními charakteristikami materiálu. V průběhu popuštění se rovněž martenzit rozpadá na feriticko-karbidickou mikrostrukturu a také dochází ke stabilizaci rozměrů svařence. Popouštěcí teplota musí být dostatečně vysoká, aby vytvrzující fáze vyprecipitovaly co nejvíce v průběhu popouštění. Tímto zamezíme precipitaci při provozu zařízení při vysokých teplotách, tzv. sekundární vytvrzování. To způsobuje zvýšení tvrdosti a nežádoucí snížení plastických vlastností svarového spoje. [7]

Substituční zpevnění

V principu jde u substitučního zpevnění o deformaci mřížky atomem příměsového prvku s velkým poloměrem. U nízkolegovaných žárovevných ocelí se toto pozitivně projeví zejména u creepu - zvýšením meze pevnosti při tečení a snížením rychlosti tečení. Používané prvky jsou zejména Mo a W. Molybden snižuje rychlost tečení pouze do obsahu 0,5 hm. %. Při vyšším obsahu se mohou tvořit nežádoucí fáze typu M_6C nebo Fe_2Mo , které mají nízkou rozměrovou stabilitu a rozpouštějí příznivě působící VC a VCN. [3,6]

3.2.3 Svařitelnost jemnozrnných ocelí

Základní charakteristikou této skupiny ocelí je mez kluzu vyšší než 350 MPa. Zvýšení meze kluzu se u nich dosahuje dislokačním zpevněním a mikrolegováním prvky jako V, Nb, Ti a Al. Limitní obsahy jsou: V max. 0,1 hm. %, Nb max. 0,04 hm. %, Ti max. 0,15 hm. %, Al min. 0,015 hm. %. [8] Tyto prvky tvoří s uhlíkem a dusíkem karbidy, nitridy nebo karbonitridy - AlN, TiC, TiN nebo Ti(C,N), NbC, Nb(C,N), V_4C_3 , V(C,N). Tyto částice brání migraci hranic zrn při rekrystalizaci – dostáváme tedy jemnozrnnou strukturu se zvýšenou mezí kluzu. Viz vztah (3) : Hall-Petchova rovnice.

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-\frac{1}{2}} \quad (3)$$

kde σ_y je mez kluzu (může být značeno R_e), σ_0 je kritické skluzové napětí monokrystalu, k_y je parametr, který je funkcí teploty, rychlosti deformace, a strukturních vlastností materiálů [9]

Tyto částice váží i jistý podíl intersticiálního dusíku. Pravděpodobnost vzniků nitridů železa Fe_4N a $Fe_{16}N_2$ je minimální a materiál nestárne. Vazba uhlíku na karbidy a karbonitridy snižuje uhlíkový ekvivalent a tedy zlepšuje svařitelnost ocelí. [8]

Nevýhodou mikrolegování je ale na druhou stranu nebezpečí vzniku sulfidů legujících prvků, které mají velmi nízkou teplotu tavení a zvyšují tak náchylnost k likvačním trhlinám za horka. Obsah síry nesmí proto přesáhnout 0,02 hm. %. [8]

Při svařování významně roste zrno v TOO což sebou nese pokles plastických vlastností. Proto je snaha svařovat bez předehřevu s co nejmenším měrným příkonem. Do meze kluzu 480 MPa a tloušťky 25 mm lze oceli svařovat prakticky bez nutnosti předehřevu. U svarových spojů těchto ocelí vzniká kolem teplot A_{c1} tzv. změkčená zóna v TOO. Strukturní změny vyvolané kolem této teploty snižují tvrdost, vrubovou houževnatost a tím celou pevnost svarového spoje. Z toho důvodu se doporučuje žíhání do 400°C. Vždy je tedy snaha, aby šířka TOO a změkčené zóny byla co nejmenší. [7]

3.2.4 Svařitelnost vysokopevných ocelí

Chemické složení této skupiny ocelí není rozdílné od mikrolegovaných jemnozrnných ocelí. Hodnoty meze kluzu se však pohybují mezi 480 až 980 MPa. Nárůst těchto hodnot je dáno zejména dislokačním zpevněním, kterého se dosahuje následným termomechanickým zpracováním. Termomechanické zpracování (dále TMZ) je řízená kombinace tváření materiálů s jeho strukturními a fázovými přeměnami. Takto zpracovávat lze polymorfní oceli.

Způsobů TMZ zpracování je několik [10]:

- řízené válcování
- nejvíce používané TMZ deformací před transformací (vysoko nebo nízkoteplotní)
- deformace během transformace
- deformace po transformaci

Řízené válcování

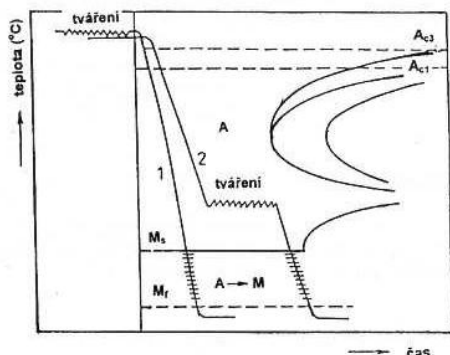
Při tomto způsobu deformace je přesně řízena teplota, doba deformace a úběr materiálu. Výsledkem je velmi jemné austenitické zrna, které při ochlazení transformuje na jemnozrnný ferit. Dosahujeme vysoké meze kluzu a nízké tranzitní teploty. Používá se pro oceli mikrolegované niobem nebo vanadem. [5, 10]

VTMZ (vysokoteplotní termomechanické zpracování)

Ocel je tvářena v oblasti stabilního austenitu (nad teplotou A_{c3}). Jemnozrnná struktura se prudce ochladí, vznikne jemná martenzitická struktura s mezí pevností až 1800 MPa a s výrazně vyšší lomovou houževnatostí. [5]

NTMZ (nízkoteplotní termomechanické zpracování)

Tváření probíhá až v oblasti metastabilního austenitu, po ochlazení z teploty austenitizace. (Viz obr. 3.2). Poté se ocel zakalí, vzniká husté dislokační pole, které umožňuje vznik jemné martenzitické struktury. Většinou následuje popouštění do teploty 200 °C. Tento způsob se používá pro materiály s širokou oblastí metastabilního austenitu. [5]



Obr. 3.2 základní typy TMZ: 1 - VTMZ, 2 – NTMZ [5]

Deformace během transformace

Tváření (deformace nad 60%) probíhá po rychlém ochlazení na teplotu 600-700°C z teploty austenitizace, během perlitické transformace. Zvýšení pevnosti není výrazné, ale podstatně se zvýší houževnatost materiálu. Jinou možností je deformace během bainitické přeměny a následné zakalení. Takto získáme martenzitickou strukturu ve směsi se spodním bainitem. Výsledné zvýšení pevnosti je větší, ale houževnatost se sníží. (V porovnání s podobným NTMZ). [10]

Deformace po transformaci

Princip metody spočívá v deformaci martenzitu za studena (1 až 5 %) a to většinou mezi prvním nebo druhým popouštěním, případně na přímo na teplotě popouštění. Mez kluzu můžeme tímto postupem výrazně zvýšit, avšak hodnoty tažnosti a lomové houževnatosti klesají. [10]

Svařitelnost termomechanicky zpracovaných ocelí je podobná jako u mikrolegovaných jemnozrnných ocelí (mají prakticky stejné chemické složení). Je však potřeba uvědomit si některé změny. Teplotní cyklus při svařování velmi významně snižuje účinek TMZ - dochází k poklesu meze kluzu, tvrdosti a vrubové houževnatosti. K této změně dochází nejvýrazněji v TOO a při teplotách v rozmezí A_{c1} až A_{c3} . To znamená, že svarový spoj má menší pevnostní hodnoty než základní materiál. Způsoby jak zamezit co nejmenšímu poklesu

pevnosti je co nejvíce snížit tepelný příkon a tím zúžit šířku TOO. K tomuto problému lze nalézt i konstrukční řešení: nahrazení tupého spoje spojem přeplátovaným. Zde není TOO tak nepříznivě orientována ke směru namáhání. Rovněž přídatný materiál volíme tak, abychom docílili požadovaných mechanických vlastností svarového spoje. Používají se výhradně materiály s nízkým obsahem difuzního vodíku, případně Cr-Ni austenitické oceli. Chemické složení svarového kovu je proto odlišné od základního materiálu. Tepelné zpracování svarových spojů z TMZ ocelí není obvyklé. [10]

3.2.5 Svařitelnost ocelí pro kryogenní teploty

Aby mohly být oceli používány za velmi nízkých teplot, musí splňovat následující podmínky: musí mít jemnozrnnou strukturu a jejich přechodová tranzitní teplota musí být nižší než pracovní teplota svařované konstrukce. V opačném případě by velice snadno došlo k porušení křehkým lomem.

Nejčastěji se používají tyto tři skupiny ocelí [5] :

- nízkouhlíkové oceli (do teplot $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$), např.: 11503.1, 11419.1
- legované niklové oceli (do teplot $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$), např.: 16320.3, 17501.9
- austenitické oceli (do teplot $-190\text{ }^{\circ}\text{C}$), např. 17242.4

Z hlediska svařitelnosti se feritické nízkouhlíkové oceli svařují přídatnými materiály stejné báze. Oceli legované niklem se svařují s předehřevem $100\text{ až }150\text{ }^{\circ}\text{C}$, po svařování se popouští za teplot $520\text{ - }540\text{ }^{\circ}\text{C}$. [5]

Austenitické oceli se nevyznačují tranzitním lomovým chováním. Pro oblast kryogenních teplot jsou proto velmi vhodné. Svařují se jak bez předehřevu, tak bez tepelného zpracování. Pro jejich svařování se používají austenitické elektrody (materiál 18Cr8Ni se 7 % Mn). [5]

3.2.6 Svařitelnost žárupevných ocelí

Základní požadavek pro tuto skupinu ocelí je udržení si mechanických vlastností za vysokých teplot. Žárupevné oceli jsou odolné proti creepovému chování (tzn. udržet hodnotu meze pevnosti při tečení v řádu 10^5 hodin).

Žárupevných ocelí je několik skupin:

- nelegované - do 0,2 hm. % C, oblast použití do $480\text{ }^{\circ}\text{C}$
- nízkolegované - legury Cr, Mo, V, do $580\text{ }^{\circ}\text{C}$
- martenzitické - 13%Cr, Mo, V, do $620\text{ }^{\circ}\text{C}$
- austenitické - (18Cr8Ni, Mo), do $650\text{ }^{\circ}\text{C}$
- austenitické vytvrditelné - do $750\text{ }^{\circ}\text{C}$

Svařování se provádí tak, aby ve svarovém spoji došlo co k možná nejmenšímu snížení žárupevnosti ve srovnání se základním materiálem. I přesto bývá až o 20 % nižší. Přídatné materiály se používají stejné báze jako základní kov. Nízkolegované chromové oceli třídy 15 se svařují s těmito podmínkami: předehřev na $250\text{ }^{\circ}\text{C}$, dohřev na teplotě 30 minut, ochlazení na $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ a následující ohřev na teplotu o $30\text{ }^{\circ}\text{C}$ nižší než je popouštěcí teplota základního materiálu. Pro ocel s 13 % Cr je postup následující: předehřev $200\text{-}300\text{ }^{\circ}\text{C}$, dohřev 30 min., meziochlazení na $150\text{ }^{\circ}\text{C}$, následné tepelné zpracování na teplotu o $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ nižší než je popouštěcí teplota základního materiálu. [5]

3.2.7 Svařitelnost vysokolegovaných ocelí

Oceli chromové-martenzinitické

Obsah chrómu v těchto ocelích je okolo 13 hm. %. Díky tomuto vysokému obsahu chrómu jsou také korozivzdorné a samokalitelné (martenzit vzniká za teplot 200-300 °C). Z výše uvedeného také vyplývá, že jsou i obtížněji svařitelné. Postup pro svařování se skládá z předehřevu na 200-300 °C, dohřevu a meziochlazení těsně pod teplotu M_f (cca 100 °C). Popouštění se volí v rozmezí teplot 720-750 °C. [5]

Oceli chromové-feritické

Obsah chrómu v těchto ocelích je až 25 hm. %. Tyto oceli jsou ovšem nekalitelné. Jejich struktura totiž krystalizovala z taveniny (čili δ -feritu) a je stálá za všech teplot. Jsou velice křehké a málo houževnaté, důvodem je precipitace karbidů a nitridů na hranicích zrn. Svařují se s předehřevem na 150 °C. Po svařování se žihají ke snížení vnitřních pnutí. [5]

Austenitické oceli a oceli duplexní

Hlavními legujícími prvky této skupiny ocelí jsou chrom (16 až 25 hm. %), nikl (8 až 20 hm. %), případně molybden (do 6 hm. %). Stabilizují se titanem, niobem případně tantal. Stabilizace je proces, při kterém výše zmíněné prvky tvoří s uhlíkem karbidy dříve (což je dáno jejich vyšší afinitou) než chrom. Ten zůstává v tuhém roztoku a zabraňuje mezikrystalové korozi. Oceli duplexní (Cr-Ni) mají dvoufázovou strukturu, tvořenou austenitem a δ -feritem. Svařují se bez předehřevu. Přídavný materiál je stejné báze jako základní materiál. [5]

3.3 METODY SVAŘOVÁNÍ

Svařování je nejznámějším způsobem nerozebíratelného spojení. Ke spojení dílů dochází nahromaděním velké energie v místě kontaktu obou svařovaných částí. Dodávaná energie je většinou ve formě tepla. Existují však i metody, kdy využíváme kinetickou energii. Takto rozlišujeme svařování v tekutém nebo v tuhém stavu, případně jejich kombinace.

Základní metody svařování v tekutém stavu [11]:

- plamenem
- elektrickým obloukem (obalenou elektrodou, pod tavidlem, v ochranném plynu)
- elektrickým odporem
- fyzikální způsoby svařování (laserem, plasmou, elektronovým svazkem)

Základní metody svařování v tuhém stavu [11]:

- tlakem za studena
- výbuchem
- třením
- ultrazvukem
- difuzní

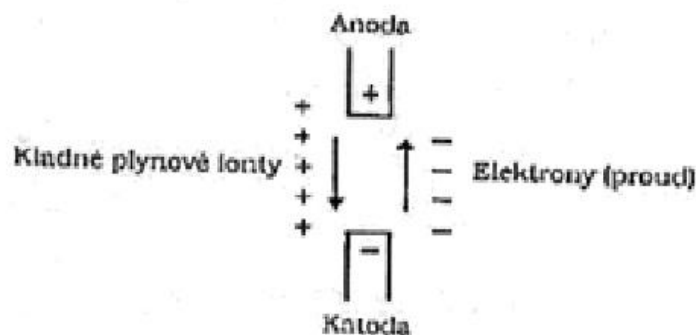
Pro svařování segmentů rotorů parních turbín se používá zejména metoda svařování elektrickým obloukem pod tavidlem a metoda TIG. Tloušťka stěny, která se svařuje je obvykle velká (řádově desítky až stovky mm), proto se obtížně přístupná kořenová oblast svarového spoje může svařovat např. také pomocí plasmu a pro případné opravy pak lze využít ruční obloukové svařování. O těchto metodách svařování proto bude dále pojednáno podrobněji.

3.3.1 Svařování plamenem

Jedna ze základních a nejstarších metod, která se dnes v technické praxi používá jen v omezeném rozsahu, nejčastěji pro zámečnické a instalátérské práce, do tloušťek cca 4 mm. Při svařování plamenem se využívá teplo, které vzniká spalováním acetyleny (chemicky C_2H_2 -ethyn) s kyslíkem. Podle směsného poměru těchto plynů rozlišujeme plamen neutrální, oxidační nebo redukční. [12]

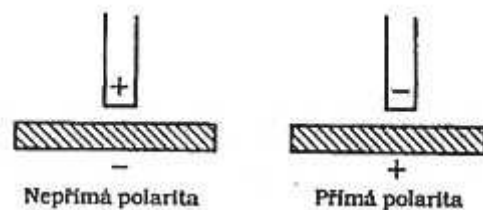
3.3.2 Ruční obloukové svařování obalenou elektrodou (ROS)

Zdrojem tepla je elektrický oblouk mezi elektrodou a svařovaným materiálem. V průběhu svařování dochází k současnému natavení elektrody a základního materiálu, takže roztavený kov, společně se struskou z obalu přechází do roztaveného základního kovu, čímž dojde k promísení a vytvoření svaru, který je chráněn vrstvou strusky. Svařovací oblouk je elektrický výboj, který prochází ionizovaným plynem. Viz obr. 3.3. Podmínkou udržení oblouku je, že napětí musí být vyšší než ionizační napětí a proud musí být dostatečně velký. Na katodě se uvolňují elektrony, které plasmovým obloukem přecházejí na anodu. [13]



Obr. 3.3 Schéma el.oblouku [13]

Pro ROS se využívá jak střídavé, tak stejnosměrné napětí. Zdrojem střídavého napětí jsou svařovací transformátory, které jsou jednoduché, levné a nenáročné na údržbu. Potřebného proudu lze dosáhnout např. posunutím rozptylového jádra mezi primárním a sekundárním vinutím. Nevýhodou je, že se nedají dálkově regulovat, nelze s nimi svařovat ve všech polohách a musí se používat elektrody s vhodně upraveným obalem. Z výše uvedených důvodů se stále více používají zdroje stejnosměrného proudu, které mohou být dálkově ovládané, jsou lehké, snadno ovladatelné, ale pořizovací náklady jsou vyšší. Základní představitelé těchto zdrojů jsou točivé svařovací zdroje (dynama), netočivé svařovací zdroje (usměrňovače), usměrňovače na bázi invertorů.[13] Připojení elektrod pak lze provést tzv. na přímou nebo nepřímou polaritu. (viz obr. 3.4)



Obr. 3.4 možnosti zapojení elektrod [13]

Obalené elektrody se skládají z jádra (drátu) a obalu. Obal elektrod výrazně ovlivňuje proces tvorby svaru i jeho výslednou jakost. Jeho přínos spočívá především v ochraně svarového spoje před účinky atmosféry, dále usnadňuje zapálení a stabilizuje oblouk. Z metalurgického hlediska má pozitivní účinek na tekutý kov a jeho chladnutí. (vytváří na povrchu ochranný obal - strusku.)

Podle složení a výrazných vlastností rozlišujeme následující obaly elektrod [13]:

- **Kyselý obal (A)** je složen z železné a manganové rudy, křemičitanů, živce, dolomitu a dalších přísad. Železo je ve formě feromanganu a má mimo jiné i dezoxidační účinky. Ostatní složky obalu zlepšují formování svaru a odstraňování strusky.
- **Bazický obal (B)** obsahuje vápenec, křemík, mramor, ferolitiny a železný prášek. Elektrody s tímto obalem je nutné před použitím vysušit. Lze s nimi svařovat ve všech polohách. Jsou nejvíce rozšířené.
- **Organický obal (C)** je složen z organických látek (celulóza, dextrin, škrob, dřevitá moučka, rašelina), které při svařování vytváří velké množství ochranné plynové atmosféry při tvorbě malého množství strusky.
- **Rutilový obal (R)**. Rutilum je oxid titaničitý, který spolu s dalšími složkami dodává strusce redukční charakter. Struska je navíc po vychladnutí křehká a lehce odstranitelná. Elektrody s tímto obalem jsou určeny pro svařování plechů a méně náročných konstrukcí.

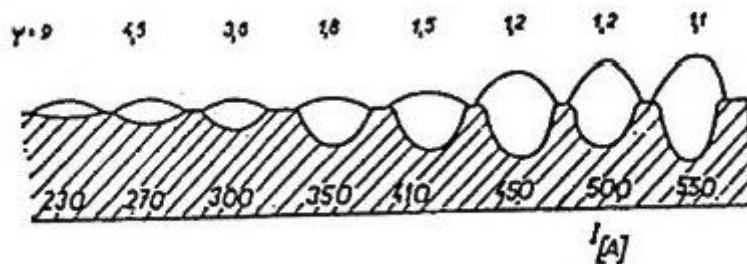
Další obaly elektrod kombinují výhodné vlastnosti jednotlivých složek, případně disponují silnější vrstvou k vytvoření většího množství strusky a nataveného kovu. Jedná se tlustostěnný rutinový obal (RR), rutil-organický obal (RC), rutil-kyselý obal (RA), rutil-bazický obal (RB). Poslední skupinou jsou zvláštní elektrody s obalem uzpůsobeným pro konkrétní účel. Jedná se například o obal ze solí halových prvků pro svařování hliníku, vysokovýkonné elektrody nebo hlubokozávarové elektrody pro široké svary. [13]

3.3.3 Svařování pod tavidlem

Při této metodě hoří elektrický oblouk pod vrstvou tavidla a postupným tuhnutím kovové lázně dochází ke spojení svařovaných dílů. V technické praxi je tato metoda široce rozšířená, hlavně díky mechanizaci celého procesu. Touto metodou se dají vytvořit jednak svary velkých tloušťek, ale také dlouhé, nepřerušované svary nebo obvodové svary u větších průměrů. Princip metody spočívá v současném natavení svarové hrany základního materiálu a elektrody, kterou je neobalovaný svařovací drát. Zdrojem energie je elektrický oblouk. Takto vzniklý svarový kov pak vyplňuje objem svarového spoje pod vrstvou tavidla. Vše je řízeno regulačním systémem, který řídí plynulé odvíjení svařovacího drátu do místa hoření elektrického oblouku, rychlost svařování, přísun tavidla a intenzitu svařovacího proudu. Opakovatelnost těchto podmínek svařování je velkou výhodou této metody svařování. [14]

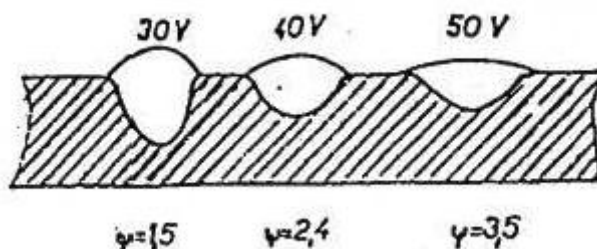
Důležitým faktorem při svařování pod tavidlem je intenzita svařovacího proudu, která má přímý vliv na množství nataveného kovu. Při vyšší intenzitě proudu je větší množství

vneseného tepla a zvyšuje se dynamický účinek elektrického oblouku. Tím pádem lze dosáhnout většího průvaru. Zvyšování intenzity také zvyšuje množství nataveného přídavného materiálu, což se projeví vyšším převýšením housenky při zachování její šířky. Viz obr. 3.5



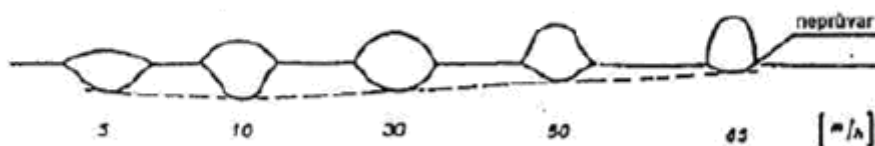
Obr. 3.5 Vliv intenzity proudu na tvar svarové housenky [14]

Vliv svařovacího napětí (viz obr. 3.6) se projevuje spíše naopak. Při vyšším napětí se prodlužuje obloukový sloupec a teplo z oblouku tak působí na větší plochu. Zároveň se zmenšuje hloubka protavení.



Obr. 3.6 Vliv svařovacího napětí na tvar housenky [14]

Dalším faktorem, který zásadně ovlivňuje kvalitu svaru je rychlost svařování (tj. postupná rychlost tvorby svarové housenky, udává se v m/hod. – viz obr. 3.7). Změna rychlosti svařování sebou nese změnu v hodnotě vneseného tepla, směru elektrického oblouku a rozdělení dynamických sil. Při ideální rychlosti 10 m/hod hoří oblouk kolmo a průvar je největší. Při vyšších rychlostech klesá množství vneseného tepla, oblouk nehoří kolmo a nestačí natavovat svarové plochy. Při příliš vysokých rychlostech proto roste riziko vzniku neprůvaru. [14]



Obr. 3.7 Vliv rychlosti svařování [14]

Tavidla charakteristická pro tuto metodu svařování mají několik důležitých funkcí. Především chrání svařovací lázeň proti působení vnější atmosféry a dále posilují elektrický oblouk tím, že zlepšují ionizaci prostředí a tím je celý svařovací proces klidnější. Dále zbavují svarový kov síry a také svarový kov dolegovávají. Tavidla v neposlední řadě příznivě formují svarovou housenku, zabraňují nadbytečnému rozstříku a příliš rychlému odvodu tepla z oblasti svaru. [14]

Tavidla se dělí podle mnoha hledisek. Podle chemického složení rozlišujeme tavidla křemičitá, fluoridová a manganatá. Podle struktury je dělíme na dvě skupiny- sklovitá nebo penzovitá. Podle technologie výroby se tavidla rozdělují na tavená, keramická, aglomerovaná případně sintrovaná. Podle metalurgie procesu na kyselá, bazická a neutrální. Tavidla se dělí také podle zrnitosti. Velikost zrna tavidla přímo ovlivňuje rozměry svarové housenky. Tavidlo s větším zrnem tvoří širokou housenku s menší hloubkou průvaru. Jemnozrné tavidla naopak dosahují hlubšího průvaru a úzké svarové housenky. [14]

Přídavný materiál pro svařování pod tavidlem je buďto plný drát nebo plněná elektroda. Plný drát bývá často opatřen povrchovou vrstvou mědi, která chrání proti oxidaci. Trubičkové plněné elektrody jsou tvořeny pláštěm z měkké oceli a naplněny práškem takového chemického složení, aby bylo lépe dosaženo požadovaného chemického složení svarového spoje. [14]

Svařování do úzké mezery

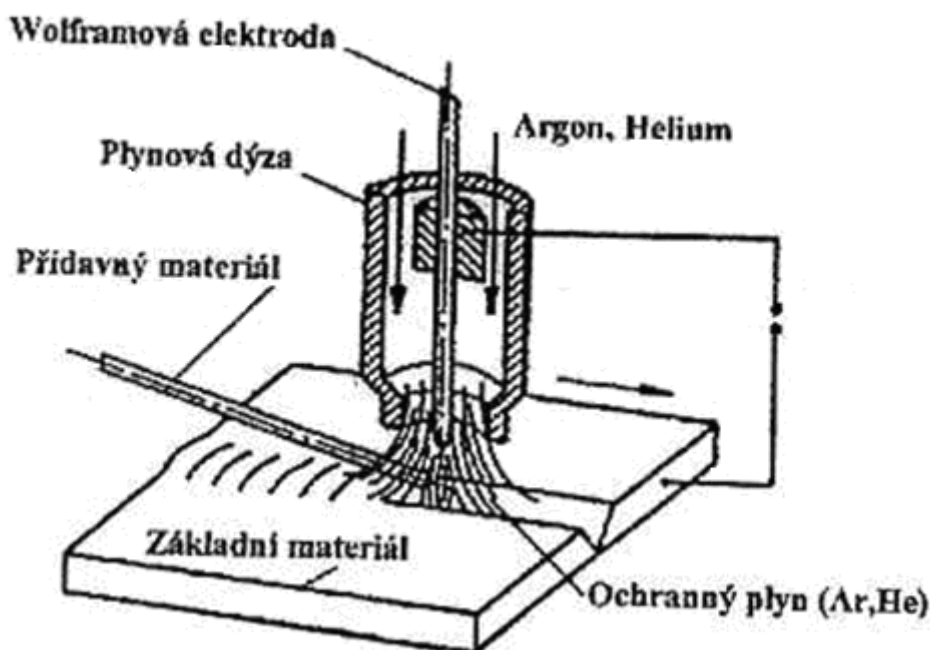
Jedná se v podstatě o postupné kladení svarových housenek v mnoha vrstvách do úzké mezery se specifickým svarovým úkosem pod tavidlem. Tato metoda je při svařování segmentů rotorů parních turbín nejvíce používána. Všechny svarové housenky po celé šířce svaru jsou pokládány při stejných parametrech svařování a to tak, aby každá vrstva byla složena ze dvou housenek. Toto kladení je zejména z důvodu lepší odstranitelnosti strusky. Struska má nižší tepelnou vodivost než svarový kov a v případě jedné housenky se zaklíní mezi stěny úkosu. Výjimkou je kořenová a krycí část svaru. Krycí část svaru je širší, takže se klade více housenek vedle sebe. U kořenové části se velice často objevuje neprůvar, takže se často tato metoda pro oblast kořenové části nahrazuje svařováním plasmou. [14]

Dalším úskalím při svařování do úzké mezery je použití vhodného tavidla. Na tavidlo jsou kladené zvýšené nároky, zejména aby formovalo svarové housenky bez vrubového účinku na stěny svarového úkosu. Dále také vytvoření co nejtenčí struskové vrstvy a co nejmenší vývin plynů. Další nejčastěji vyskytující se vady u svarů zhotovených metodou pod tavidlem jsou boční neprůvary, boční zápaly a póry ve svarové housence. Tyto vady jsou jen velmi těžko odstranitelné, přístupnost k nim je velice obtížná. Proto je těmto vadám potřeba předcházet přesným technologickým postupem a důkladným nastavením svařovacího automatu. [14]

3.3.4 Svařování metodou TIG

Metoda TIG (případně WIG) je metoda obloukového svařování wolframovou elektrodou v interním plynu. Uplatňuje se v široké míře - od náročných svarů v jaderné energetice, leteckém průmyslu a kosmonautice až po automatické (případně) ruční svařování v malosériové výrobě. Hlavní výhody jsou ochrana svarové lázně před okolní atmosférou, možnost automatizace a robotizace a svařování ve všech polohách. Princip metody spočívá v hoření oblouku mezi netavicí se elektrodou z čistého wolframu a základním materiálem. (Viz obr. 3.8). Vzniklé teplo natavuje v místě elektrického oblouku základní materiál, kam je rovněž přiveden přídavný materiál (drát). Okolí tohoto místa je chráněno přiváděním inertního plynu, který chrání svarovou lázeň před účinky vzdušné atmosféry (tedy zejména kyslíku a dusíku). Jako inertní plyn se využívá argon a helium. Oba dva plyny se vyrábí kapalnou destilací vzduchu. Argon je těžší než vzduch, má malou tepelnou vodivost a ionizační energii, lehce se tudíž zapaluje a tvoří stabilní elektrický oblouk. Helium je lehčí než vzduch, poskytuje vysoký tepelný výkon - můžeme tedy použít vyšší svařovací rychlosti, ale elektrický oblouk se hůře zapaluje a má menší stabilitu. Kombinace směsi těchto plynů využívá jejich příznivé vlastnosti. [15]

Wolfram se jako materiál elektrod používá kvůli své vysoké teplotě tavení 3400 °C a také kvůli své velké emisní schopnosti. Elektrody jsou buďto z čistého wolframu nebo obsahují příměsi oxidů ThO₂, ZrO₂, LaO₂ a CeO₂. [15]



Obr. 3.8 Princip metody TIG [15]

Svařovací proud volíme podle základního materiálu. Pro materiály, které vytvářejí na povrchu nízkotavitelné oxidy (oceli, měď, nikl, titan a jejich slitiny) používáme stejnosměrný proud a přímou polaritu. Takto zajistíme stabilní oblouk a vyhovující vlastnosti svarového spoje. Pro materiály, které tvoří vysokotavitelné oxidy (jejich teplota tavení je výrazně vyšší než teplota tavení základního materiálu) používáme střídavý proud, který má čistící účinky (doslova „rozbije“ oxidickou vrstvu). Možnost stejnosměrného proudu a nepřímé polarity se u metody TIG používá jen ojediněle. Důvodem je přílišné tepelné namáhání wolframové elektrody.[15]

Zapálení elektrického oblouku probíhá bezdotykově pomocí vysokofrekvenčního ionizátoru tak aby nedošlo k znehodnocení wolframové elektrody a případně ke kontaminaci svarové lázně wolframem. Případné wolframové vměstky způsobují necelistvost a tedy znehodnocení svaru. Dotyk mezi elektrodou a základním materiálem nesmí nastat v celém průběhu svařování. [15]

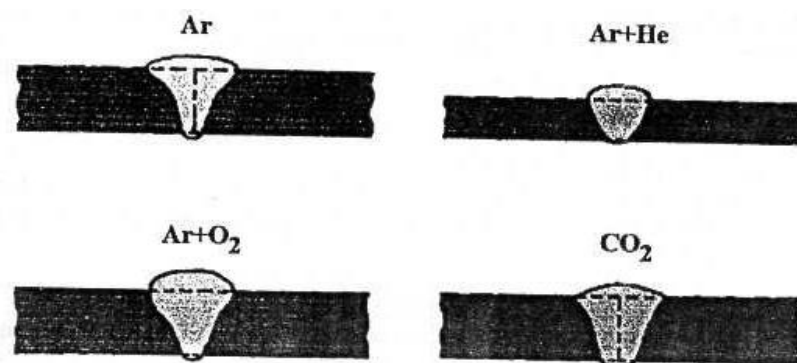
Metodou TIG se svařují prakticky všechny skupiny ocelí. Pro nízkolegované oceli (např. 30CrMoNiV5-1-1, 1CrMoV, 1Cr1MoNiV, 28CrMoNiV4-9, ČSN 415 320), nejčastěji používané pro rotory parních turbín platí obecně následující technologické podmínky. Pokud bude hodnota uhlíkového ekvivalentu C_e příslušné oceli $\geq 0,45$ je nutno zařadit předehřev - viz tabulka 3.3 Přídavný materiál musí být shodný s chemickým složením základního materiálu. Ochranným plynem je argon o čistotě 99,95 %. Používá se stejnosměrný proud a zapojení elektrod s přímou polaritou. Svarové spoje se musí ihned po svaření tepelně zpracovat, za účelem zvýšení žáruvzdornosti a odolnosti proti vzniku trhlin. Doporučené žíhací teploty viz tab. 3.3 [15]

Tab. 3.3 Teplota předehřevu a žíhání pro vybrané nízkolegované oceli [15]

Nízkolegovaná ocel	Teplota předhřevu [°C]	Teplota žíhání [°C]
13030, 13 120, 13 123	200-250	-
15 020	150-200	600-650
15 110	250-300	650-710
15 121	200-300	650-680
15 123	250-350	580-660
15 128	200-250	680-720
15 313	300-400	680-760
15 321	min 320	700-730

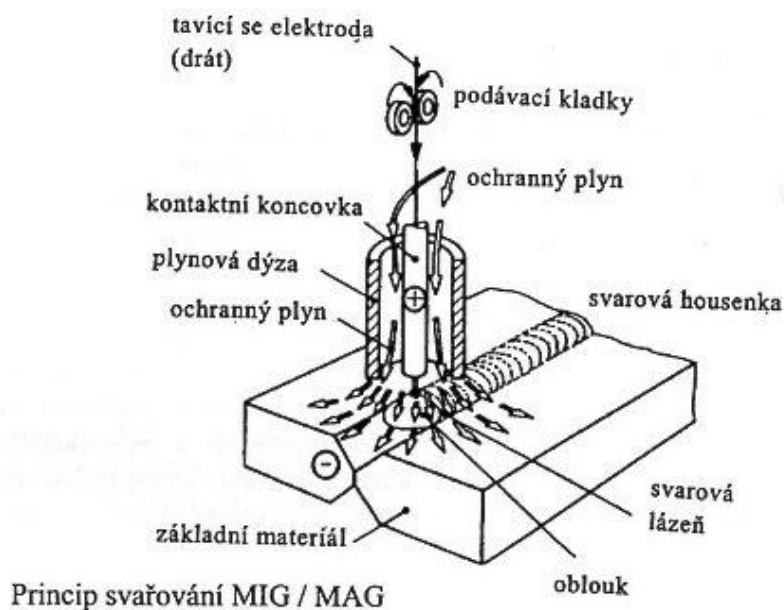
3.3.5 Svařování metodami MIG a MAG

Společným znakem pro tyto dvě metody je tavící se elektroda (drát). Mezi elektrodou a základním kovem hoří elektrický oblouk, který je zdrojem tepelné energie. Základní rozdíl je v použitém plynu. U metody MIG se jedná o inertní plyn (argon, helium, případně Ar+H₂), který má za funkci hlavně ochranu tavné lázně před nepříznivými účinky okolní atmosféry. U metody MAG je plyn aktivní, to znamená, že mění chemické složení svarového kovu (hlavně obsah síry, křemíku, manganu) a tím i jeho mechanické vlastnosti. Používané plyny jsou buď jednokomponentní, nebo jsou to polykomponentní směsi (např. CO₂, Ar + CO₂, Ar + CO₂ + O₂). [16] Druh ochranného plynu také podstatně ovlivňuje tvar a rozměry svaru. (viz obr. 3.9) Princip metod je znázorněn obr. 3.10



Obr. 3.9 Vliv ochranného plynu na tvar svaru [16]

Způsobů jak se roztavený kov z elektrody přenáší na povrch základního materiálu je několik a liší se v množství rozstříku kovu, vneseného tepla a velikosti napětí. Každý ze způsobů nachází užití pro jiné svarové konstrukce. Základní způsoby přenosu kovu jsou zkratový, polozkratový, kapkový bezkratový, sprchový, impulsní a přenos rotujícím obloukem. Při svařování metodou MIG nebo MAG se téměř vždy používá stejnosměrný (usměrněný) proud a nepřímá polarita. [16]



Obr. 3.10 Princip svařování MIG a MAG [16]

3.3.6 Svařování elektrickým odporem

Tato metoda svařování využívá skutečnosti, že při průchodu elektrického proudu vodičem vzniká teplo. Při odporovém svařování vzniká metalurgický spoj právě po průchodu elektrického proudu za současného působení přitlaku na svařované součásti (bez působení tlaku spoj nevznikne). Teplo tedy vzniká přímo ve svařovaných dílech a není přiváděno zvenčí jako u většiny ostatních metod svařování. Rozlišujeme dva základní režimy svařování odporem: tvrdý a měkký. Tvrdý se vyznačuje velkými proudy, krátkými časy a velkou přitlačnou silou. Měkký režim naopak malými proudy, dlouhými časy a nízkou přitlačnou silou. [17]

3.3.7 Svařování elektronovým paprskem

Tato metoda využívá proudu velice rychle letících elektronů, které při dopadu na materiál přeměňují svou kinetickou energii na tepelnou a způsobují jeho místní natavení (ve velice malé šířce). Ve velice krátkém časovém intervalu dochází ke vzniku protaveného kanálku, jehož stěny jsou tvořeny nataveným kovem a střed je vyplněn jeho parami. Tímto kanálkem prochází svazek elektronů. Relativním pohybem paprsku oproti svaru podél stykové spáry obou dílů se natavený kov přelévá z přední části protaveného kanálku na zadní a tím vzniká svarový spoj. Tento spoj disponuje velice malou a rovnoměrnou šířkou, malou šířkou TOO a malými deformacemi. Proces svařování musí probíhat ve vakuu. Vakuum je nejlepší ochranou pro svarový kov, zároveň je ale největší technologickou překážkou. Výrazně tuto metodu prodražuje, také rozměry svařovaných dílů jsou omezeny velikostí vakuové svařovací komory. Hlavní charakteristikou, která ovlivňuje kvalitu svaru, je velikost urychlovacího napětí. Čím vyšší bude, tím dosáhneme užšího a hlubšího průvaru. Běžně se užívá urychlovací napětí od 60 kV po 150 kV. [18]

Svařuje se bez přídavného materiálu. Svařované plochy nejsou opatřeny úkosem, jsou pouze co nejvíce přitisknuty k sobě. Touto metodou lze svařovat prakticky všechny kovy, včetně silně reaktivních jako je titan nebo zirkonium. Jediné nevhodné kovy pro tuto metodu jsou zinek, hořčík a kadmium, které mají teplotu tavení blízko teplotě vypařování. [18]

3.3.8 Svařování laserem

Využívá se laserového paprsku: monochromatický koherentní světelný paprsek soustředěný do úzkého svazku. Takto je dosaženo vysoké koncentrace energie. Fyzikální podstata laserového paprsku spočívá ve stimulované emisi záření. U vhodného materiálu dokážou jeho jednotlivé ionty pohltit určité kvantum energie, což způsobí, že přechází do vyššího excitovaného stavu. Z této hladiny přejdou po velice krátkém časovém úseku a po vyzáření příslušného kvanta záření do nižšího metastabilního stavu. V tomto metastabilním stavu vydrží již podstatně déle. Po průchodu vhodného iniciačního fotonu dojde k lavinovitému závěrečnému přesunu na původní energetickou hladinu. Tyto lavinovitě excitované fotony mají shodnou energii, směr, fázi a polarizaci. Laserový paprsek se mnohem více používá pro řezání materiálů. [18]

3.3.9 Svařování plasmovým obloukem

Plasmou označujeme disociovaný a vysoce ionizovaný plyn umožňující hoření elektrického oblouku. Pro svařování využíváme koncentrovaný sloupec plasmy, který vzniká stabilizací elektrického oblouku po průchodu chlazenou tryskou. Na vnitřním povrchu trysky dochází k rekombinaci ionizovaných částic. Jádro sloupce se silně přehřívá a vznikající úzký sloupec plasmy disponuje vysoce zkoncentrovanou energií a axiální dynamickou složkou. Obou těchto vlastností se využívá. Pokud bude dynamické složka příliš vysoká, vzroste rychlost použitého plynu a dojde k vyfukování nataveného kovu ze spáry, čili materiál řežeme. Pokud zvolíme parametry tak, aby plasmový oblouk nevyfukoval materiál ze spáry a vystupující plyn pouze chránil svarový kov lze plasmou i svařovat. Charakteristickým znakem pro plasmové svařování je tzv. klíčová dírka (key hole). V dotyku plasmového oblouku způsobí jeho dynamická složka vznik malého otvoru až na kořenovou část svaru. Klíčová dírka se „pohybuje“ ve směru svařování a sledováním jejího posunu a velikosti lze snadno pozorovat správnost svařování. Velice dobře se takto předchází neprůvarům, což lze označit za hlavní výhodu této metody. Svařování plasmou se dále vyznačuje vysokou rychlostí svařování, rovnoměrným povrchem svarové housenky, malou TOO, čistotou svarů bez pórů a bublin. Svar má dobré mechanické vlastnosti a celý proces lze automatizovat a robotizovat. [18]

3.3.10 Svařování v tuhém stavu

Svařování tlakem za studena

Při této metodě jsou spojované díly uspořádány tak, aby na ně bylo možno vyvinout dostatečný tlak. Na stykové ploše poté dochází k velice těsnému přiblížení a tím k plastickým deformacím vedoucím k vzájemnému pronikání jednotlivých mřížek krystalů. Tlakově se spojují materiály tavně nesvařitelné, např. hliník a měď. [18]

Difúzní svařování

Princip této metody spočívá v difúzi, probíhající na styčných plochách spojovaných materiálů. Rychlost difúze je dána především teplotou (rychlost difúze roste dokonce se čtvrtou mocninou teploty), dále atmosférou, čistotou dotkových ploch, přítlačnou silou a časem působení. Nejběžnější metodou je difúzní svařování ve vakuu. Tato metoda se uplatňuje především tehdy, když tavné svařování nepřichází v úvahu. Tedy u materiálů, nebo kombinace materiálů, u kterých vznikají tvrdé a křehké intermetalické fáze. [18]

Svařování výbuchem

Ke spojování dochází účinkem dynamické složky, vyvolané výbuchem vhodné výbušniny. Výbušnina je rozmístěna po celé ploše svaru v odpovídající vrstvě. Po iniciaci výbuchu je svařovaná součást přiražena enormní silou plátovanou deskou na podklad. V tomto krátkém časovém okamžiku se materiál chová plasticky a na stykové ploše dochází k difuznímu spojení. Tato metoda se používá pro výrobu bimetalických plechů a pouzder, které nejsou proveditelná tavnými metodami svařování. Jedná se například o kombinace titan a nerezová ocel nebo nerezová ocel se zirkoniovou slitinou. [18]

Svařování ultrazvukem

Ultrazvuk jako zdroj energie lze na místo styku svarových komponent přivádět zařízením zvaným sonotroda. Sonotroda zároveň zajišťuje přítlak svařovaných součástí. Využití této metody je u přivařování jemných detailů v elektronice a jemné mechanice. Touto metodou lze dosáhnout i spojení kovů s keramikou nebo plasty. [18]

Svařování třením

Tato velice produktivní metoda využívá tření a používá se především pro rotační díly. Vždy jeden z dílů je upnut na otáčející se hlavici a druhý je upnut stacionárně přes momentovou spojku. Rotací první komponenty za příslušného přítlaku dojde v místě styku k natavení a následnému spojení obou segmentů. Vznik spoje je doprovázen vytvořením výronku, do kterého se dostanou všechny nečistoty z povrchů obou svařovaných částí. [18]

3.4 METALURGICKÉ POCHODY PŘI SVAŘOVÁNÍ

3.4.1 Teplotní cyklus svařování

Teplotní cyklus udává změnu teploty v závislosti na čase v daném místě svarového spoje. Charakteristické vlastnosti, které se u něj sledují jsou:

- rychlost ohřevu a ochlazování ($^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$)
- nejvyšší teplota cyklu T_{max} ($^{\circ}\text{C}$)
- doby výdrže na dané teplotě (s)

Hodnoty těchto parametrů jsou závislé zejména na zdroji tepla, rychlosti svařování a druhu svařovaného materiálu.

Vysoké teploty a jejich změny v průběhu času způsobují v oblasti svarového spojení následující změny a reakce [5]:

- fázové přeměny: tavení a tuhnutí základního a přídavného materiálu
fázové přeměny v tuhém stavu
- fyzikálně chemické reakce
- strukturní změny okolo svaru
- objemové změny, které mají za následek vnitřní napětí a deformace

3.4.2 Vznik svarového kovu (SK) a jeho vlastnosti

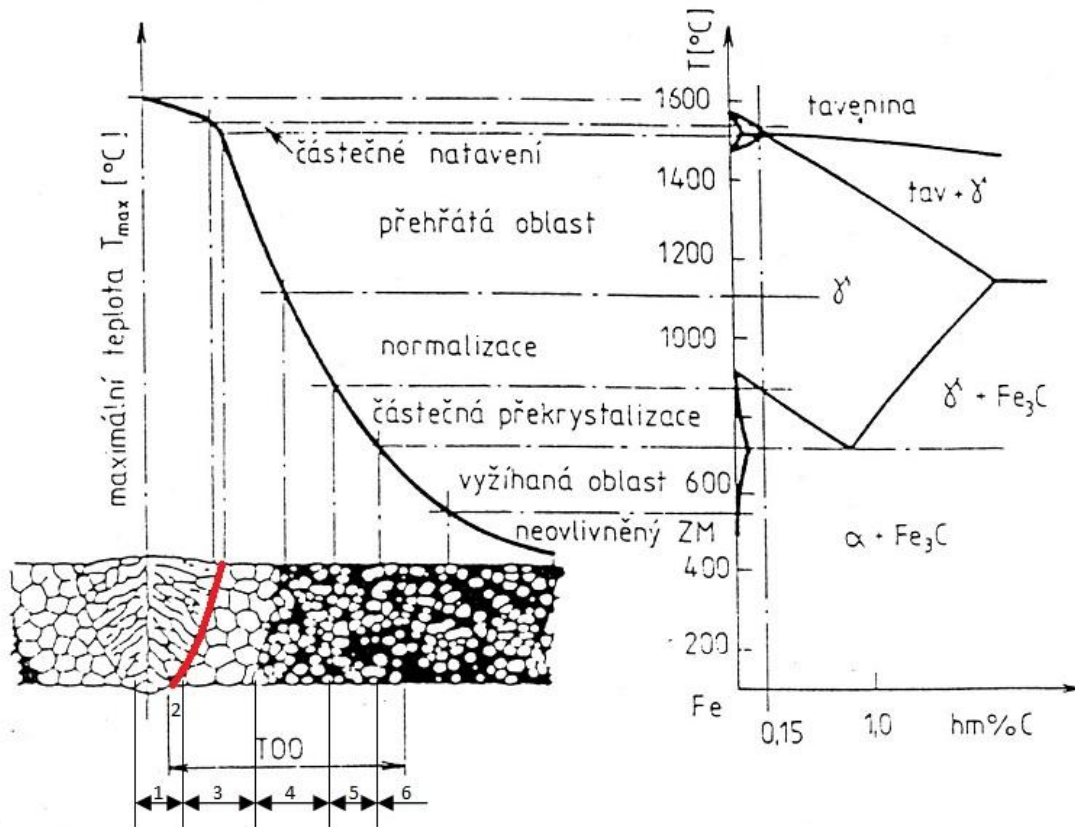
Svarový kov vzniká natavením základního a přídavného materiálu a jejich promísením. (Promísení = podíl nataveného základního materiálu ve SK). Promísení musí být u kořene svaru vyšší než v jeho střední části. [19] Stupeň promísení je pro jednotlivé metody svařování odlišný. Pro ruční obloukové svařování (ROS) je 10-40 %, pro svařování pod tavidlem až 85 %. Některé metody jako svařování elektrickým odporem nebo elektronovým svazkem pracují bez přídavného materiálu.

Krystalizace svaru začíná při poklesu teploty pod teploty likvidu. Svarový kov (SK) krystalizuje zejména díky heterogenní nukleaci na svarových plochách. Zrna pevné fáze rostou ve směru gradientu teploty. Podle chemického složení nastávají dva možné způsoby krystalizace - celulární nebo běžnější dendritický. Celulární krystalizace nastává při menším teplotním gradientu (menším podchlazení) a nemá přednostní krystalografickou orientaci. Krystalizace dendrity probíhá při větším podchlazení, přednostně v jednom směru krystalizace. U většiny svarů začíná krystalizace SK dendriticky a postupně se mění na celulární způsob. Většího podílu celulární struktury lze dosáhnou správnou volbou svařovacích parametrů a také pulsací svarového proudu. [19]

Co se mechanických vlastností týče, SK většinou nedosahuje houževnatosti základního materiálu. Poměr meze kluzu k mezi pevnosti je vyšší. Únavové vlastnosti jsou horší, což je dáno zvýšeným množstvím potencionálních koncentrátorů napětí (povrchové vady, inkluze, samotná licí struktura svaru). [19]

3.4.3 Přeměny v tepelně ovlivněné oblasti

Pro oceli a obecně pro všechny kovy a slitiny s polymorfní přeměnou platí, že v TOO dochází k výrazným strukturálním změnám. Tyto změny jsou názorně vyznačeny v obr. 3.11.



Obr. 3.11 Tepelné pochody v oblasti svarového spojení [19]

Pokud budeme postupovat směrem od středu svaru, můžeme rozdělit oblast svaru na několik charakteristických oblastí: [5,19]

1. Svarový kov - během tvorby svarového kovu je tato oblast v kapalném stavu, po ztuhnutí se vyznačuje výraznou heterogenitou struktury
2. Oblast částečného natavení - přechod mezi svarovým kovem a TOO. Jedná se o velice úzkou oblast, až linii. U většiny ocelí je totiž oblast mezi křivkami solidu a likvidu velice malá.
3. Oblast přehřátí - Zde dochází k výraznému růstu austenitického zrna. Oblast teplot 1100 až 1300 °C.
4. Oblast normalizace - teploty nad teplotou A_{c3} . Dochází k úplné transformaci. Účinek vneseného tepla je prakticky stejný jako u normalizačního žíhání.
5. Oblast neúplné polymorfní přeměny - teploty v rozmezí A_{c1} až A_{c3} .
6. Tepelně neovlivněná oblast - strukturální změny zde již nenastávají. Při teplotách blízko teploty A_{c1} je výsledná struktura podobná vyžíhanému stavu. Při teplotách okolo 250 °C je nutno sledovat substrukturální změny z hlediska stárnutí oceli. Při vyšší teplotě se také může projevit popouštěcí křehkost.

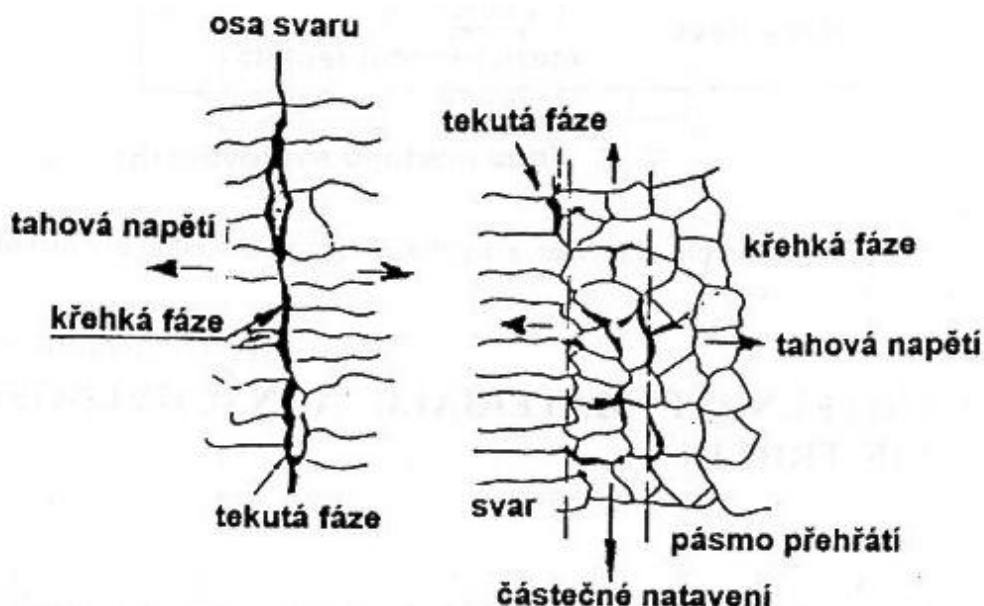
Šířka tepelně ovlivněné oblasti (TOO) je odlišná pro různé technologie svařování a je také výrazně závislá na parametrech svařování. Pro ROS a metodu MAG je šířka TOO 3 až 6 mm, z toho přehřátá oblast asi 0,2 mm. Svařování pod tavidlem tvoří TOO v šířce 5 až 15 mm s přehřátou oblastí kolem 0,5 mm. Pro svařování laserem nebo elektronovým paprskem je šířka TOO velice malá a nepřesahuje 0,8 mm. [5]

Při vícevrstevném svařování, které se používá u svařování segmentů parních turbín se pozitivně projevuje skutečnost, že při kladení druhé housenky je již navařená housenka znovu tepelně zpracována. Dochází k vyžhání problematických oblastí TOO se zakalenou strukturou. Krycí housenka se také často hodnotí jako žihací, po opracování povrchu převýšení housenky dosáhneme svarový spoj se sníženou hladinou vnitřních pnutí. [5]

3.4.4 Trhliny za horka

Trhliny za horka vznikají u ocelí při delším setrvání na teplotě nad 680 °C a při ochlazování svarových spojů v oblasti SK a TOO. Mají interkrystalický charakter a dělí se do dvou skupin [5,20]:

- krystalizační (dendritické), ty vznikají ve SK během tuhnutí
- likvační - jsou důsledkem nepříznivého působení nečistot (síra a fosfor). Tyto prvky tvoří se železem nízkotavitelné sulfidy a fosfidy (FeS a Fe_3P), které dále vytváří se železem ještě při nižší teplotě tavící se eutektika (např. FeS-Fe se taví při 980°C). Při opětovném natavení eutektika (např. při vícevrstevném svařování) se z míst tekuté fáze šíří likvační trhliny. Viz obr. 3.12
- polygonizační trhliny - vznikají po hranicích. Jsou charakteristické pro vysokolegované austenitické oceli a pro slitiny niklu. Vznikají jako likvační trhliny v TOO nebo ve svarovém kovu při nižší teplotě cca 850°C pro oceli a 680°C pro niklové slitiny)



Obr. 3.12 Vznik trhlín za horka [5].

K hodnocení náchylnosti oceli k trhlinám za horka byly odvozeny parametrické vztahy H.C.S. [2] a U.C.S. [5], které zohledňují nepříznivé vlivy síry, fosforu a uhlíku.

Parametr U.C.S.

$$U.C.S. = 230C + 190S + 75P + 45Nb + 40Ni + 12Si + 5,4Mn \quad (4)$$

Obsahy jednotlivých prvků jsou v hm. %. Ocel se považuje za náchylnou k trhlinám za horka pokud je její parametr U.C.S. v rozmezí 10 až 30. [5]

Parametr H.C.S. [%]

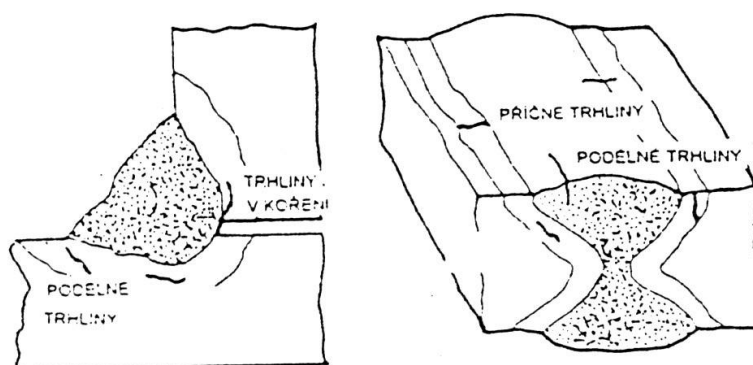
$$H.C.S. = \frac{C \left(S + P + \frac{Si}{25} + \frac{Ni}{100} \right) \cdot 10^3}{3 \cdot Mn + Cr + Mo + V} \quad (5)$$

Nelegovaná ocel je náchylná při hodnotě větší jak 4%. Ocel nízkolegovaná při hodnotě větší jak 1,6 %. [4]

Hlavním způsobem jak zabránit vzniku trhlin za horka je používat oceli a přídavné materiály s co nejmenšími obsahy P a S, případně legované manganem (mangan tvoří se sírou MnS s teplotou tavení 1610°C, který se vyplaví do strusky). Dále pomáhá snížení měrného příkonu a tím i množství nataveného kovu, stupně segregace a zamezení růstu zrna. Případně zvolit jinou metodu svařování, změnit parametry svařování nebo zařadit předehřev, tedy prostředky, které omezí velikost deformace a vnitřního stavu napjatosti. [5,20]

3.4.5 Trhliny za studena

Trhliny za studena (obr. 3.13) vznikají při teplotách pod 250 °C a jsou indukované vodíkem. Mají transkrystalický charakter a vznikají ve všech oblastech svaru, tam kde se vyskytuje martenzinitická struktura, která je právě na působení vodíku citlivá. Dalším faktorem, který napomáhá vzniku studených trhlin, je přítomnost tahových zbytkových napětí.



Obr. 3.13 Typy studených trhlin [20]

Náchylnost ocelí ke vzniku studených trhlin lze vyjádřit uhlíkovým ekvivalentem. Uhlíkový ekvivalent nevyjadřuje jenom vhodnost oceli ke svaření, ale i její náchylnost k zakalení v TOO a tím tedy i náchylnost ke vzniku studených trhlin. [5]

Zdrojem vodíku ve svaru je nejčastěji atmosférická vlhkost nebo vlhkost z přídavných materiálů nebo tavidel. Proto nejlepším způsobem jak zabránit vzniku studených trhlin je používat důkladně vysušené přídavné materiály s nízkým obsahem vodíku a dále svařovat s předehřevem, dohřevem a vyšším tepelným příkonem, omezit vznik vnitřních pnutí a vyloučit vruby ve svarových spojích. [20]

3.4.6 Lamelární trhliny

Lamelární (jiným názvem terasovité) trhliny vznikají v základním materiálu v důsledku namáhání kolmo k jeho povrchu. Nejvíce náchylné jsou válcované materiály, zejména ty, u kterých hodnota kontrakce Z při zkoušce tahem ve směru kolmém k povrchu plechu nepřesahuje 10%. Trhliny mají kaskádovitý tvar a jsou orientovány rovnoběžně s povrchem materiálu. K omezení jejich vzniku je potřeba používat materiály s hodnotou Z minimálně 15% (což jsou materiály s velmi nízkým obsahem nečistot, vměstků a vodíku) a eliminovat tahová napětí kolmo k povrchu plechu. [5]

3.4.7 Žihací trhliny

Žihací trhliny vznikají při tepelném zpracování svarových spojů, případně při vícevrstevném svařování, které má podobný účinek. Za nízkých teplot 200-300 °C vznikají v důsledku rozpadu přesycených tuhých roztoků (bainit a martensit) nebo mechanismem stárnutí, při ohřevu na teploty žihání je příčinou jejich vzniku velký teplotní rozdíl mezi povrchem a jádrem svaru, daný vysokou rychlostí ohřevu. V oblasti žihacích teplot (600-650 °C) je touto příčinou zhrubnutí zrn s výskytem martenzinitické a bainitické struktury. [5]

Náchylnost ke vzniku žihacích trhlin udává tzv. parametr praskavosti:

$$P_{SR} = Cr + Cu + 2 \cdot Mo + 10 \cdot V + 7 \cdot Nb + 5 \cdot Ti - 2 \quad (6)$$

Obsah prvků je v hmotnostních procentech. Ocel je náchylná k praskání je-li $P_{SR} > 0$ [20]

Důsledky náchylnosti lze minimalizovat snížením rychlosti ohřevu v rozmezí teplot 250 - 475 °C. Další možnost je použít dvoustupňové žihání. První žihání je relaxační za teplot 500 až 530 °C po dobu 2 hodin a poté se teprve teplota zvýší na běžnou žihací teplotu [5].

3.5 ZKOUŠENÍ A HODNOCENÍ SVARŮ, VADY VE SVAROVÝCH SPOJÍCH

3.5.1 Vady ve svarových spojích

Póry a bubliny

Bubliny vznikají ve svarovém kovu během vylučování plynů obsažených ve svarové lázni během chladnutí. Je-li chladnutí příliš rychlé, tuhnoucí kov brání unikajícím plynům a ty zůstávají ve svaru. Plyny mohou vznikat ve svarové lázni vlivem vlhkosti přídavného materiálu, okolní atmosféry, desoxidačních procesů ve svarovém kovu, případně z obsažených nečistot. Velice nebezpečné jsou shluky plynových bublin, u nich hrozí nebezpečí jejich spojení a vznik lomové plochy.

Jedním ze způsobů jak předcházet pórům a bublinám je zařazení přehřevu a dokonalé vysušení přídavných materiálů.

Vměstky

Tyto vady jsou ve svarech nejčastější. Jejich vyhodnocování se pro oceli a jejich slitiny provádí podle normy DIN 50602. Tato norma rozlišuje vměstky oxidické (OA, OS - oxidy hliníku, křemíku), sulfidické (SS) a globulární (OG). Vměstky mají ostré okraje a jsou nebezpečné pro svůj vrubový účinek, působí jako výrazný koncentrátor napětí. Mikročistota pro vyhodnocení svarů jakosti svarů turbínových rotorů typu 1Cr1MoV se provádí podle normy ASTM 45-97 (2002).

Neprovařený kořen

Neprovařený kořen vzniká, když svarové plochy nejsou dostatečně nataveny a nespojí se se svarovým kovem. Nosný průřez svaru je velice oslaben a neprovařený kořen se také projevuje vrubovým účinkem, zejména při únavovém namáhání.

Vruby, zápaly

Jedná se o povrchové vady, které se vyskytují na okrajích svarové housenky. Působí jako iniciátory trhlin. Mezi vruby lze zařadit i studený kořen.

3.5.2 Destruktivní zkoušky svarů

Metody zkoušení se řídí platnými normami. Principy zkoušek zůstávají tedy stejné. Bylo by proto zbytečné je dopodrobna popisovat, uvedeny tedy budou pouze odlišnosti nebo změny, které je u zkoušení svarů nutno zavést nebo dodržet.

Základní rozdělení destruktivních:

- zkouška tahem
- zkouška vrubové houževnatosti
- zkouška tvrdosti
- zkouška v ohybu (zkouška lámavosti)
- zkouška únavové pevnosti
- speciální zkoušky (creep, kryogenní teploty)

Zkouška tahem

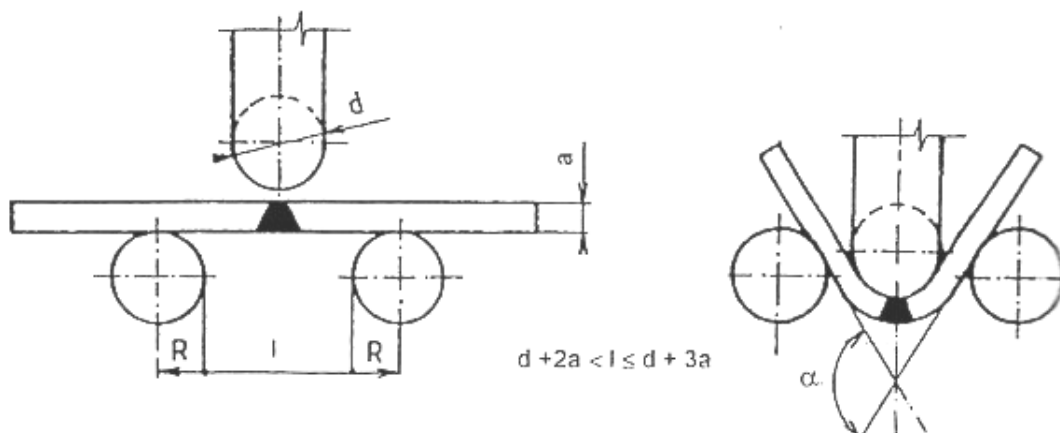
Zkušební tyče je nutné zhotovit tak, aby tahové napětí působilo kolmo k podélné ose svarového spoje. Na důležitosti nabývá hodnota kontrakce Z , která vyjadřuje náchylnost k oceli k lamelárním trhlinám. [5]

Zkouška se řídí normami ČSN EN ISO 15614-1, ČSN EN 895.

Lom zkušebních těles musí nastat v základním materiálu, ne ve svarovém kovu, ani v TOO. U heterogenních spojů musí nastat lom v materiálu s nižší pevností [21].

Ohybová zkouška - zkouška lámavosti

Tato zkouška se řídí normou ČSN EN 910, ČSN EN ISO 15614-1 a její princip je znázorněn na obr. 3.14. Zkušební tyč, je plynule ohýbána až do úhlu 180° , přičemž nesmí dojít ke vzniku trhliny. [5]



Obr. 3.14 zkouška lámavosti [5]

Zkoušky tvrdosti

Zkoušky širokých svarů se řídí normou ČSN EN 1043, část 1 pro zkoušky tvrdosti a část 2 pro mikrotvrdost. Zároveň probíhají v souladu s normou ČSN ISO 6507-1 Kovové materiály – Zkouška tvrdosti podle Vickerse. Měření tvrdosti probíhá ve 3 řadách kolmých k ose svaru. Na lící straně ve vzdálenosti max. 2 mm od okraje, dále na kořenové straně a u hodně širokých svarů i v oblasti středu svaru. Poslední řada vtisku probíhá osou svaru. Každá ze tří příčných řad musí procházet jak svarovým kovem, TOO, tak základním materiálem. Vtisky musí být v dostatečné vzdálenosti od sebe, aby se vzájemně neovlivňovaly. Pro lepší vypovídající hodnotu nemusí být vzdálenosti jednotlivých vtisků od sebe stejné. [22] Například v oblasti TOO mohou být blíže sebe, abychom v této úzké oblasti získali více hodnot.

3.5.3 Nedestruktivní zkoušení svarových spojení

Klasické metody destruktivního zkoušení nelze použít vždy. U hotových, případně rozměrných či drahých výrobku si často nemůžeme dovolit jejich mechanické porušení a proto přicházejí ke slovu nedestruktivní metody zkoušení (NDT). Velice časté je i využití těchto metod přímo během provozu kontrolované součásti. Můžeme tak získat podstatné informace o stavu výrobku (stroje), bez nutnosti odstávky výroby.

Základním kritériem, podle kterého se NDT dělí, je schopnost detekovat vady do hloubky. Takto je tedy dělíme na metody [23], které zjišťují:

- povrchové vady: vizuální kontrola (VT), kapilární (penetrační) metoda (PT) magnetická prášková metoda (MT)
- vady těsně pod povrchem: metoda vířivých proudů (ET)
- vnitřní vady: prozařovací metoda (RT), ultrazvuková metoda (UT) [23]

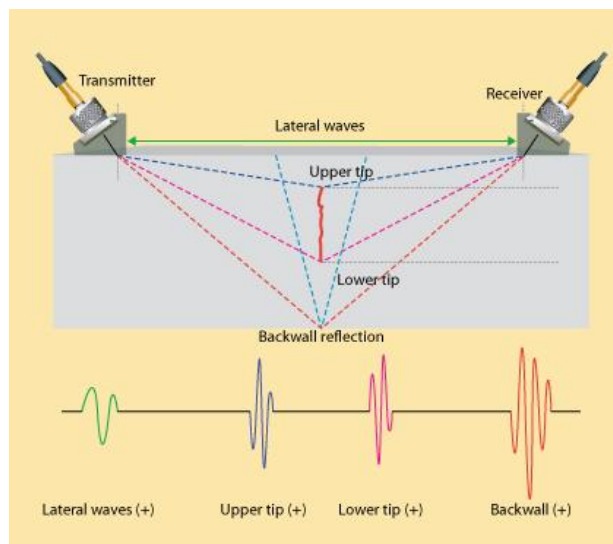
Výčet NDT není úplný, uvedeny jsou nejběžněji používané metody. Pro detekci povrchových i vnitřních vad ve svarových spojení obvyklých rozměrů a typů lze aplikovat všechny výše uvedené metody. Detekce vnitřních vad u svarů rotorů parních turbín je však možná pouze ultrazvukovou metodou.

Ultrazvuková metoda (UT)

Princip metody spočívá v odrazu anebo lomu akustického vlnění na rozhraní dvou prostředí s různým akustickým odporem. Ultrazvukem jsme schopni detekovat povrchové vady, stejně tak i vnitřní vady a to do výrazně větší hloubky než u ostatních metod. Tato metoda nalézá proto uplatnění i u rozměrnějších výrobků. Metoda je přesná pro lokalizaci a odhad velikostí vad.

Pro kontrolu svarových spojů rotorů se používají jednak konvenční techniky kontaktního zkoušení a dále poměrně nedávno zavedená metoda TOFD (Time of flight diffraction technique).

Tato metoda odstraňuje jeden ze základních nedostatků ultrazvukové techniky. Hodnocení rozměrů malých vad je u konvenčních metod odvozeno od amplitudy ech. Předpokládá se, že poruchová echa s větší amplitudou jsou významnější, tj. způsobena většími vadami. Tato hypotéza neplatí vždy, především u trhlin. Další nedostatkem hodnocení na základě amplitudy je, že kolísání akustické vazby přímo ovlivňuje amplitudu signálu a tedy i výsledek měření. Pokud je prováděna zkouška vícekrát v průběhu životnosti konstrukce, za účelem sledování růstu vad, není reprodukovatelnost dat získaných konvenčními technikami dostatečná. Princip měření technikou TOFD není závislý na změnách kvality akustické vazby. Reprodukovatelnost dat je tak mnohem větší. Metoda TOFD je založena na difrakci ultrazvukových vln na koncích necelistvostí materiálu. Z rozdílu doby příchodu difrakčních vln emitovaných horním a dolním okrajem trhliny se dá vypočítat vertikální rozměr trhliny. Princip metody, včetně jednotlivých typů vln je znázorněn na obr- 3.15. Jedna sonda pracuje jako vysílač, druhá jako přijímač. Do materiálu se vysílá podélná vlna. Interakcí se zkoušeným materiálem nastává několik možností -část podélné vlny se při dopadu na hrot necelistvosti transformuje na difrakční kulovou vlnu. Vzniká laterální vlna šířící se po nejkratší spojnici mezi vysílačem a přijímačem. Nastává odraz podélné vlny od protilehlého povrchu a transformace dopadající podélné vlny na příčnou. Všechny uvedené typy vln jsou zachyceny přijímačem a podílí se na vytvoření obrazu svaru. Při zkoušení se obě sondy pohybují podél svaru. A – skeny (tj. na horizontální ose vzdálenost, na vertikální ose amplituda signálu) jsou nepřetržitě snímány a přenášeny do počítače, kde software vytváří z A – skenů a polohy obou sond výsledné zobrazení (tzv. D – scan). Zobrazení sice nemá takovou rozlišovací schopnost jako metody radiografie, ale naproti tomu je jeho velkou výhodou možnost získání obrazu vad tlustostěnných materiálů, kde je radiografie už prakticky nepoužitelná [24].



Obr. 3.15 Dráhy vln u metody TOFD [25].

(lateral waves - laterální vlny, transmitter – vysílač, receiver – přijímač, upper tip – horní špička, lower tip – dolní špička, backwall reflection – odraz od protilehlé stěny)

Pomocí této metody získáme aktuální záznam svarového spoje. Periodickou kontrolou pak získáme informaci o případném šíření přítomných trhlin. Spojením tohoto záznamu s informacemi o strukturně-mechanických změnách, získaných postupem umělé degradace, můžeme následně rozhodnout, zda je vada svými rozměry při daném strukturním stavu materiálu ještě přípustná či už nikoliv.

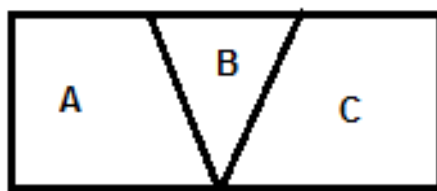
3.5.4 Normy pro vyhodnocování jakosti svarů

ČSN EN 1321 Makroskopická a mikroskopická kontrola svarů

Makroskopická kontrola je prohlídka zkušební vzorku pouhým okem nebo při malém zvětšení v naleptaném nebo nelepťaném stavu. Mikroskopická kontrola je prohlídka zkušební vzorku pod mikroskopem při zvětšení 50-500x v naleptaném nebo nelepťaném stavu. [26]

Příklad zápisu: EN 1321- I - E - B-A/B/C/ xy .Vysvětlení jednotlivých symbolů:

- EN 1321: odkaz na normu
- I popř. A: mikroskopická popř. makroskopická kontrola
- E popř. U: naleptaný popř. nenaleptaný povrch zkušební vzorku
- 4. symbol udává předmět místo zkoušky
- 5. až 7. symbol popisují oblasti, např. pro náčrtek viz Obr. 3.16 v pořadí: základní materiál vpravo, svarový kov, základní materiál vlevo. Náčrtek oblastí je také součástí zápisu.
- symbol xy : kód leptadla dle přílohy CR 12361



Obr. 3.16 Schematický nákras oblastí svaru

ČSN EN ISO 6520-1 Klasifikace geometrický vad kovových materiálů

Tato norma definuje vadu jako nespojitost ve svaru nebo odchylku od zamýšlené geometrie. Rozlišuje následující typy vad: trhliny, dutiny, pevné vměstky, studené spoje a neprůvary, vady tvaru a rozměru a jiné vady. Každá z těchto vad má podle typu, velikosti a umístění svoje číselné označení, které musí být uvedeno v protokolu zkoušky. [27]

ČSN EN ISO 5817 Svarové spoje - určování stupňů kvality

Tato norma vyhodnocuje makrostrukturu svarových spojů. Popisuje kvalitu svaru na základě druhu velikosti a rozsahu vybraných vad (tab. 3.4) na lomu či výbrusu. Vady mohou být zjištěny pouze při maximálním zvětšení 10x. Každý typ vady musí být posuzován jednotlivě. Norma obsahuje tabulky, dle kterých se vady stanovují a také např. etalon ke stanovení procentních podílů pórovitosti. [28]

Tab. 3.4 klasifikace vad dle ČSN EN ISO 5817

souvislý zápal	vadné spojení
vruby na kořeni	rozstřík
nadměrné převýšení svaru	trhlina
neprovařený kořen	mikrotrhlina
povrchový pór	shluk pórů
Přetečení	řádek pórů
Díra	staženina
Proláklina	struskové vměstky
hubený kořen	tavidlové vměstky
pórovitost kořene	oxidické vměstky

3.5.5 Předpis pro vyhodnocení jakosti svarů turbínových rotorů

Předchozí uvedené normy jsou obecně platné pro všechny typy svarového spojení. Svařování segmentů rotorů parních turbín je ovšem natolik složitým technologickým procesem, že je nutné vytvořit dodatečné předpisy pro vyhodnocování jakosti těchto svarů, ve kterém jsou uvedeny požadované hodnoty. Tento předpis musí být v souladu s danými evropskými či mezinárodními normami.

Oblasti, na které by měl být předpis zaměřen, jsou následující:

Zkoušky základního kovu (materiálu) - zkouška tahem dle ČSN EN 10002-1, zkouška rázem v ohybu dle Charpyho ČSN EN 10045-1, hodnocení mikročistoty dle ASTM 45-97 (2002), hodnocení velikosti zrna dle ASTM E112-96(2003), hodnocení nízkocyklové únavy, hodnocení vlastností základního materiálu v creepu.

Základní zkoušky svarového kovu - zkouška tahem, zkouška rázem v ohybu, zkouška lámavosti dle ČSN EN 910, vyhodnocení makro a mikrostruktury.

Dodatečné mechanické a metalografické zkoušky svarového kovu - zkouška tahem odolnosti za tepla dle ČSN EN 10 002-5, ověření tranzitní teploty FATT50, zkoušky lomové houževnatosti K_{IC}/K_{Id} , fraktografický rozbor lomových ploch, zkoušky nízkocyklové únavy, zkoušky mechanických vlastností po umělé degradaci.

Nedestruktivní zkoušky rotorů - elektromagnetická zkouška dle ČSN EN 1290, ultrazvuková zkouška dle ČSN EN 1714 – B a další.

Přídavný materiál pro svařování - požadavky pro svařovací drát (klasifikace dle ČSN EN 756), požadavky pro tavidlo (klasifikace dle ČSN EN 760)

Požadavky na personál atd. ...

3.6 UMĚLÁ DEGRADACE

Vzorky pro experimentální část této bakalářské práce prošly procesem umělé degradace, který výrazně ovlivňuje strukturu a mechanické vlastnosti použitého materiálu. Cílem umělé degradace je simulovat provozní podmínky rotoru parní turbíny s ohledem na nutnou predikci životnosti celého soustrojí, ale za zlomek času v porovnání s reálným provozem turbíny. Aplikovaná umělá degradace by se dala charakterizovat jako „nepříznivé“ tepelné zpracování. Stejně jako proces tepelného zpracování se i tato umělá degradace skládá z různě dlouhých časových prodlev na daných teplotách (celý proces umělé degradace, tedy doba trvání výdrží na jednotlivých teplotách, výška teploty a rychlosti ochlazování jsou patentově chráněny a firma Siemens nedovoluje jejich zveřejnění). Na rozdíl od tepelného zpracování, které má mít pozitivní dopad na výslednou strukturu, umělá degradace má tedy simulovat reálné tepelné zatěžování rotorů parních turbín.

Proces umělé degradace tedy umožňuje sledovat strukturní změny a změny mechanických vlastností. Tyto informace jsou pro nás velice cenné, neboť jak již bylo pojednáno v kapitole 3.5 požadavky na mechanické vlastnosti (i za zvýšené teploty) a strukturní a chemickou heterogenitu jsou vysoké. Rotory pracují ve velice náročných pracovních podmínkách (vysoká teplota a tlak, teplotní pnutí) a tak se každá změna vlastností může okamžitě negativně projevit.

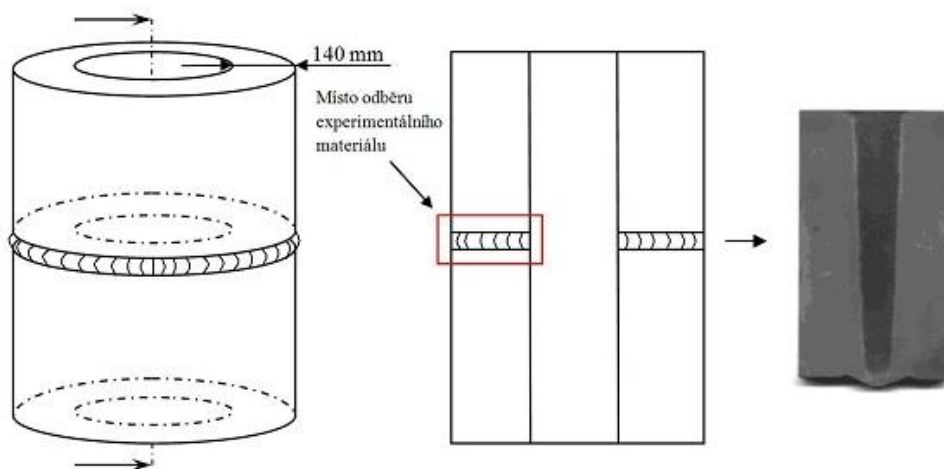
Degradace se například výrazně projevuje v oblasti vrubové houževnatosti. Trhlina, kterou bychom mohli na počátku označit za přípustnou, může po degradaci struktury velice snadno způsobit porušení. Díky výsledkům z experimentů na vzorcích po umělé degradaci však dokážeme predikovat změny mechanických vlastností a společně s vhodnou metodou nedestruktivního zkoušení lze kritické místo rotoru sledovat a účinně tak předcházet případným haváriím.

4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

Experimentální část této práce je rozdělená do čtyř základních částí. První z nich popisuje přípravu experimentálního materiálu. Ve druhé bude vyhodnocena tvrdost a mikrotvrdost svarového spoje ve stavu po umělé degradaci. Třetí část je zaměřena na vyhodnocení mikrostruktury a v poslední části je provedeno srovnání a vyhodnocení získaných hodnot s hodnotami materiálu ve stavu po žihání – PWHT (post welding heat treatment).

4.1 Příprava vzorků

Místo odebrání materiálu na vzorky je patrné z obr. 4.1 Na obr. 4.1 je schematicky znázorněn svařený rotor parní turbíny.



Obr. 4.1 Místo odběru experimentálního materiálu

Z vyobrazeného segmentu byly zhotoveny vzorky o normovaných rozměrech 55x10x10 mm v lící, středové a kořenové části svaru. Metalografické výbrusy byly připraveny standardním postupem: broušením, s postupným použitím brusných papírů o různé zrnitosti, vícenásobným leštěním a konečným leptáním pro vyvolání mikrostruktury

4.2 Měření tvrdosti a mikrotvrdosti

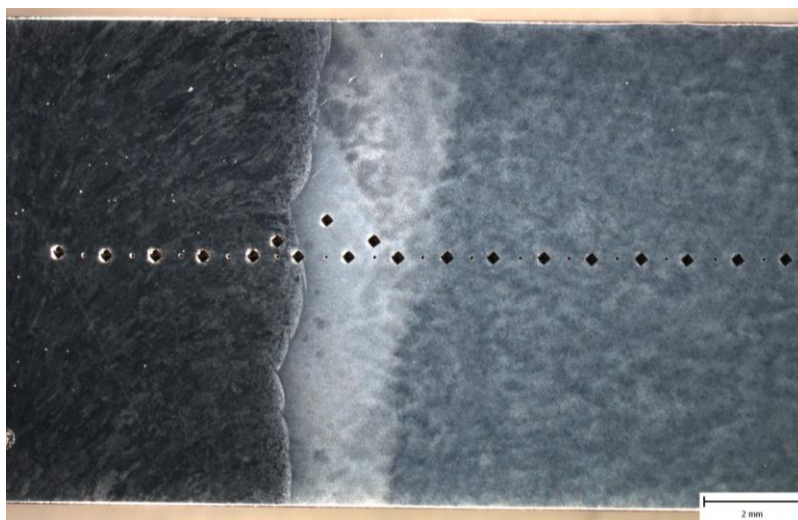
Měření tvrdosti probíhalo v souladu s normou ČSN EN 1043-1. Norma upravuje polohu řady vtisků tak, aby procházela jak svarovým kovem, TOO i základním materiálem a také upravuje minimální vzdálenosti mezi jednotlivými vtisky tak aby nedocházelo k ovlivnění výsledků plastickou deformací, vzniklou po provedení vtisku.

Měření tvrdosti probíhalo metodou měření dle Vickerse HV 10 podle normy ČSN ISO 6507-1. Měření mikrotvrdosti probíhalo metodou měření HV 1 v souladu s normou ČSN EN 1043-2. Použité měřicí přístroje: tvrdoměr LECO LV 700 a automatický mikrotvrdoměr LECO LM 247AT.

Měření tvrdosti na lící, středové a kořenové části svaru probíhalo vždy do vzdálenosti 5 mm ve svarovém kovu od rozhraní TOO a 14,5 mm přes TOO a základní materiál. Hranice svarový kov-TOO byla pro všechny tři řady vtisků zvolena jako počátek měření. Vtisky ve svarovém kovu proto mají v grafu zápornou vzdálenost. Hranice SK/TOO je v grafech vyznačena červeně.

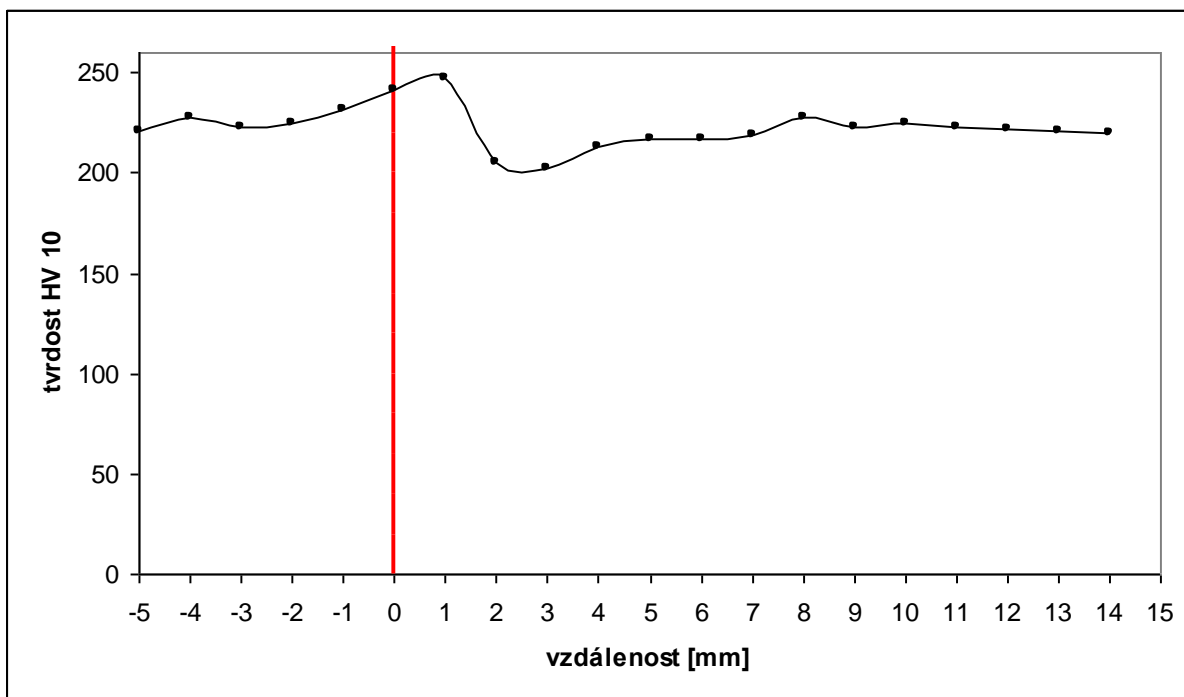
Měření tvrdosti a mikrotvrdosti v lící části svarového spoje

Měřením bylo zjištěno, že naměřené hodnoty tvrdosti i mikrotvrdosti v lící části svarového spoje v žádném případě nepřekračují max. povolenou hodnotu 350 HV. Výsledky měření tvrdosti a mikrotvrdosti v lící části (viz obr. 4.1) jsou uvedeny v tab. 4.1. Graf na obr. 4.2 znázorňuje průběh tvrdosti a graf na obr. 4.3 průběh mikrotvrdosti.

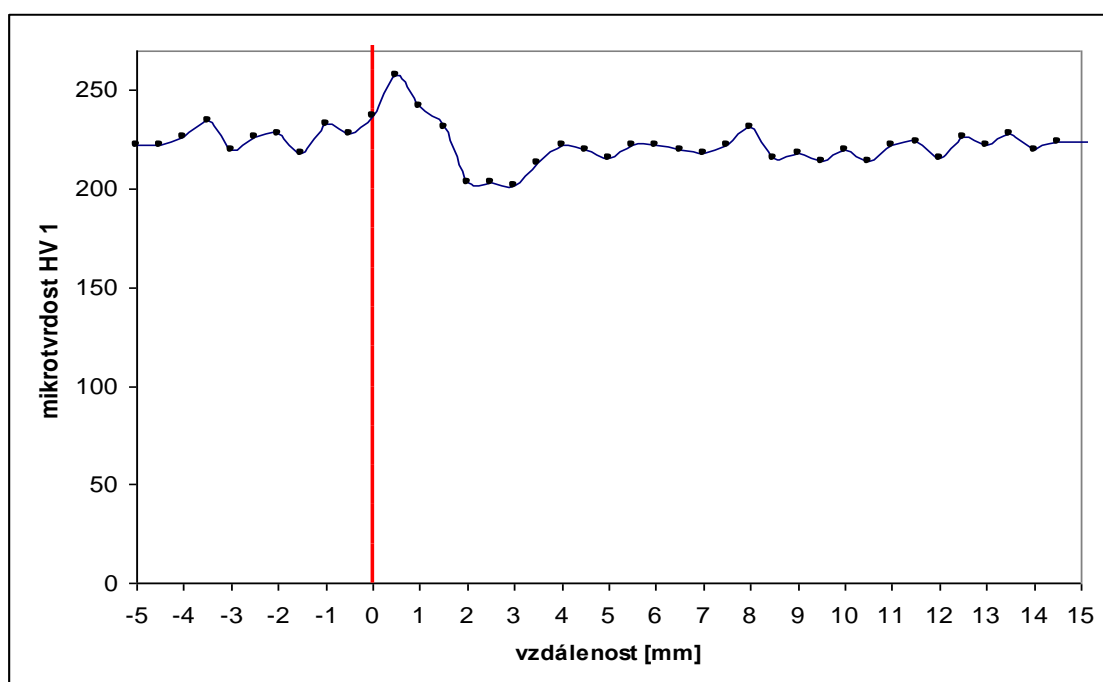


Obr. 4.1 Řady vtisků v lící části svarového spoje

Tab. 4.1 Hodnoty tvrdosti a mikrotvrdosti v lící části svaru					
Vzdálenost	Tvrdost HV 10	Vzdálenost	Tvrdost HV 1	Vzdálenost	Tvrdost HV 1
-5	221,1	-5	222	5	216
-4	227,4	-4,5	222	5,5	222
-3	223	-4	226	6	222
-2	224,4	-3,5	235	6,5	220
-1	231,2	-3	220	7	218
0	241,3	-2,5	226	7,5	222
1	247	-2	228	8	231
2	205,4	-1,5	218	8,5	216
3	202,5	-1	233	9	218
4	212,7	-0,5	228	9,5	214
5	216,7	0	237	10	220
6	216,7	0,5	258	10,5	214
7	219,1	1	242	11	222
8	227,5	1,5	231	11,5	224
9	222,9	2	203	12	216
10	224,6	2,5	203	12,5	226
11	223,2	3	202	13	222
12	221,7	3,5	213	13,5	228
13	220,7	4	222	14	220
14	219,5	4,5	220	14,5	224



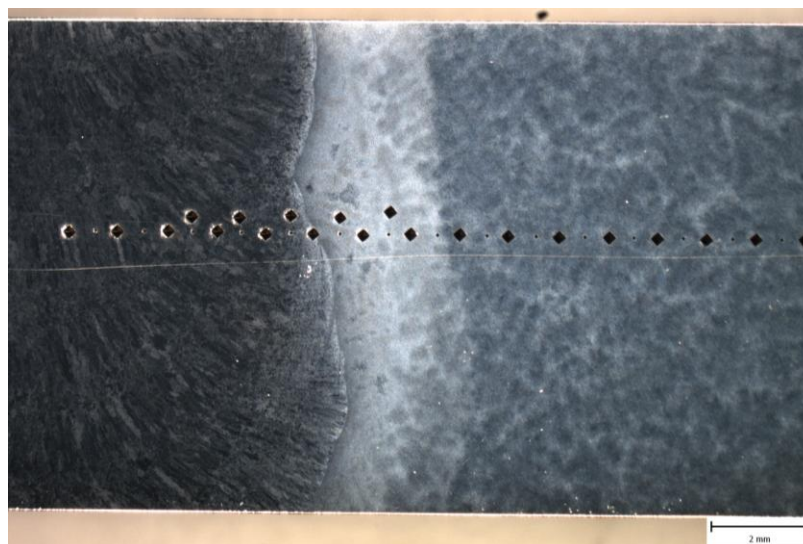
Obr. 4.2 Průběh tvrdosti – lící část svarového spoje



Obr. 4.3 Průběh mikrotvrdosti – lící část svarového spoje

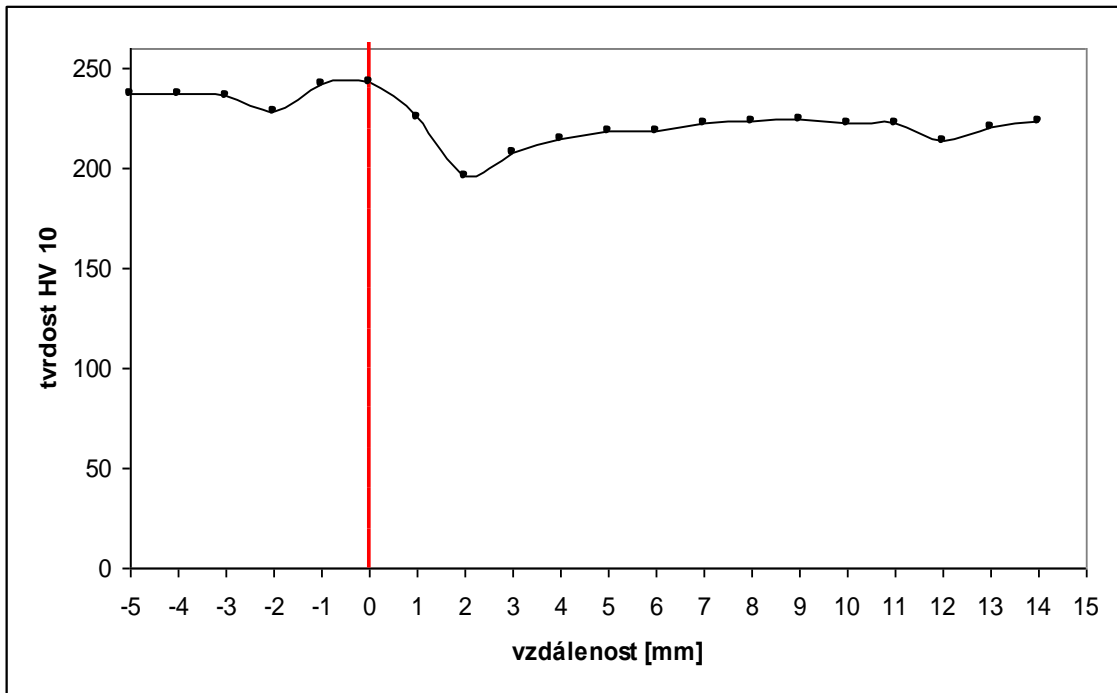
Měření tvrdosti a mikrotvrdosti ve střední části svarového spoje

Měřením bylo zjištěno, že naměřené hodnoty tvrdosti i mikrotvrdosti ve střední části svarového spoje v žádném případě nepřekračují max. povolenou hodnotu 350 HV. Výsledky měření tvrdosti a mikrotvrdosti ve střední části (viz obr. 4.4) jsou uvedeny v tab. 4.2. Graf na obr. 4.5 znázorňuje průběh tvrdosti a graf na obr. 4.6 průběh mikrotvrdosti.

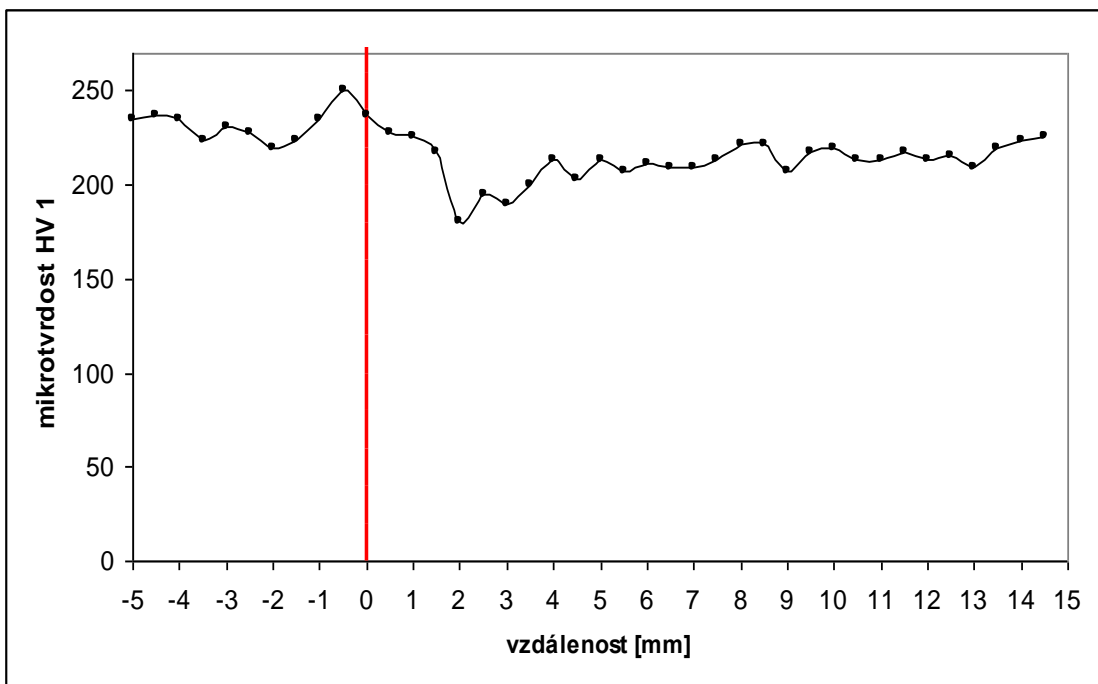


Obr. 4.4 Řady vtisků ve střední části svarového spoje

Tab. 4.2 Hodnoty tvrdosti a mikrotvrdosti ve střední části svaru					
Vzdálenost	Tvrdost HV 10	Vzdálenost	Tvrdost HV 1	Vzdálenost	Tvrdost HV 1
-5	237,2	-5	235	5	214
-4	237,8	-4,5	237	5,5	207
-3	236,4	-4	235	6	211
-2	228,7	-3,5	224	6,5	209
-1	242,3	-3	231	7	209
0	243,6	-2,5	228	7,5	214
1	226,0	-2	220	8	222
2	196,1	-1,5	224	8,5	222
3	208,4	-1	235	9	207
4	215,3	-0,5	251	9,5	218
5	218,4	0	237	10	220
6	218,6	0,5	228	10,5	214
7	222,6	1	226	11	214
8	223,4	1,5	218	11,5	218
9	224,2	2	181	12	214
10	222,9	2,5	195	12,5	216
11	223,2	3	190	13	209
12	214,2	3,5	200	13,5	220
13	221,0	4	214	14	224
14	223,6	4,5	203	14,5	226



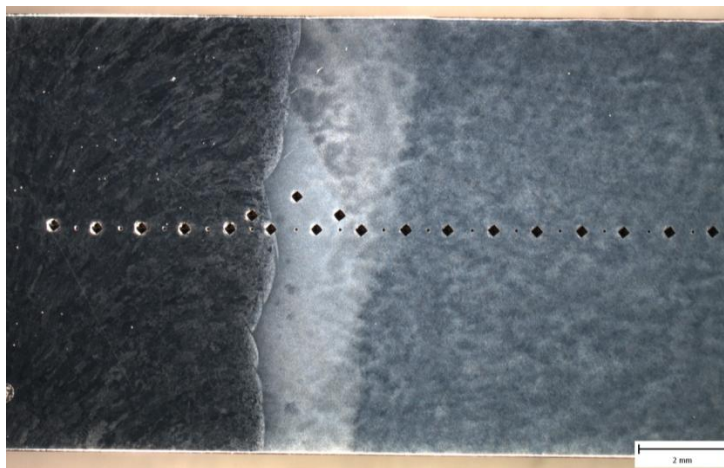
Obr. 4.5 Průběh tvrdosti – střední část svarového spoje



Obr. 4.6 Průběh mikrotvrdosti – střední část svarového spoje

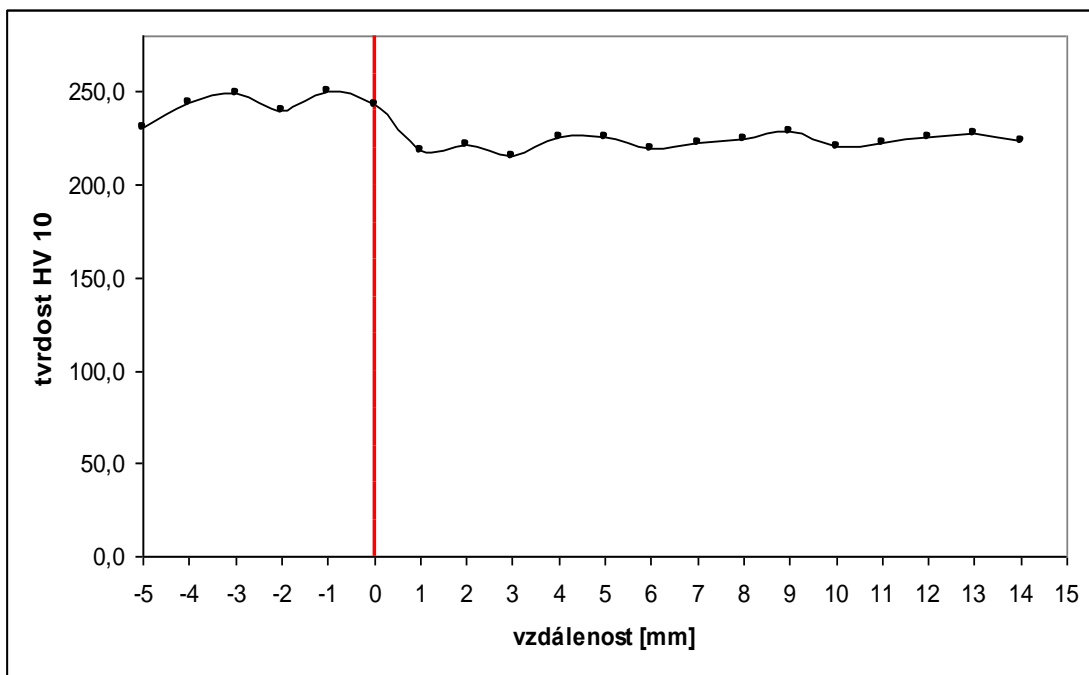
Měření tvrdosti a mikrotvrdosti v kořenové části svarového spoje

Měřením bylo zjištěno, že naměřené hodnoty tvrdosti i mikrotvrdosti v žádném případě nepřekračují max. povolenou hodnotu 350 HV. Výsledky měření tvrdosti a mikrotvrdosti v kořenové části svarového spoje (viz obr. 4.7) jsou uvedeny v tab. 4.3. Graf na obr. 4.8 znázorňuje průběh tvrdosti a graf na obr. 4.9 průběh mikrotvrdosti.

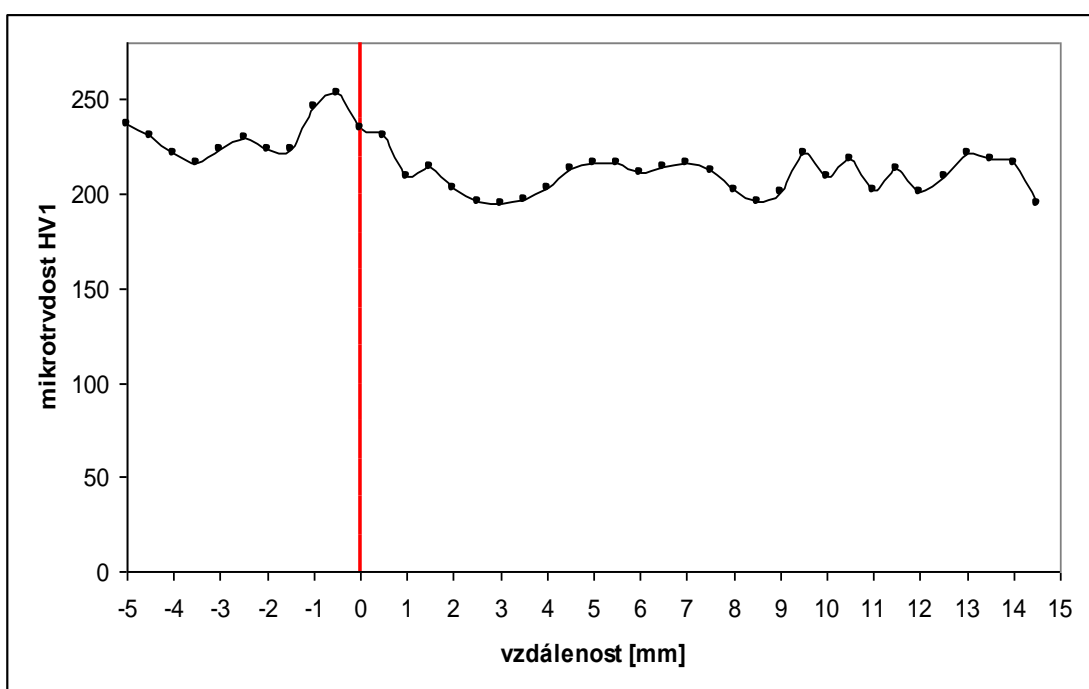


Obr. 4.7 Řady vtisků v kořenové části svarového spoje

Tab. 4.3 Hodnoty tvrdosti a mikrotvrdosti v kořenové části svaru					
Vzdálenost	Tvrdost HV 10	Vzdálenost	Tvrdost HV 1	Vzdálenost	Tvrdost HV 1
-5	231,2	-5	237	5	216
-4	244,3	-4,5	231	5,5	216
-3	249,4	-4	222	6	211
-2	240,0	-3,5	216	6,5	214
-1	250,0	-3	224	7	216
0	242,8	-2,5	230	7,5	212
1	218,9	-2	224	8	202
2	221,3	-1,5	224	8,5	196
3	215,2	-1	246	9	201
4	225,7	-0,5	253	9,5	222
5	225,7	0	235	10	209
6	220,0	0,5	231	10,5	218
7	222,3	1	209	11	202
8	224,6	1,5	214	11,5	213
9	228,6	2	203	12	201
10	220,4	2,5	196	12,5	209
11	222,6	3	195	13	222
12	225,6	3,5	197	13,5	218
13	227,3	4	203	14	216
14	223,6	4,5	213	14,5	195



Obr. 4.8 Průběh tvrdosti – kořenová část svarového spoje



Obr. 4.9 Průběh mikrotvrdosti – kořenová část svarového spoje

Z výsledků měření tvrdosti a mikrotvrdosti svarového spoje po umělé degradaci ve všech sledovaných oblastech jednoznačně vyplývá, že svarový spoj vyhovuje požadavkům na maximální přípustné hodnoty tvrdosti (max. 350HV) i po ukončení simulace degračního procesu.

4.3 Hodnocení mikrostruktury svarového spoje

Metalografický výbrus vzorků pro pozorování byl zhotoven standardními technikami broušení a leptání. Pro vyvolání mikrostruktury chemickým leptáním byl použit Nital (2% roztok kyseliny dusičné v etanolu). Mikrostruktura byla pozorována při zvětšení 50x a 500x na světelném mikroskopu Olympus GX-71 a digitálním fotoaparátem DP11.

Mikrostruktura svarového kovu (SK) ve stavu po umělé degradaci je tvořena feriticko-karbidickou směsí, tj. jedná se o popuštěnou strukturu tvořenou sorbitem a bainitem ve všech pozorovaných oblastech (lící část, střední část a kořenová část) svarového spoje (viz obr. 4.10, 4.11, 4.16, 4.17, 4.22, 4.23).

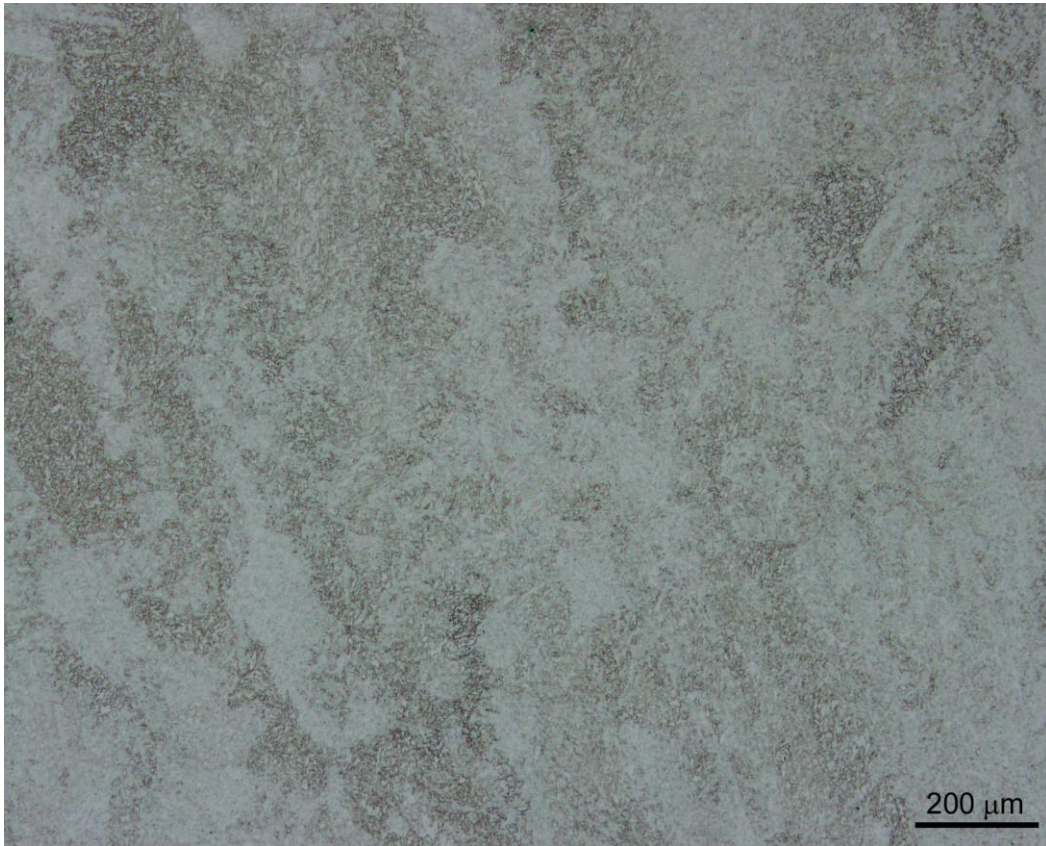
Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti (TOO) ve stavu po umělé degradaci je složena ze směsi popuštěného martenzitu a bainitu ve všech pozorovaných oblastech (lící část, střední část a kořenová část) svarového spoje (viz obr. 4.12, 4.13, 4.18, 4.19, 4.24, 4.25). Na všech uvedených snímcích je možné vidět přechod mezi svarovým kovem a TOO. Struktura svarového kovu se na rozdíl od TOO vyznačuje hrubším zrnem s výraznou dendritickou morfologií. Jednotlivé oblasti svarového spoje jsou na snímcích vyznačeny.

Mikrostruktura základního materiálu (ZM) ve stavu po umělé degradaci je tvořena zrný feritu a zrný s feriticko – bainitickou popř. sorbitickou směsí (viz obr. 4.14, 4.15, 4.20, 4.21, 4.26, 4.27). Na obr. 4.15 jsou šipkami vyznačeny feritická zrna a oblast se strukturou tvořenou sorbitem a bainitem.

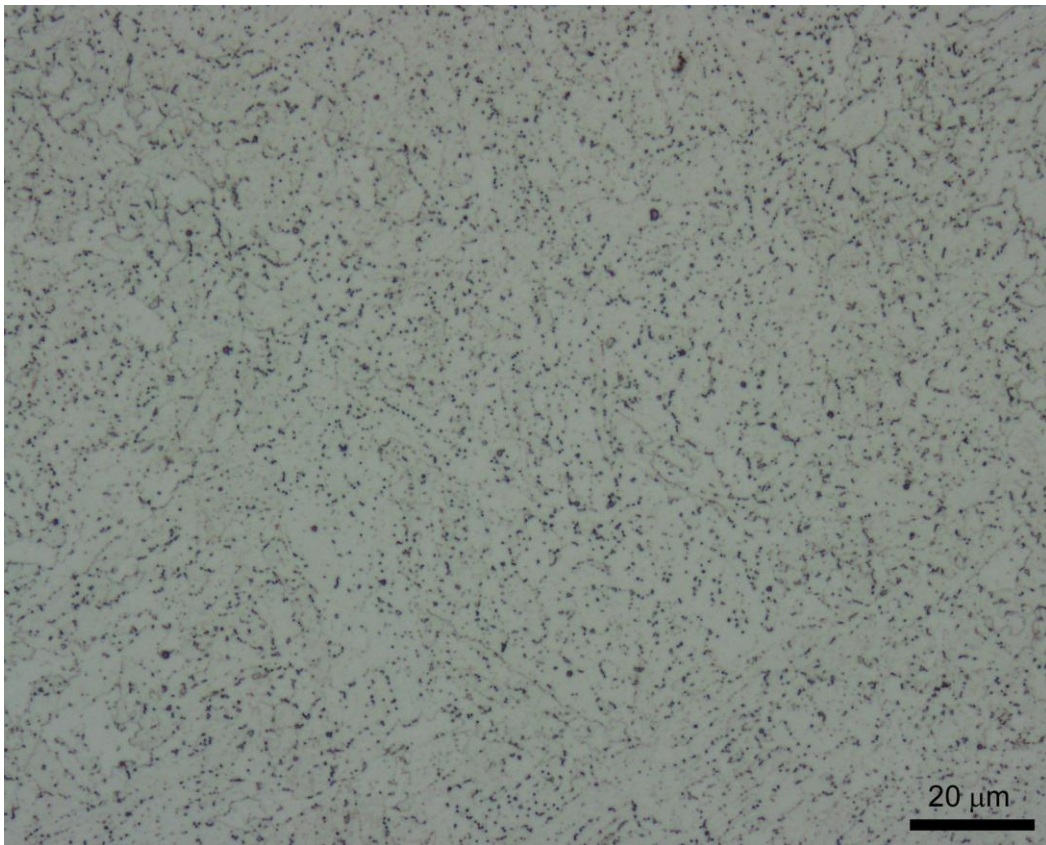
Celkově lze mikrostrukturu svarového spoje po umělé degradaci hodnotit jako vyváženou bez výrazné vyloučené hrubé karbidické fáze.

Tab. 4.4 Řazení snímků mikrostruktury

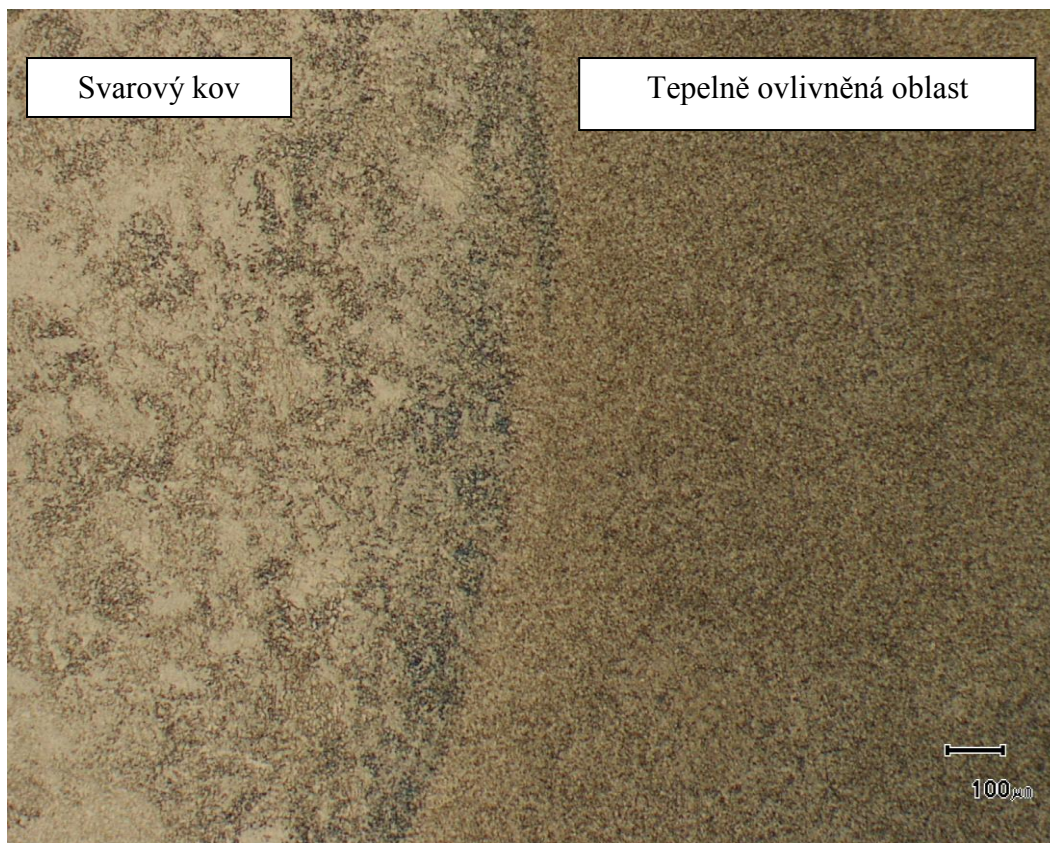
	Lící část		Střední část		Kořenová část	
	50x	500x	50x	500x	50x	500x
zvětšení	50x	500x	50x	500x	50x	500x
Svarový kov	4.10	4.11	4.16	4.17	4.22	4.23
TOO	4.12	4.13	4.18	4.19	4.24	4.25
Základní materiál	4.14	4.15	4.20	4.21	4.26	4.27



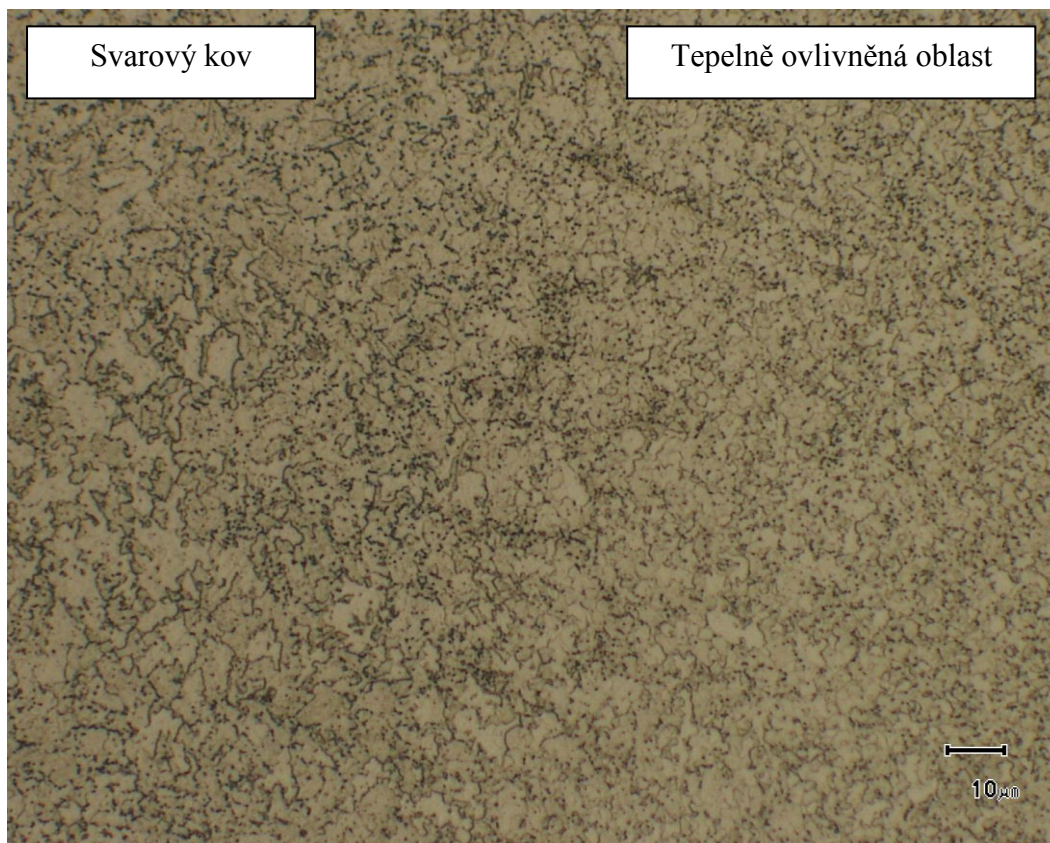
Obr. 4.10 Mikrostruktura SK v lincí části, zvětšení 50x



Obr. 4.11 Mikrostruktura SK v lincí části, zvětšení 500x



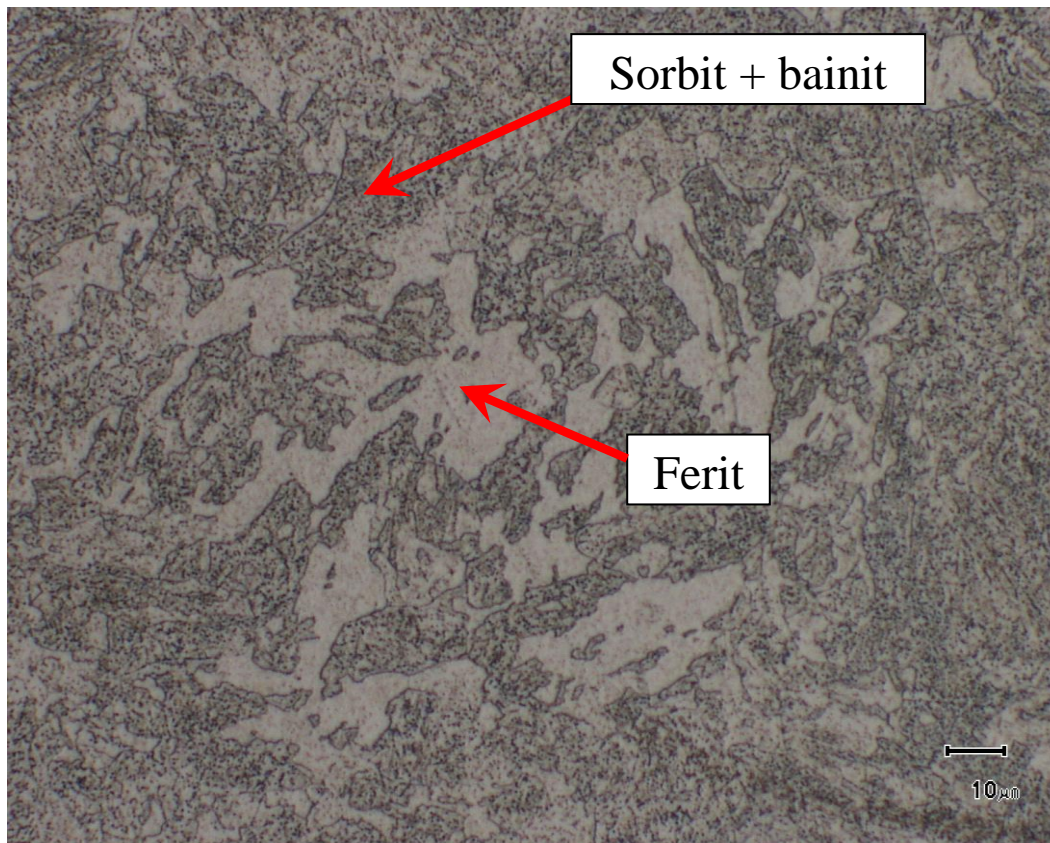
Obr. 4.12 Mikrostruktura TOO v lícní části, zvětšení 50x



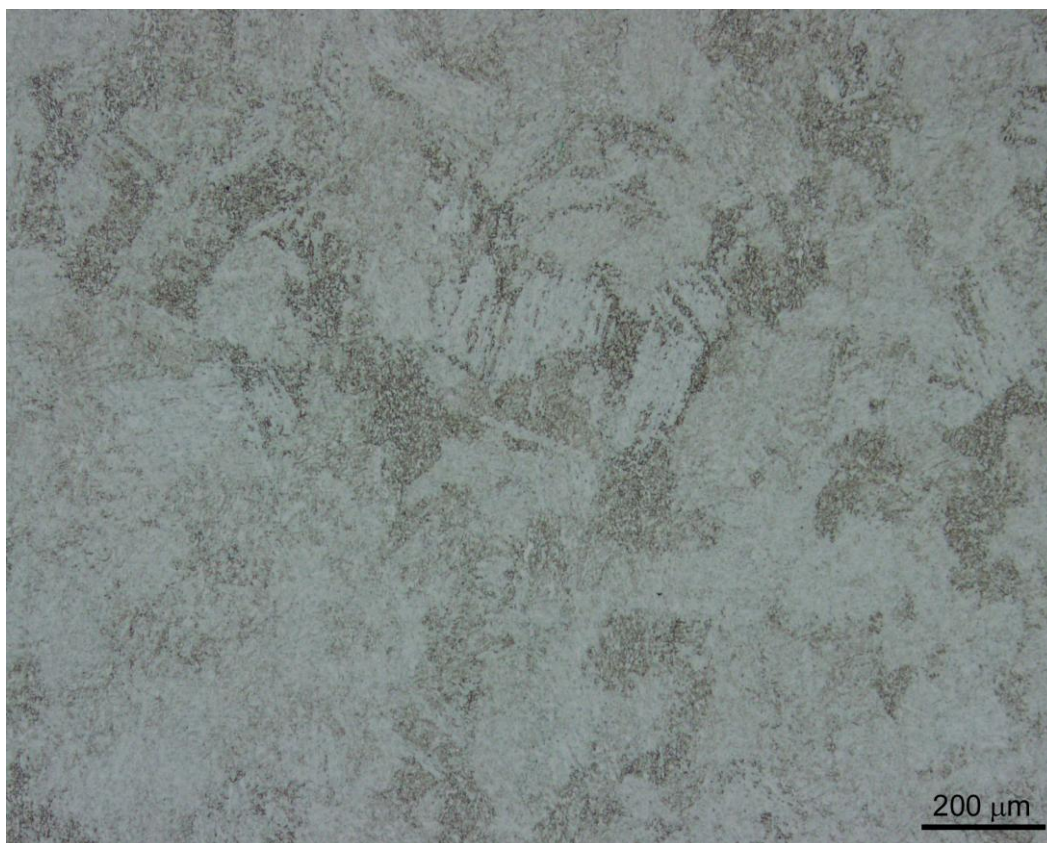
Obr. 4.13 Mikrostruktura TOO v lícní části, zvětšení 500x



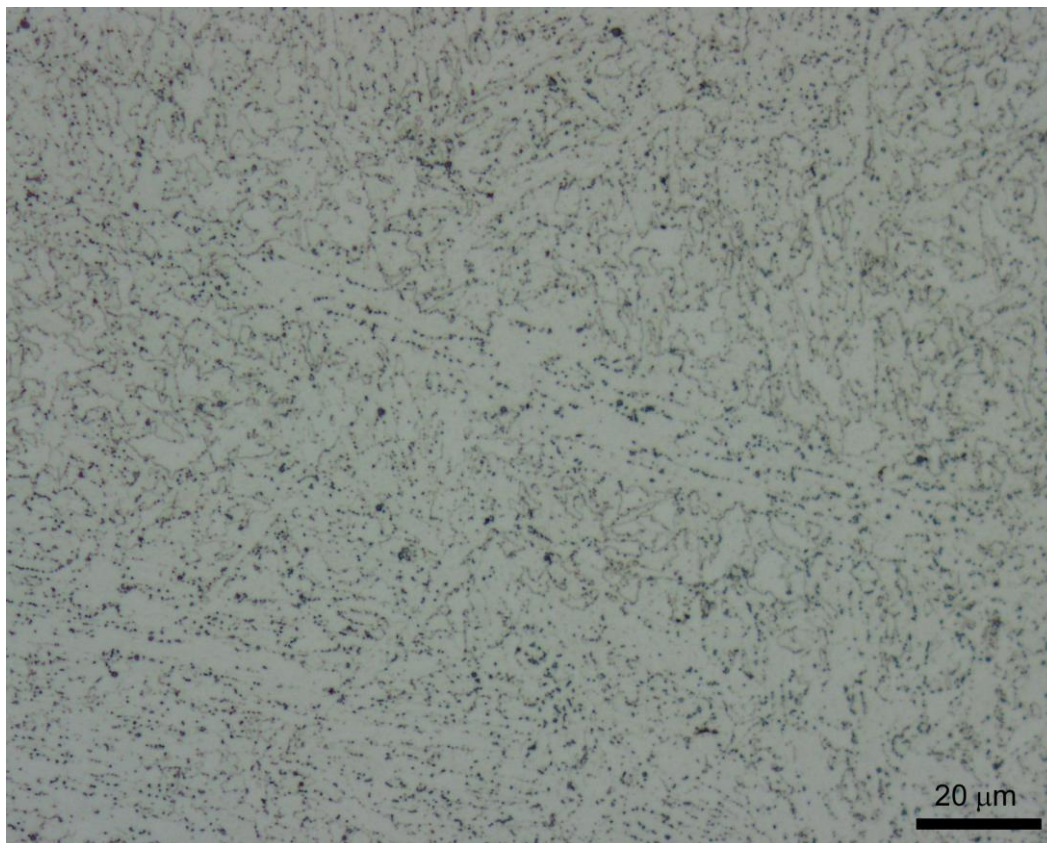
Obr. 4.14 Mikrostruktura ZM v lící části, zvětšení 50x



Obr. 4.15 Mikrostruktura ZM v lící části, zvětšení 500x



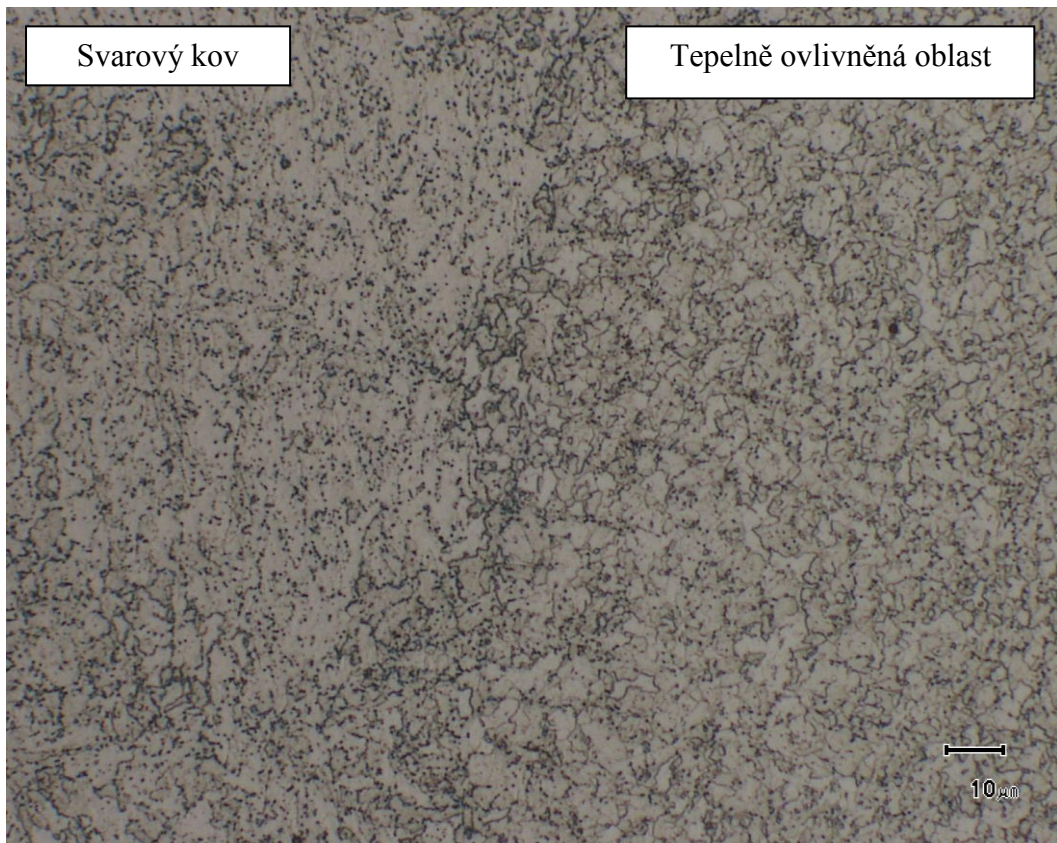
Obr. 4.16 Mikrostruktura SK ve středové části, zvětšení 50x



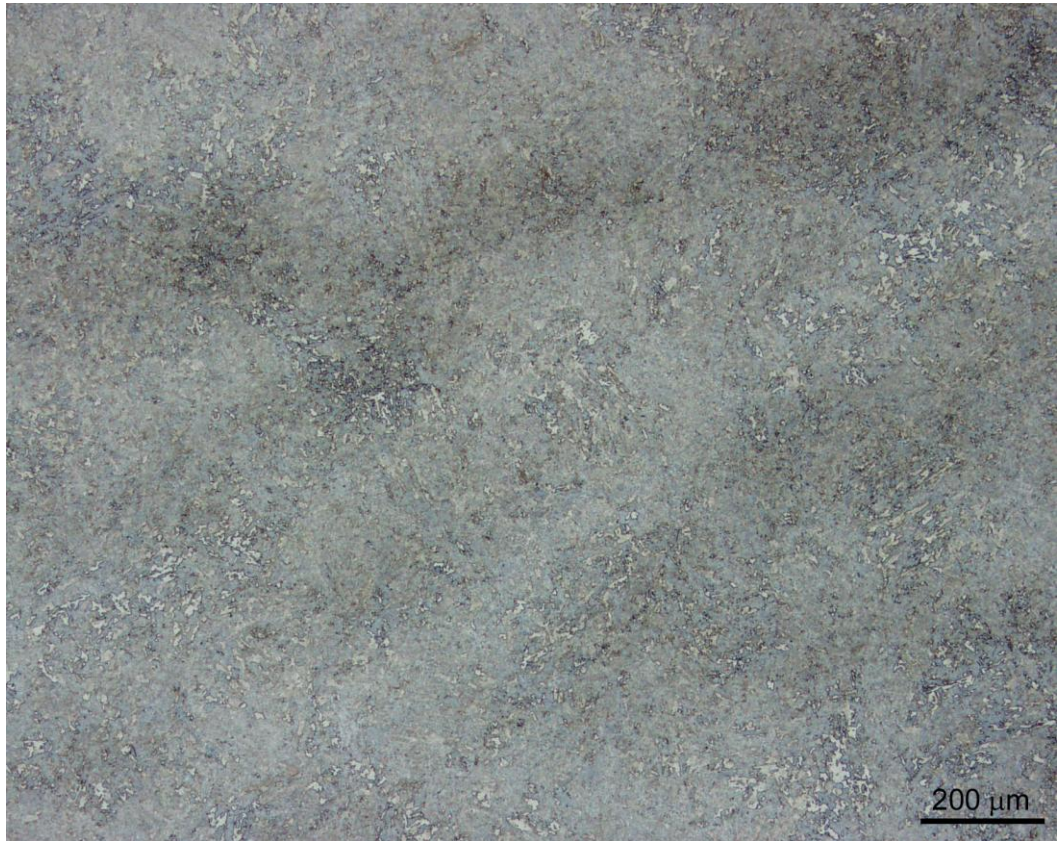
Obr. 4.17 Mikrostruktura SK ve středové části, zvětšení 500x



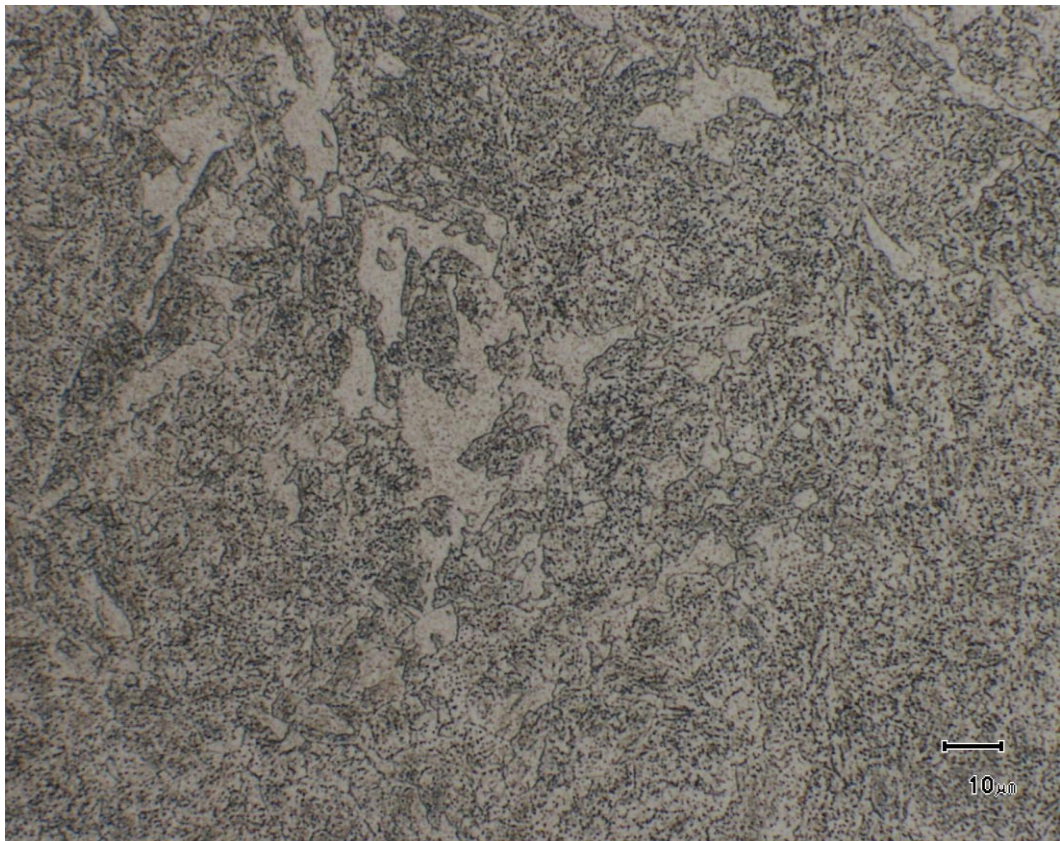
Obr. 4.18 Mikrostruktura TOO ve středové části, zvětšení 50x



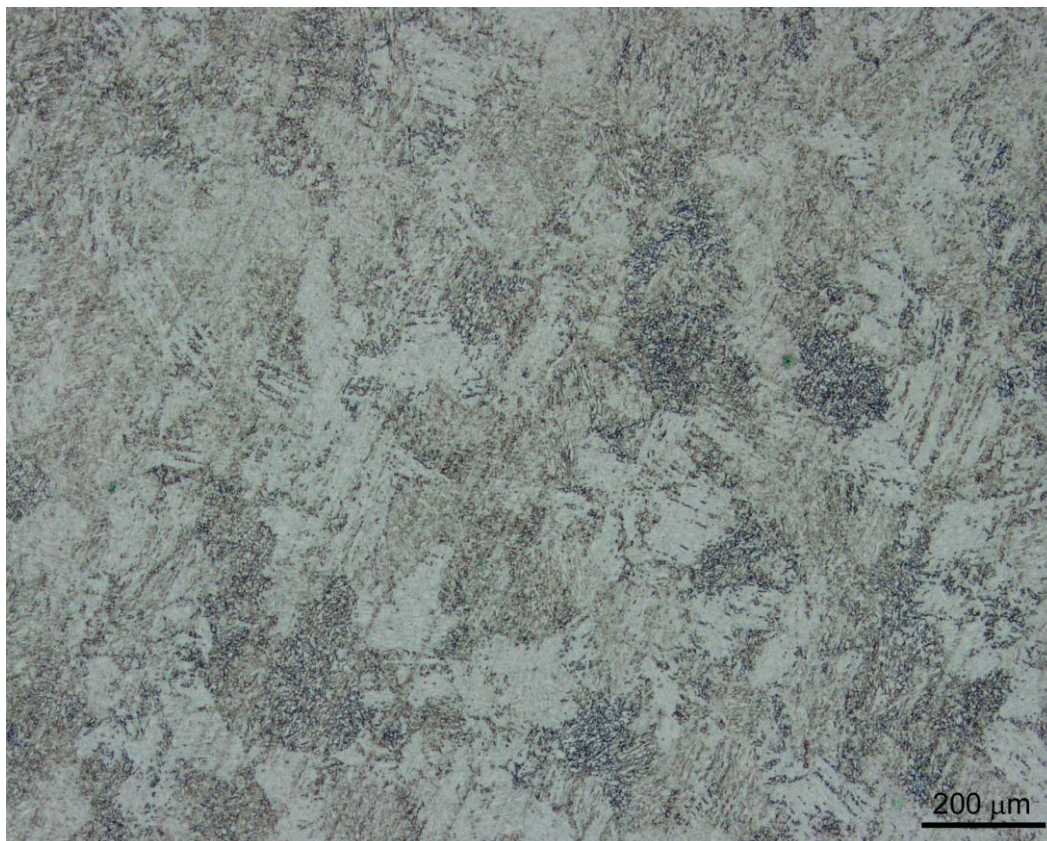
Obr. 4.19 Mikrostruktura TOO ve středové části, zvětšení 500x



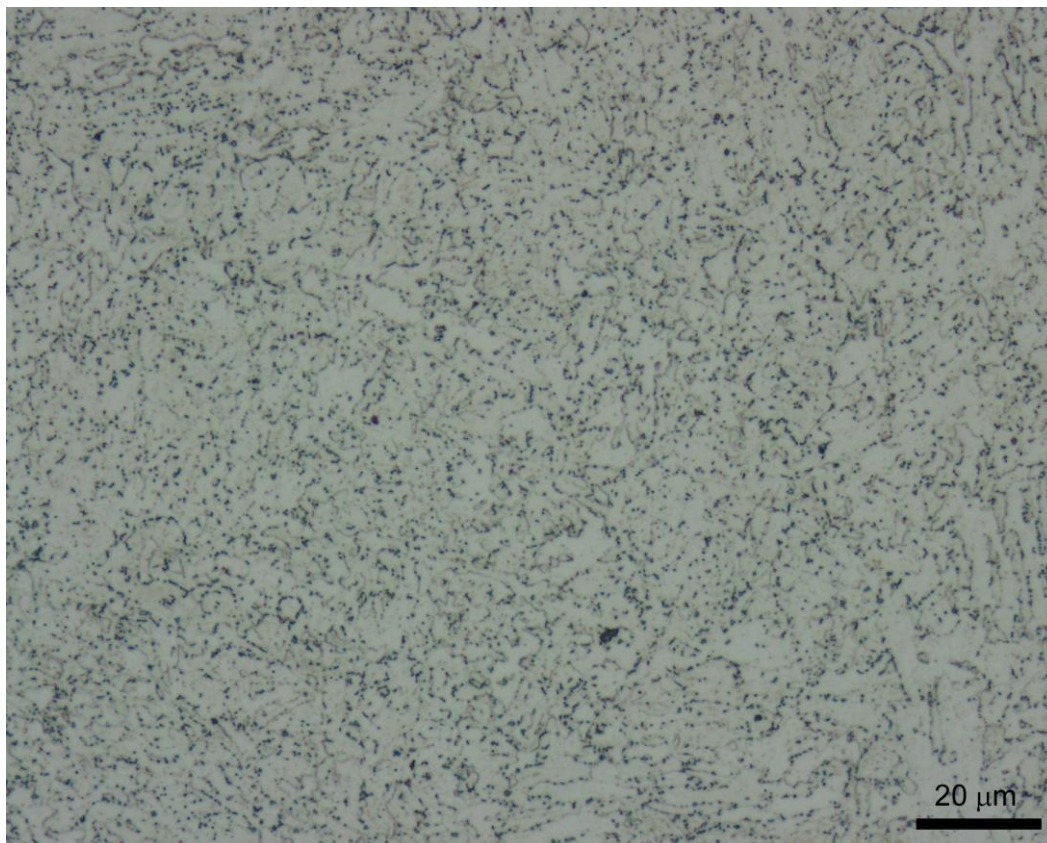
Obr. 4.20 Mikrostruktura ZM ve středové části, zvětšení 50x



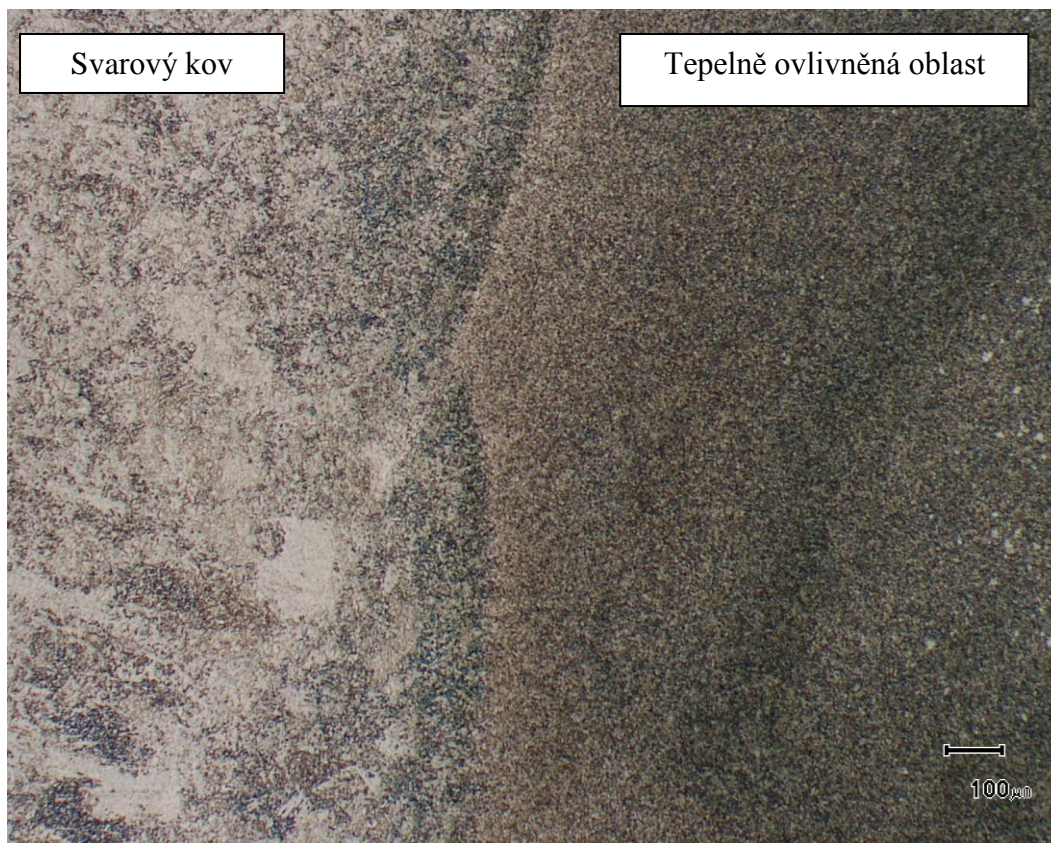
Obr. 4.21 Mikrostruktura ZM ve středové části, zvětšení 500x



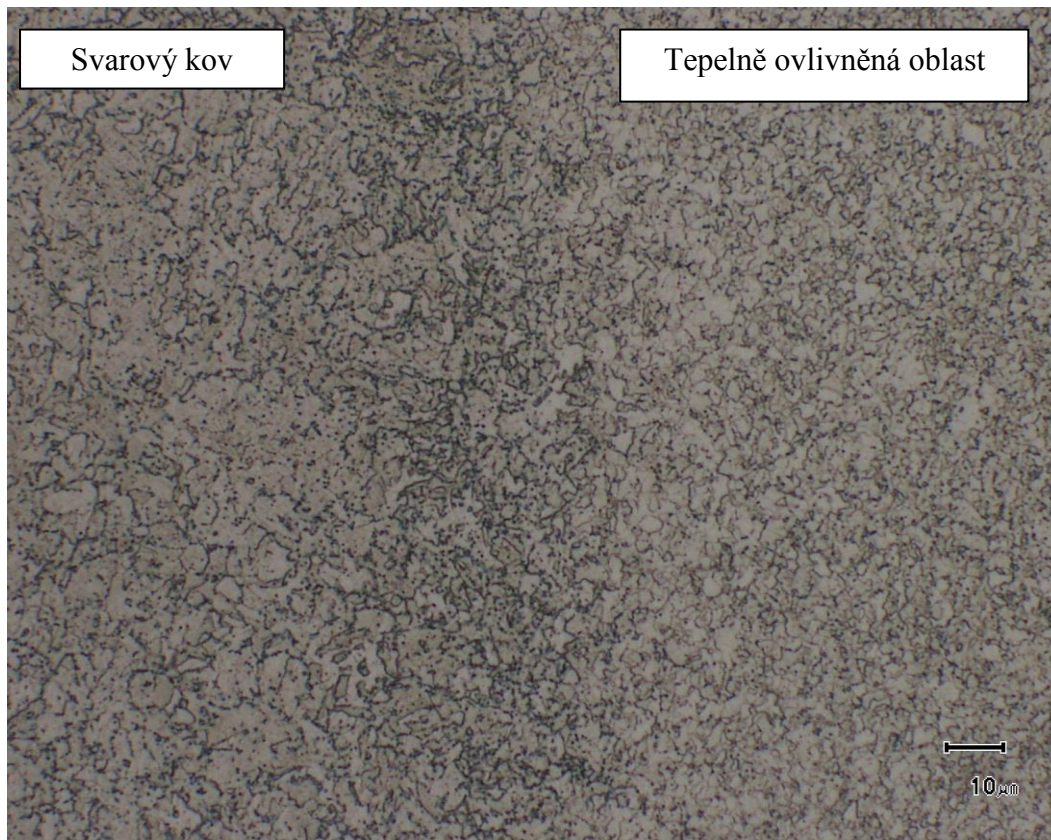
Obr. 4.22 Mikrostruktura SK v kořenové části, zvětšení 50x



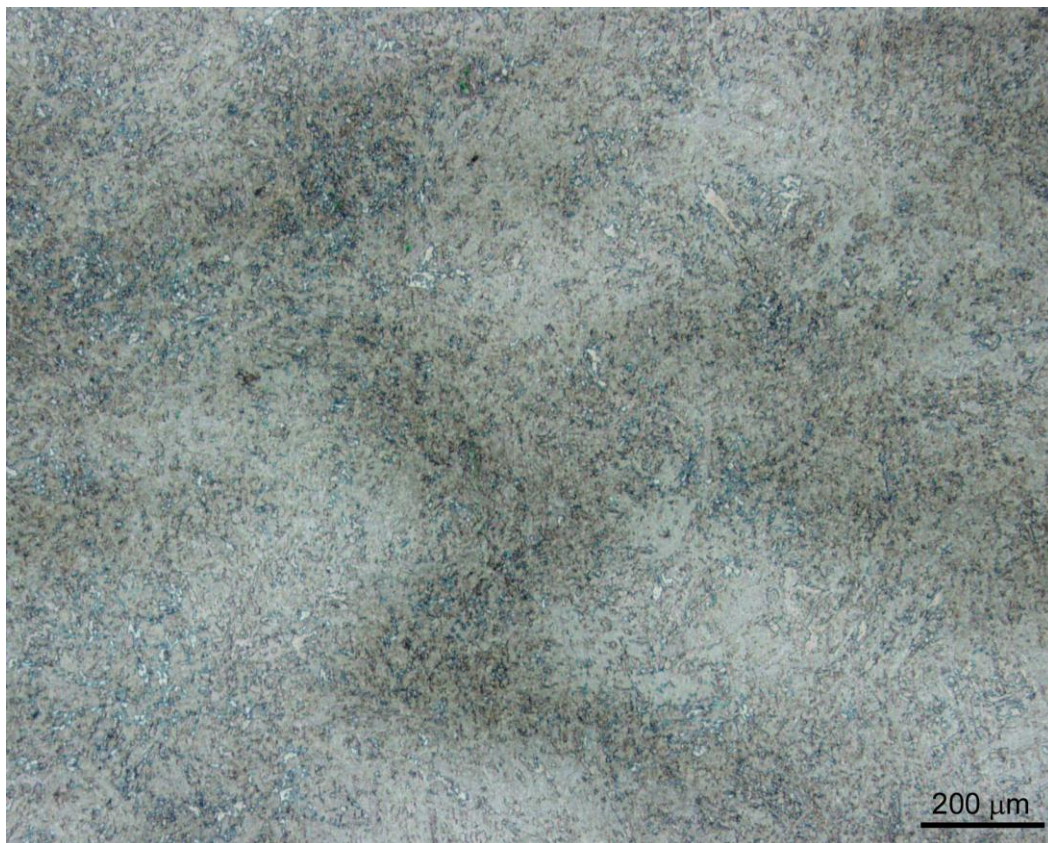
Obr. 4.23 Mikrostruktura SK v kořenové části, zvětšení 500x



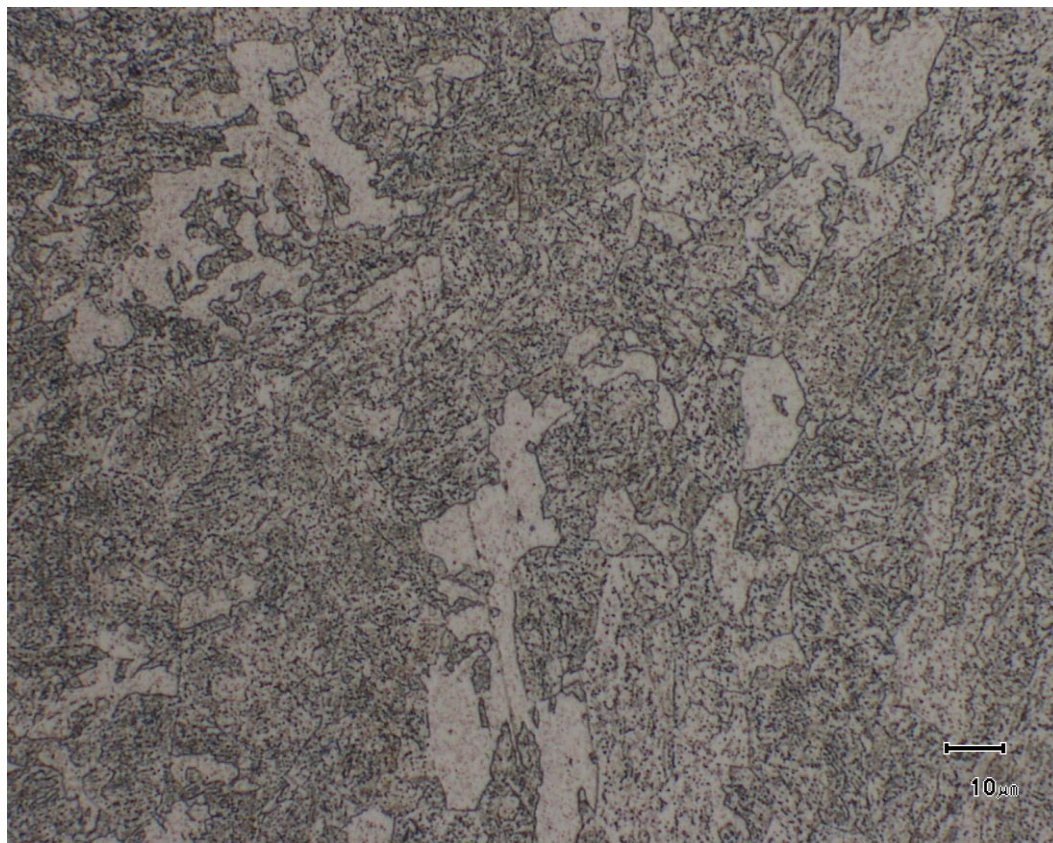
Obr. 4.24 Mikrostruktura TOO v kořenové části, zvětšení 50x



Obr. 4.25 Mikrostruktura TOO v kořenové části, zvětšení 500x



Obr. 4.26 Mikrostruktura ZM v kořenové části, zvětšení 50x



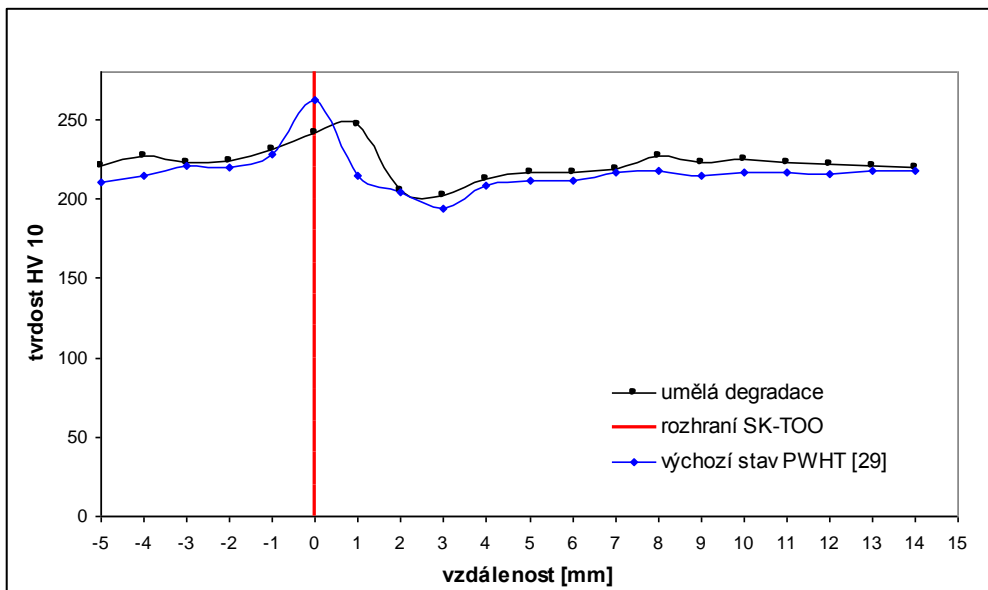
Obr. 4.27 Mikrostruktura ZM v kořenové části, zvětšení 500x

4.4 Srovnání stavu svarového spoje po umělé degradaci a po žihání

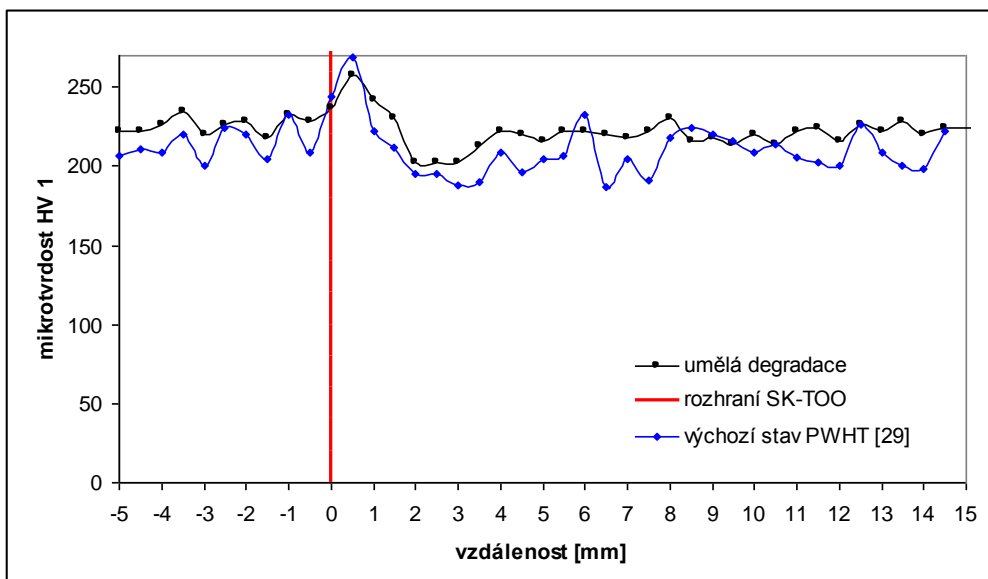
Porovnání tvrdosti a mikrotvrdosti

Grafické srovnání hodnot tvrdosti svarového spoje po umělé degradaci s výchozím stavem [29] je na obr. 4.28 a 4.29 pro lící část, na obr. 4.30 a 4.31 pro střední část a na obr. 4.32 a 4.33 pro kořenovou část svarového spoje.

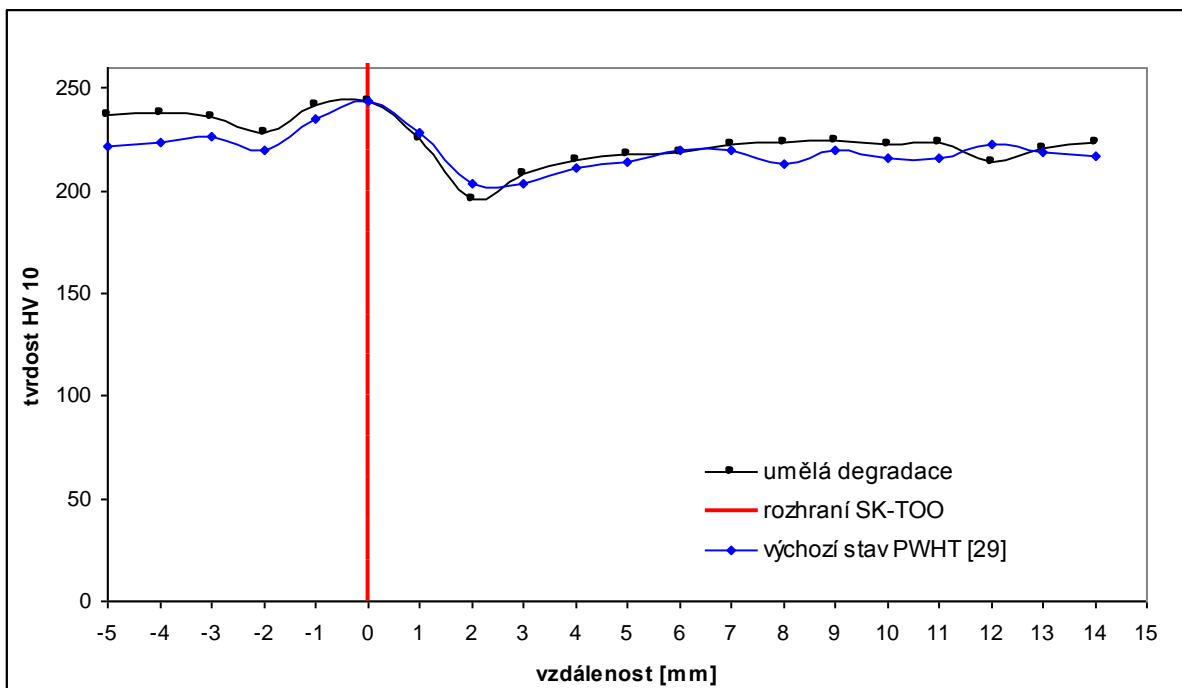
Při srovnání výsledků měření tvrdosti a mikrotvrdosti svarového spoje z materiálu 30 CrMoNiV 5-11 ve stavu po umělé degradaci s výsledky měření tvrdosti svarového spoje ve výchozím stavu, uvedenými v práci [29], lze jednoznačně konstatovat, že proces umělé degradace nezpůsobil výrazné změny v hodnotách tvrdosti ve všech sledovaných oblastech.



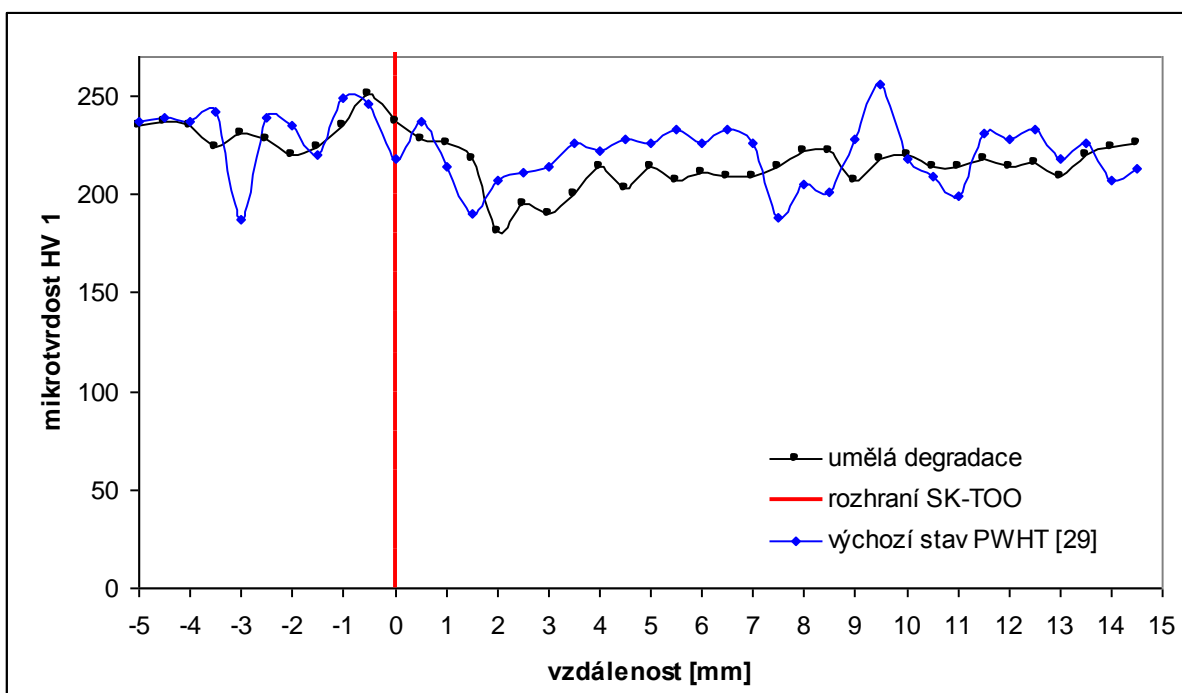
Obr. 4.28 Srovnání průběhu tvrdosti v lící části svaru



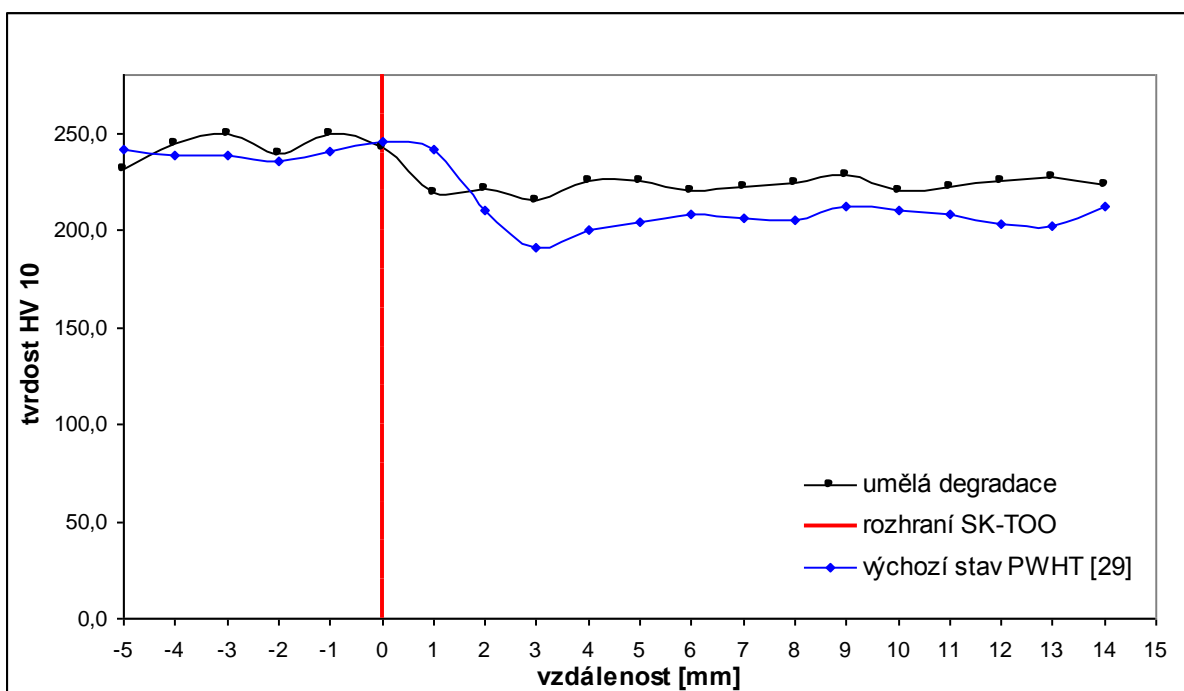
Obr. 4.29 Srovnání průběhu mikrotvrdosti v lící části svaru



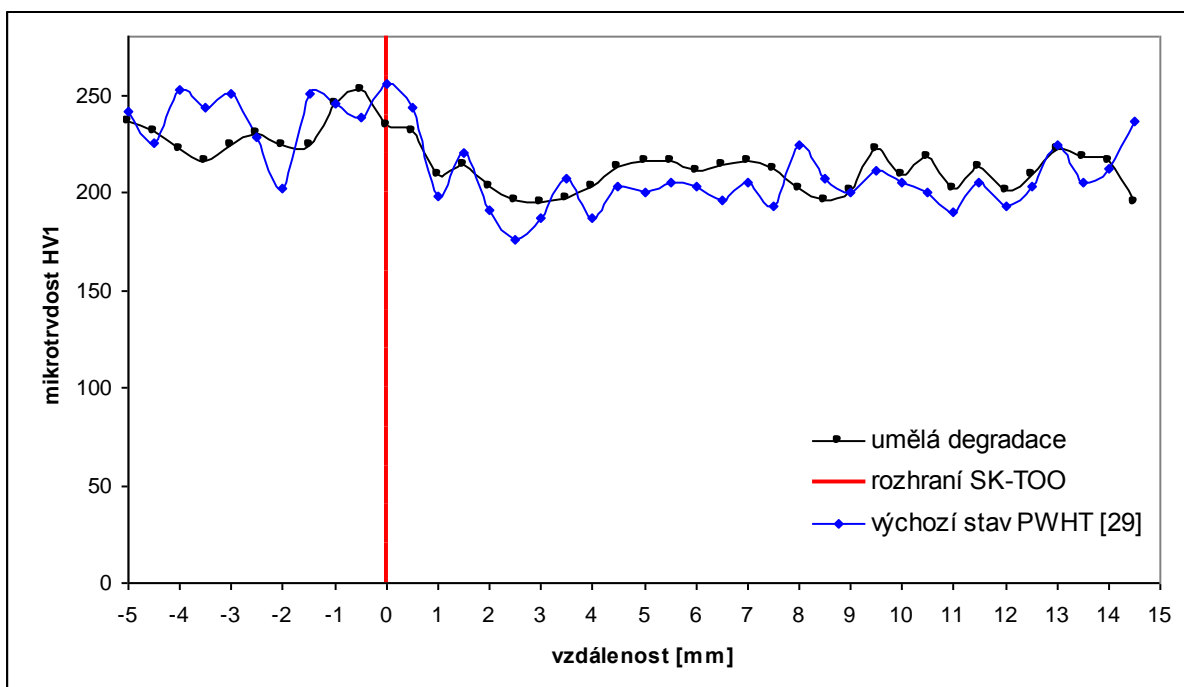
Obr. 4.30 Srovnání průběhu tvrdosti ve střední části svaru



Obr. 4.31 Srovnání průběhu mikrotvrdosti ve střední části svaru



Obr. 4.32 Srovnání průběhu tvrdosti v kořenové části svaru



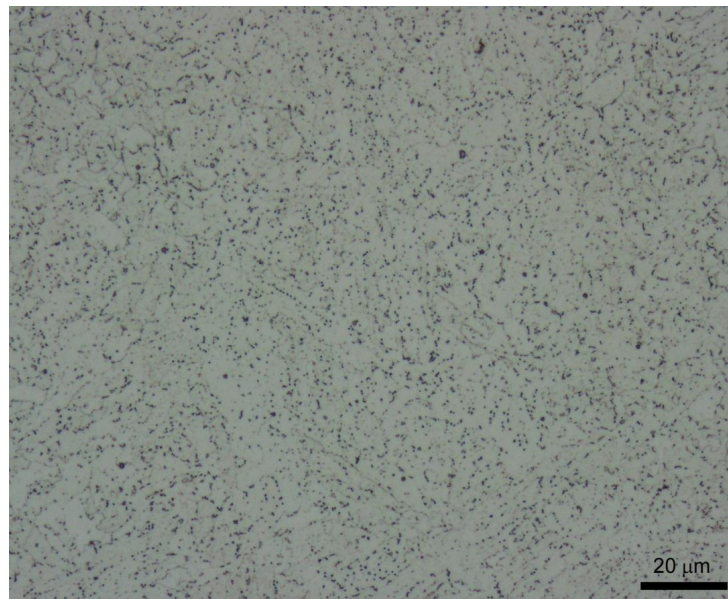
Obr. 4.33 Srovnání průběhu mikrotvrdosti v kořenové části svaru

Porovnání mikrostrukturních změn

Oblast svarového kovu

Srovnáním strukturního stavu experimentálního materiálu po umělé degradaci se snímky z výchozího stavu z práce [29] ukázalo, že obě struktury jsou v oblasti svarového kovu tvořeny feriticko-karbidickou směsí, tj. jedná se o popuštěnou strukturu tvořenou převážně sorbitem a bainitem.

Na obr. 4.34 je uvedena mikrostruktura svarového kovu v lící části svarového spoje ve stavu po umělé degradaci, kde je možné pozorovat téměř na celé ploše snímku výhradně sorbitickou strukturu. Na obr. 4.35 je uvedena mikrostruktura svarového kovu v lící části svarového spoje ve výchozím stavu (po žihání), která však obsahuje v porovnání se strukturou po umělé degradaci (obr. 4.34) větší podíl feritické fáze – viz šipka na obr. 4.35.



Obr. 4.34 Detail mikrostruktury svarového kovu, lící strana svaru, stav po umělé degradaci



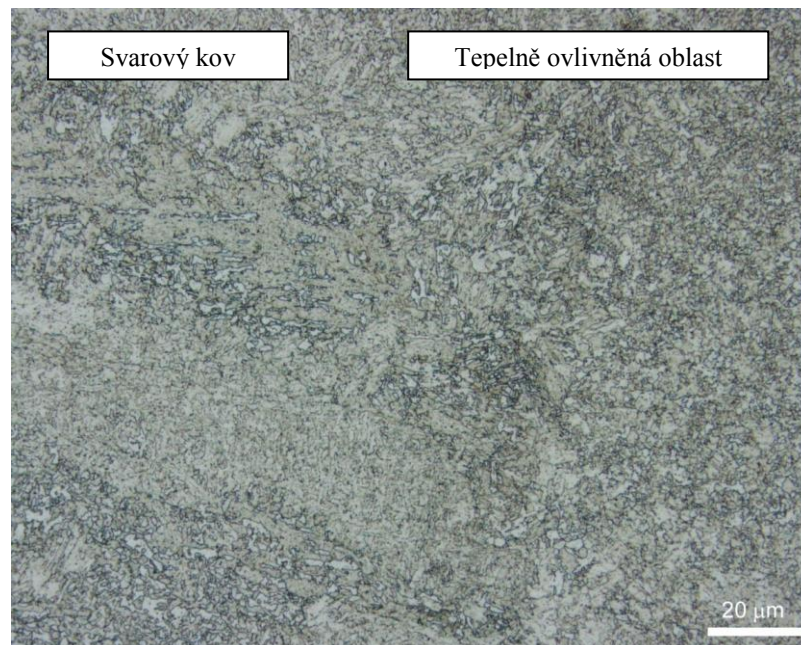
Obr 4.35 Detail mikrostruktury svarového kovu, lící strana svaru, výchozí stav po žihání PWHT [29], šipka označuje feritickou fázi

Tepelně ovlivněná oblast

Porovnáním mikrostruktury svarového spoje v TOO na obr. 4.36 (stav po umělé degradaci) s mikrostrukturou uvedenou na obr. 4.37 (výchozí stav, [29]) lze konstatovat, že v obou případech je TOO tvořena směsí popuštěného martenzitu a bainitu a umělá degradace nezpůsobila žádné výrazné strukturální změny v dané oblasti.



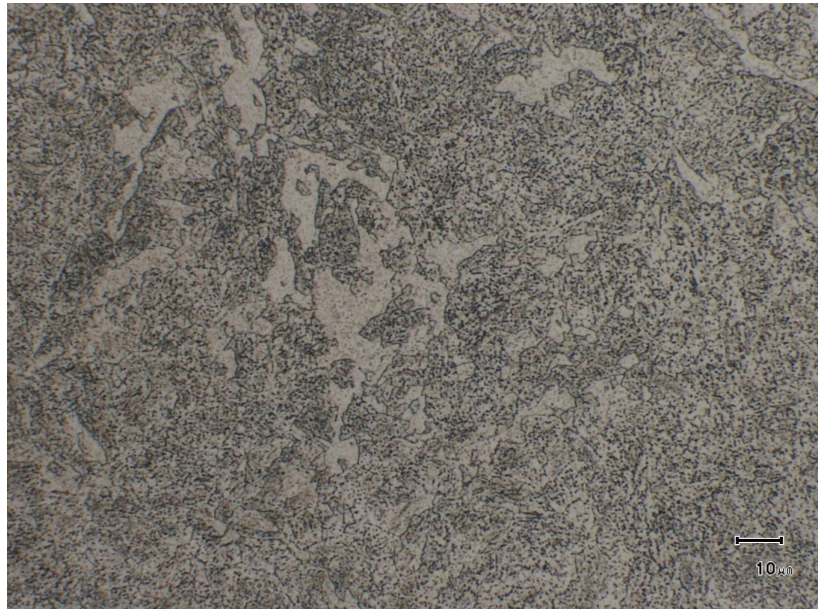
Obr 4.36 Detail mikrostruktury TOO, kořenová strana svaru, stav po umělé degradaci



Obr 4.37 Detail mikrostruktury TOO, kořenová strana svaru, výchozí stav po žhání PWHT [29]

Základní materiál

Porovnáním mikrostruktury svarového spoje v oblasti základního materiálu na obr. 4.38 (stav po umělé degradaci) s mikrostrukturou uvedenou na obr. 4.39 (výchozí stav, [29]) lze konstatovat, že v obou případech je základní materiál tvořen zrnny feritu a zrnny s feriticko – bainitickou popř. sorbitickou směsí. Aplikovaná umělá degradace opět nezpůsobila žádné výrazné strukturální změny v dané oblasti.



Obr 4.38 Detail mikrostruktury -základní materiál, střední část svaru, stav po umělé degradaci



Obr 4.39 Detail mikrostruktury – základní materiál, střední část svaru, výchozí stav po žhání PWHT [29]

5. ZÁVĚRY

Na základě provedených experimentálních prací a porovnání výsledků pozorování svarového spoje ve stavu po umělé degradaci s výchozím stavem (viz [29]) lze jednoznačně konstatovat následující závěry:

- Měřením tvrdosti a mikrotvrdosti na lící, středové a kořenové straně svarového spoje ve stavu po umělé degradaci bylo zjištěno, že žádná z naměřených hodnot nepřesahuje maximální povolenou hodnotu 350 HV. Nejvyšší naměřená hodnota v lící části je 247 HV10, ve střední části 244 HV10 a v kořenové části 250 HV10.
- Mikrostruktura svarového spoje po umělé degradaci v oblasti svarového kovu je tvořena feriticko-karbidickou směsí, tj. jedná se o popuštěnou strukturu tvořenou sorbitem a bainitem.
- Mikrostruktura svarového spoje po umělé degradaci v tepelně ovlivněné oblasti je tvořena směsí popuštěného martenzitu a bainitu.
- Mikrostruktura svarového spoje po umělé degradaci v oblasti základního materiálu je tvořena zrný feritu s feriticko – bainitickou, popř. sorbitickou směsí.
- Celkově lze mikrostrukturu svarového spoje po umělé degradaci hodnotit jako vyváženou bez výrazné vyloučené hrubé karbidické fáze.
- Při porovnání výsledků měření tvrdosti a mikrotvrdosti svarového spoje z materiálu 30 CrMoNiV 5-11 ve stavu po umělé degradaci s výsledky měření tvrdosti svarového spoje ve výchozím stavu, uvedenými v práci [29], lze jednoznačně konstatovat, že proces umělé degradace nezpůsobil výrazné změny v hodnotách tvrdosti ve všech sledovaných oblastech.
- Na základě vyhodnocení mikrostruktur svarového spoje z materiálu 30 CrMoNiV 5-11 ve stavu po umělé degradaci a snímků svarového spoje ve výchozím stavu, uvedenými v práci [29], lze jednoznačně konstatovat, že pouze oblast svarového kovu ve výchozím stavu je charakteristická větším podílem feritické fáze ve srovnání s oblastí svarového kovu po umělé degradaci. Ve všech ostatních oblastech svarového spoje (TOO, základní materiál) nebyly nalezeny žádné výrazné změny mikrostruktury mezi výchozím stavem a stavem po umělé degradaci.

6. POUŽITÁ LITERATURA

- [1] KOUTSKÝ, Jaroslav. *Slitinové oceli pro energetické strojírenství*. 1. vyd. Praha: STNL-Nakladatelství technické literatury, 1981. 340 s.
- [2] ZLÁMAL, Bronislav. *Strukturní stabilita heterogenních svarových spojů žárovečných ocelí*. BRNO: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2007. 97 s. Vedoucí diplomové práce prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.
- [3] HLAVATÝ, Ivo. Svařitelnost uhlíkových ocelí, In: *Materiály a jejich svařitelnost: Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů (kolektiv autorů)*. 2. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2001. kapitola 9, s. 115-121. ISBN 80-85771-85-3.
- [4] BERNASOVSKÝ, P., BLECHA, A., BOŠANSKÝ, J., MAGULA, V. Nauka o materiálu a zvaritelnost ocelí, In: *Materiály a ich správanie při zvaraní*. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2000, s. 82-106. ISBN 80-85771-81-0.
- [5] PILOUS, Václav. Materiály a jejich svařitelnost, In: *Učební texty pro evropské svářečské specialisty, praktiky a inspektory*. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2002, s. 22-72. ISBN 80-85771-97-7.
- [6] FORET, Rudolf. Fázové přeměny slitin železa v tuhém stavu, In: *Nauka o materiálu II*. 1. vyd. Brno: CERM, 1999. kapitola 15, s. 62-87. ISBN 80-7204-130-4.
- [7] MOHYLA, Petr. *Svařitelnost uhlíkových, mikro a nízkolegovaných ocelí pro tlaková zařízení* [on-line]. 2008, poslední revize 19.4.2009. Dostupné z: <http://www.allforpower.cz/userfiles/files2009/svaritelnost_oceli.doc>
- [8] KOUKAL, Jaroslav. Svařitelnost jemnozrnných ocelí, In: *Materiály a jejich svařitelnost: Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů (kolektiv autorů)*. 2. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2001. kapitola 10, s. 123-125. ISBN 80-85771-85-3.
- [9] ZUNA, Petr. Deformační a lomové chování, rekrystalizace, In: *Nauka o materiálu I*. 2. vyd. Brno: CERM, 2003. kapitola 10, s. 328-370. ISBN 80-7204-283-1
- [10] KOUKAL, Jaroslav. Svařitelnost termomechanicky zpracovávaných ocelí, In: *Materiály a jejich svařitelnost: Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů (kolektiv autorů)*. 2. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2001. kapitola 11, s. 127-128. ISBN 80-85771-85-3.
- [11] BARTÁK, Jiří. Úvod do technologie svařování, In: *Učební texty pro evropské svářečské specialisty, praktiky a inspektory*. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2002. kapitola 1, s. 77-80. ISBN 80-85771-97-7.
- [12] BUBENÍK, Vladimír. Plamenové svařování, In: *Učební texty pro evropské svářečské specialisty, praktiky a inspektory*. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2002. kapitola 2, s. 81-88. ISBN 80-85771-97-7.
- [13] BUBENÍK, Vladimír. Ruční obloukové svařování obalenou elektrodou, In: *Učební texty pro evropské svářečské specialisty, praktiky a inspektory*. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2002. kapitola 5, s. 120-160. ISBN 80-85771-97-7.
- [14] BARTÁK, Jiří. Svařování pod tavidlem, In: *Učební texty pro evropské svářečské specialisty, praktiky a inspektory*. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2002. kapitola 6, s. 127-134. ISBN 80-85771-97-7.

- [15] KUDĚLKA, Vladimír. Svařování metodou TIG, In: *Učební texty pro evropské svářečské specialisty, praktiky a inspektory*. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2002. kapitola 7, s. 135-148. ISBN 80-85771-97-7.
- [16] KUDĚLKA, Vladimír. Svařování MIG a MAG, In: *Učební texty pro evropské svářečské specialisty, praktiky a inspektory*. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2002. kapitola 8, s. 149-162. ISBN 80-85771-97-7
- [17] POKORNÝ, Pavel. Odporové svařování, In: *Učební texty pro evropské svářečské specialisty, praktiky a inspektory*. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2002. kapitola 10, s. 172-183. ISBN 80-85771-97-7
- [18] SIKÁ, Jiří. Ostatní způsoby svařování, In: *Učební texty pro evropské svářečské specialisty, praktiky a inspektory*. 1. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2002. kapitola 9, s. 163-171. ISBN 80-85771-97-7
- [19] OCHODEK, Vladislav. Struktura svaru, In: *Materiály a jejich svařitelnost: Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů (kolektiv autorů)*. 2. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2001. kapitola 7, s. 95-101. ISBN 80-85771-85-3.
- [20] OCHODEK, Vladislav. Svařitelnost materiálu a praskavost, In: *Materiály a jejich svařitelnost: Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů (kolektiv autorů)*. 2. vyd. Ostrava: ZEROSS, 2001. kapitola 8, s. 103-113. ISBN 80-85771-85-3.
- [201] ČSN EN 895. Destruktivní zkoušky svarových spojů kovových materiálů - Příčná zkouška tahem. Praha: Český normalizační institut, 1997. 16 s. 05 1121
- [22] ČSN EN 1043-1. Destruktivní zkoušky svarových spojů kovových materiálů - Zkouška tvrdosti spojů svařovaných obloukovým svařováním. Praha: Český normalizační institut, 1998. 24 s. 05 1134
- [23] SHWARZ, Drahomír. *Hodnocení svarových spojů* [on-line]. 31.8.2009. [cit.2011-05-14] Dostupné z: < http://www.hadyna.cz/svetsvaru/technology/2009-2_Hodnocen%C3%AD%20svarov%C3%BDch%20spoj%C5%AF.pdf >
- [24] KOVÁČÍK, Miloš. KUČÍK, Pavol *Ultrazvuková metoda TOFD pro určení hloubkových rozměrů vad* [on-line]. 21.8.2008 [cit.2011-05-16] Dostupné z: <<http://www.ndttrade.cz/UserFiles/File/ut%20technika%20tofd%20oprava.pdf> >
- [25] *Olympus* [online]. 2011 [cit. 2011-05-16]. Ultrazvukové převodníky Panametrics. Dostupné z: < <http://www.olympus-ims.com/en/probes/> >
- [26] ČSN EN 1321. Destruktivní zkoušky svar; kovových materiálů – Makroskopická a mikroskopická kontrola svarů. Praha: Český normalizační institut, 1998. 12 s. 05 1128
- [27] ČSN EN ISO 6520-1. Svařování a příbuzné procesy – Klasifikace geometrických vad kovových materiálů – Část 1: Tavné svařování. Praha: Český normalizační institut, 2008. 68 s. 05 0005
- [28] ČSN EN ISO 5817. Svařování – Svarové spoje oceli, niklu, titanu a jejich slitin zhotovené tavným svařováním (kromě elektronového a laserového svařování) – Určování stupňů kvality. Praha: Český normalizační institut, 2008. 28 s. 05 0110
- [29] JECH, David. *Svařitelnost ocelí pro součásti parních turbín*. BRNO: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2010. 45 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Martin Juliš, Ph.D.