

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 ROTOROVÝCH OCELÍ

STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDMENT OF ROTOR STEELS

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Bc. DAVID JECH

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

prof. Ing. RUDOLF FORET, CSc.

BRNO 2012

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

Akademický rok: 2011/2012

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

student(ka): Bc. David Jech

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

obor: **Materiálové inženýrství (3911T011)**

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

Struktura a vlastnosti svarového spoje rotorových ocelí

v anglickém jazyce:

Structure and properties of weldment of rotor steels

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Podstata diplomové práce bude spočívat v hodnocení strukturní stability heterogenního svaru /ZM 27NiCrMoV15-6 (16 537) + návar P24-IG + SK PSMNiCrMo2,5-IG + ZM 28CrMoNiV4-9 (16 236)/, který je aplikován při výrobě svařovaných rotorů ve Škoda Power - Doosan. Strukturní stabilita bude hodnocena redistribucí uhlíku (zejména ze svarového kovu do návaru) a strukturními změnami při teplotách 300 a 400°C.

Cíle diplomové práce:

- Literární rozbor zaměřený na strukturní stabilitu nízkolegovaných žárovevých ocelí (NLŽO), včetně možné redistribuce uhlíku.
- Strukturní rozbor výše uvedeného spoje (světelná mikroskopie, REM, mikroanalýza, měření tvrdosti a mikrotvrdosti) v dodaném stavu a stavu žíhaném 300 a 400°C/500h.
- Modelování fázového složení jednotlivých ocelí svarového spoje s využitím software ThermoCalc, včetně výpočtu teplotní závislosti aktivity uhlíku v intervalu 300 až 700°C.

Seznam odborné literatury:

- Stránský, K., Termodynamika kvazistacionární difúze uhlíku v ocelích. ACADEMIA, Praha 1977.
Hrivňák, I., Zváranie a zvariteľnosť materiálov. MTF STU Trnava, Bratislava 2009.
Mazalová, E., Vlastnosti a mikrostruktura svarových spojů kombinovaných rotorů pro parní turbíny. FS ZČU v Plzni, Plzeň 2011.
Unucka, P., Studium rovnovážných stavů v multikomponentních systémech C-Cr-Fe-Mo-X. Disertační práce FSI VUT v Brně, Brno 2004

Vedoucí diplomové práce: prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2011/2012.

V Brně, dne 20.12.2011

L.S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
Ředitel ústavu

prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc., dr. h. c.
Děkan fakulty

Abstrakt

Předmětem této diplomové práce je hodnocení strukturní stability heterogenního svarového spoje, který se skládá ze dvou různých základních materiálů (ocel 16 537 a ocel 16 236) a dále ze svarového kovu NiCrMo2,5-IG a návaru P24-IG. Všechny uvedené materiály patří do skupiny nízkolegovaných žárovevných ocelí, které své uplatnění našly především v energetickém průmyslu. Svarový spoj byl zhotoven pomocí svařovací metody TIG hot wire. Strukturní stabilita uvedeného svarového spoje byla hodnocena redistribucí uhlíku a změnami v mikrostruktuře po žíhání při teplotě 300 °C a 400 °C po dobu 500 hodin. Pro modelování fázového složení jednotlivých ocelí bylo využito softwaru ThermoCalc. Všechny získané výsledky by měli posloužit k posouzení, zda je heterogenní svarový spoj rotoru parní turbíny vhodný k dlouhodobému provozu v náročných pracovních podmínkách.

Abstract

The object of this thesis is to assess the structural stability of heterogeneous weld joint, which consists of two different base materials (16,537 steel and 16,236 steel) and weld metal NiCrMo2.5-IG with buttering layer P24-IG. All these materials belong to the group of low-alloyed creep-resistant steels that are to be used mainly in the power industry. The weld joint was made by application of the TIG hot wire welding method. Structural stability of this joint was evaluated by carbon redistribution and microstructural changes after annealing in temperature 300 °C and 400 °C during 500 hours. For modelling the phase composition of particular steels was used the ThermoCalc software. All gained results should be employed to appraise whether the heterogeneous weld joint of the steam turbine's rotor is eligible for long-term operation in hard working conditions.

Klíčová slova:

Svarový spoj, nízkolegovaná žárovevná ocel, strukturní stabilita

Keywords:

Weld joint, low-alloy creep-resistant steel, structural stability

Bibliografická citace

JECH, D. *Struktura a vlastnosti svarového spoje rotorových ocelí*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2012. 84 s. Vedoucí diplomové práce prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.

Prohlášení

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

V Brně, dne 25. 5. 2012

Bc. David Jech

Poděkování

Chtěl bych poděkovat všem, kteří mi pomáhali s tvorbou této diplomové práce, především mému vedoucímu panu prof. Ing. Rudolfu Foretovi, CSc. za jeho odborné a cenné rady, ale také za jeho trpělivost. Též bych chtěl poděkovat paní Ing. Evě Folkové ze ŠKODA POWER a.s., za poskytnutí tématu a experimentálního materiálu pro tuto diplomovou práci.

Největší dík patří mým rodičům. Bez jejich podpory, obětavosti a porozumění by tato diplomová práce nejspíše nikdy nevznikla. Stejně tak děkuji své přítelkyni a všem mým kamarádům, kteří vždy stáli při mně.

Obsah

1. Úvod	1
2. Cíle práce	2
3. Nízkolegované žárovevné oceli (NLŽO)	3
3.1 Přehled NLŽO	4
3.2 Rotorové oceli	6
3.3 Význam legujících prvků ve vazbě na mechanismy zpevnění	7
3.4 Fázové složení žárovevných ocelí	10
3.4.1 Fázové složení NLŽO	11
3.5 Strukturní stabilita NLŽO a možnosti jejího hodnocení	13
3.5.1 Degradáčnı́ mechanismy v NLŽO	13
3.5.2 Modelování mikrostruktury	15
3.5.3 Difúze	17
3.5.4 Experimentální metody	20
4. Svařování nízkolegovaných žárovevných ocelí	21
4.1 Svařitelnost NLŽO	21
4.2 Volba přídavného materiálu	23
4.3 Svarový spoj NLŽO	25
4.3.1 Homogennı́ svarový spoj	25
4.3.2 Heterogennı́ svarový spoj	25
4.4 Struktura svarového spoje	26
4.5 Tepelné zpracování po svařování	28
4.5.1 Tepelné zpracování po svařování NLŽO	29
4.6 Metody svařování NLŽO	30
4.7 Svařované rotory	33
4.7.1 Automatizované svařování rotorů	34

5. Experimentální metody a materiál	37
5.1 Použité materiály a příprava vzorků	37
5.2 Měření tvrdosti	39
5.3 Hodnocení struktury	39
5.4 Použitý software	39
6. Popis dosažených výsledků	40
6.1 Vyhodnocení tvrdosti svarového spoje	40
6.2 Vzorek 3 – dodaný stav	42
6.3 Vzorek 4 – dodaný stav	51
6.4 Vzorek 5 (400°C/500h)	61
6.5 Vzorek 6 (300°C/500h)	68
7. Diskuse výsledků	70
8. Závěr	72
9. Seznam použitých zkratk a symbolů	73
10. Použitá literatura	74
11. Seznam příloh	82

1. Úvod

Parní turbíny jsou jednou z nejušestrannějších a nejstarších technologií, které využívají kinetickou energii páry a jsou stále vyráběny a používány. Elektrárny využívající parní turbínu jsou v provozu už téměř 110 let, když nahradily méně účinný a dražší parní motor. Výkon dnešních turbín se pohybuje od 50 kW pro zařízení s nižším výkonem, až po turbíny dosahující výkonu stovky MW. Parní turbíny se vyrábějí v široké škále různých konstrukcí a jsou tak schopné pokrýt náročné a specifické požadavky zákazníka [1].

Veliká a stále rostoucí část elektrické energie je produkována elektrárnami, které využívají parní turbíny. Přestože jsou tyto turbíny konstruovány z vysoce kvalitních materiálů, jako jsou například CrMoNiV oceli, různé formy degradace mohou postihnout jejich části v průběhu dlouhodobého provozu za vysokých teplot [2]. Ne menší měrou působí škodlivě proměnné dodávky elektrické energie do rozvodných systémů. To způsobuje stále měnící se provozní podmínky, které působí nepříznivě na komponenty parních turbín. Nejhorší je úplná odstávka, po které následuje znovu naběhnutí pracovního cyklu turbíny, která ovšem startuje z pokojové teploty. Vezmeme-li v potaz, že většina komponent parní turbíny je z materiálů, které musí odolávat vysoké teplotě, je pak zřejmé, že studené starty v sobě skýtají jisté riziko poškození.

Rotor parní turbíny je nejvíce namáhaná součást v dnešních elektrárnách. Z toho důvodu byl zaveden koncept životnosti rotoru, který zahrnuje maximální počet pracovních hodin, ale také počet studených a teplých startů. Cílem je předejít náhlému a neočekávanému poškození rotoru parní turbíny, což by mohlo mít nejen fatální ekonomický následek, ale hlavně by mohlo dojít k újmě na zdraví [2].

Stále vyšší nároky na snižování cen a zároveň snaha o zvyšování účinnosti a efektivnosti parních turbín se promítá do jejich konstrukce stejně jako do volby vhodného materiálu. Zvýšení výkonu parní turbíny můžeme dosáhnout vhodnou úpravou parametrů vstupující páry. Hlavní roli zde hraje teplota a tlak. Jejich zvyšováním se zvyšuje i účinnost turbíny. Nesmíme ovšem opomenout ekonomické hledisko spojené s výrobou parní turbíny, kde hlavní a zásadní podíl na ceně má použitý materiál a technologie výroby. Zvyšování teploty a tlaku vstupující páry musí taktéž odpovídat zvyšující se kvalitě použitého materiálu. Jako řešení se ukázaly nové a perspektivní nízkolegované žáropevné materiály, které mají výborné vlastnosti (mez kluzu a mez pevnosti, vysoká houževnatost a žáropevnost). Z konstrukčního hlediska se velmi výhodně jeví koncept svařovaných rotorů z dutých výkovek, které se mohou skládat z různých typů materiálů v závislosti na pracovních podmínkách. Duté výkovky také značně zvýší úsporu použitého materiálu, nehledě na to, že vnitřní dutinu lze využít pro chlazení samotného rotoru. K tomuto technologickému kroku se přistupuje také proto, že dnešní parní turbíny vysokých výkonů dosahují délky až několika desítek metrů a vyrobit takto dlouhý rotor jako jediný celek by bylo z technologického hlediska velmi náročné.

Z hlediska výrobního tímto ale vzniká heterogenní svar, pro který se musí zvolit vhodný druh dobře zvládnuté svařovací metody, neboť pochody, které v heterogenním svarovém spoji probíhají během dlouhodobé teplotní exploatace, mohou velmi výrazně ovlivnit funkčnost a životnost samotného rotoru parní turbíny.

2. Cíle práce

Cílem diplomové práce je řešení problematiky strukturní stability heterogenního svarového spoje. Dílčí cíle práce jsou následující:

- Literární rozbor zabývající se charakteristikou nízkolegovaných žárovevých ocelí, jejich strukturou, strukturou svarového spoje, strukturní stabilitou a metodami svařování, které jsou pro ně charakteristické.
- Strukturní rozbor heterogenního svarového spoje v dodaném stavu a ve stavu žíhaném na teplotách 300 °C a 400 °C po dobu 500 h. K hodnocení mikrostruktury bude využito světelné mikroskopie a rastrovací elektronové mikroskopie. Průběh tvrdosti ve svarovém spoji bude hodnocen měřením tvrdosti a mikrotvrdosti dle Vickerse.
- Modelování fázového složení jednotlivých ocelí svarového spoje s využitím software ThermoCalc včetně výpočtu teplotní závislosti aktivity uhlíku.
- Na základě všech získaných výsledků bude posouzena vhodnost heterogenního svarového spoje nízkotlakého rotoru parní turbíny k dlouhodobému provozu v energetickém zařízení.

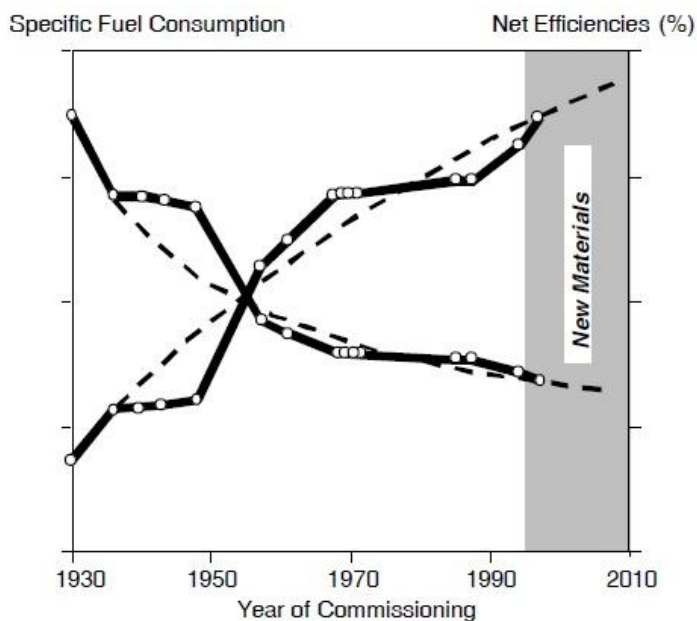
3. Nízkolegované žárovevné oceli (NLŽO)

Žárovevné oceli

Žárovevné oceli jsou v technických aplikacích používány již mnoho let. Historie ukazuje, že existuje velmi dobrá interakce mezi pokrokem v technologii a pokrokem ve vývoji nových ocelí. Tyto oceli jsou vyvíjeny, aby se perspektivní technologické koncepty mohly uvést do praxe, ale na straně druhé, jsou tyto nové technologické koncepty stimulovány dostupností moderních materiálů.

Žárovevné oceli jsou používány hlavně v energetickém a petrochemickém průmyslu, kde jsou vyžadovány všechny jejich formy. To znamená masivní výkovky a odlitky pro výrobu turbín, zatímco trubky, plechy a jiné výrobky jsou typické produkty pro výrobu tlakových nádob, boilerů a trubkových systémů. Vedle žárovevnosti jsou velmi důležité i další materiálové vlastnosti, jako například prokalitelnost, korozní odolnost a svařitelnost. Důležitost těchto jednotlivých vlastností závisí na specifické aplikaci součásti v provozu. Prokalitelnost je velmi důležitá vlastnost pro ocele na výrobu velkých rotorů parních turbín, zatímco dobrá svařitelnost je hlavní předpoklad pro výrobu trubkových systému v elektrárnách. Všechny tyto materiálové vlastnosti a požadavky na ně se odráží v různém chemickém složení těchto materiálů, zatímco mechanismus k dosažení žárovevnosti je u všech těchto ocelí stále stejný.

Hlavní motivací pro vývoj moderních žárovevných ocelí pro energetický průmysl je požadavek na zvýšení účinnosti a snížení spotřeby paliva. Konstrukční vylepšení stejně jako aplikace nových materiálů s lepšími vlastnostmi přispěly ke splnění těchto požadavků, což je patrné z obr. 3.1, kde se skokové změny na křivkách odráží ve vývoji nových typů žárovevných ocelí [3].



Obr. 3.1 – Rostoucí účinnost a klesající spotřeba paliva v závislosti na vývoji materiálu [3]

(*specific fuel consumption – specifická spotřeba paliva, net efficiencies – čistá účinnost, year of commissioning – rok uvedení do provozu*)

Prioritní vlastností těchto materiálů je jejich odolnost proti tečení – creepu. To znamená, že odolávají postupné deformaci, která nastává při zatížení statickou silou za vyšších teplot. Postupná deformace může vést až k porušení materiálu. Nicméně hodnocení pouze z tohoto hlediska by nestačilo. V reálných pracovních podmínkách musí materiál

odolávat nejen creepu, ale také vibracím a vnitřnímu pnutí, které je vyvoláváno teplotními rozdíly. Musí tudíž snášet střídavé plastické deformace. Za vyšších teplot a při dlouhých provozních časech dochází v materiálu k strukturním změnám, které nesmějí vést k takovému zhoršení vlastností, že by již nebyla zaručena provozní spolehlivost součásti [4].

Velmi důležitá je též znalost vlastností a chování materiálu ve skutečných provozních podmínkách. Není-li tomu tak, může dojít k poruchám, které jsou naprosto nežádoucí. V praxi je velmi obtížně rozpoznatelné, zda daná součást může ještě dál sloužit, má-li být regenerována či musí být úplně vyměněna. Toto lze objektivně posoudit pouze na základě znalostí vnitřních pochodů v materiálu, které vedou k jeho porušení [4].

3.1 Přehled NLŽO

Tyto oceli můžeme rozdělit na dvě skupiny. Oceli pro použití v oblasti meze kluzu – ta musí být zaručena za normální i zvýšené teploty a zároveň musí mít ocel dobré plastické vlastnosti. U druhé skupiny ocelí se vyžaduje vysoká mez pevnosti při tečení. Navíc musí tyto oceli splňovat požadavky vysoké plasticity, životnosti nejméně 200 000 hodin, dobrou odolnost proti oxidaci na vzduchu, ve vodní páře a popřípadě i v jiných prostředích. Musí být též dobře svařitelné a mít vyhovující fyzikální vlastnosti, například tepelnou vodivost. Mezi hlavní požadavky na tyto oceli patří dobré plastické vlastnosti a strukturní stabilita po dlouhé časové expozici v pracovním prostředí [5].

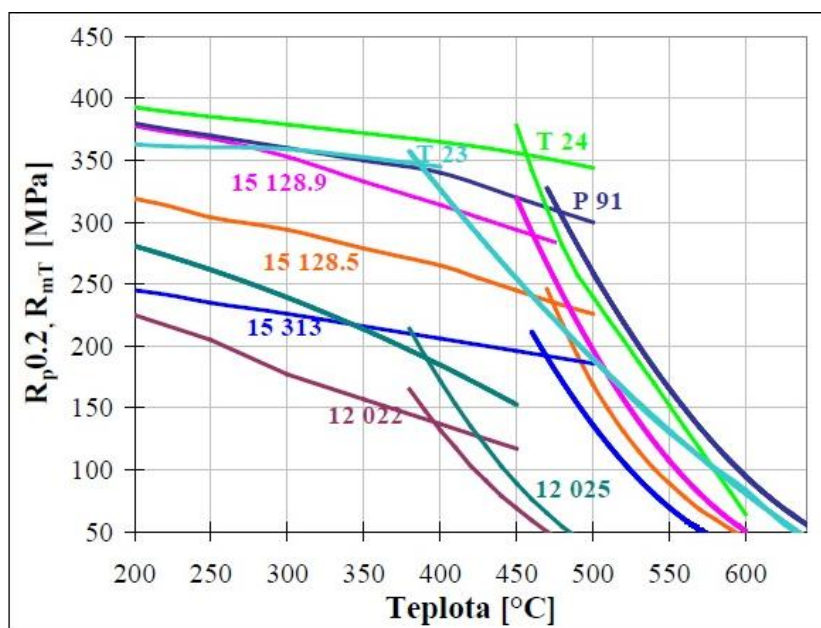
Svoje uplatnění našla tato skupina ocelí hlavně v energetickém průmyslu, a to díky možnosti jejich použití až do teplot 590 °C. V ČR se až do nedávné doby používaly hlavně CrMoV oceli s chemickým složením 0,5 hm. % Cr, 0,5 hm. % Mo a 0,25 hm. % V. Obsah uhlíku je zpravidla volen do 0,2 hm. % s ohledem na svařitelnost. Tyto běžné typy nízkolegovaných žárovevých ocelí dosahovaly meze pevnosti při tečení $R_{mT}/10^5/550\text{ °C} \sim 80$ MPa. V Evropě našly své uplatnění spíše CrMo oceli legované 2,25 hm. % Cr a 1 hm. % Mo – tedy například ocel T22 (10CrMo9-10) [6].

V současné době jsou tyto již poměrně zastaralé CrMoV oceli nahrazovány novými typy ocelí s optimalizovaným obsahem dalších legujících prvků (W, Ti, Nb, N a B) a s lepší žárovevností. Řadí se mezi ně zejména ocel T23 (HCM2S) a ocel T24 (7CrMoVTi10-10). Chemické složení výše zmiňovaných ocelí společně s mezí pevnosti při tečení pro teploty 550 °C a 580 °C jsou uvedené v tab. 3.1 [6].

Tab. 3.1 – Chemické složení nízkolegovaných ocelí a $R_{mT}/10^5/550\text{ °C}$ (580 °C) [6]

Ocel	Obsah prvků v hm. %									$R_{mT}/10^5/$	$R_{mT}/10^5/$
	C	Cr	Mo	V	W	Ti	Nb	B	N	550°C [MPa]	580°C [MPa]
T22	max. 0,15	1,9 - 2,6	0,9 - 1,2	-	-	-	-	-	-	68	44
T23	0,04 - 0,10	1,9 - 2,6	0,05 - 0,30	0,20 - 0,30	1,45 - 1,75	-	0,02 - 0,08	0,005	max. 0,03	126	98
T24	0,05 - 0,10	2,2 - 2,6	0,90 - 1,10	0,20 - 0,30	-	0,05 - 0,10	-	0,0015 - 0,007	max. 0,01	152	99

Na obr. 3.2 pak můžeme vidět závislosti meze kluzu a meze pevnosti při tečení na teplotě pro vybrané druhy ocelí. V rozmezí teplot 450 °C až 590 °C mají nízkolegované žárovevné oceli dobrou oxidační odolnost a jsou tedy i vhodnou náhražkou za dražší 9-12% Cr oceli [6].



Obr. 3.2 – Teplotní závislost meze kluzu a meze pevnosti při tečení u vybraných žárovevných ocelí [7]

Ocel WB 36

Tato ocel patří mezi nejrozšířenější celosvětově používané konstrukční materiály v kategorii nízkolegovaných žárovevných svařitelných ocelí pro plechy a trubky těles parních kotlů velkých výkonů. Ocel WB 36 (chemické složení je uvedené v tab. 3.2) je původní obchodní označení německé oceli 15NiCuMoNb5. Je komplexně legovaná niklem, mědí a molybdenem. Právě toto komplexní legování a vysoký obsah mědi (0,5 – 0,8 %) vytváří velmi dobré předpoklady pro reprodukovatelné dosahování velmi příznivé kombinace užitným vlastností tohoto materiálu. Na druhou stranu ale představuje potencionální nebezpečí vzniku trhlin u svarových spojů s velkou tloušťkou stěny. Bylo prokázáno [10], že nárůst tvrdosti a pokles houževnatosti po dlouhodobé teplotní exploataci je zapříčiněn ϵ -precipitátem mědi ve struktuře. V základním materiálu před teplotním zatížením je pouze malá část mědi ve formě precipitátů. Zbytek je rozpuštěný v tuhém roztoku a precipituje v průběhu dlouhodobé teplotní exploatace při teplotách okolo 320 °C. Precipitace mědi vede k distorzi přiléhající mřížky a tím vzniká mikronapětí.

Optimální kombinace mechanických vlastností svarového spoje z oceli WB 36 je možné dosáhnout obloukovým svařováním pod tavidlem s aplikací přídavných svařovacích materiálů. Ty musí být volené tak, aby měli vysokou prokalitelnost a vytvořili bainitickou strukturu svarového kovu. Svarový spoj se tepelně zpracovává normalizačním žiháním a popouštěním při teplotě 620 °C [8-10].

Tab. 3.2 – Chemické složení oceli WB 36, [hm. %] [10]

		C	Mn	Cr	Ni	Si	Cu	Mo	Nb
WB 36	min	-	0,80	-	1,00	0,25	0,50	0,25	-
	max	0,17	1,20	0,30	1,30	0,50	0,80	0,40	0,20

Ocel T/P23

Je původem japonská modifikovaná CrMoW ocel typu 2,25Cr-1,6W-VNb, kde wolfram, který tvoří velmi stabilní karbidy, nahrazuje příměs molybdenu pro zvýšení pevnosti do lomu při creepu za zvýšených teplot. Ocel T/P23 je moderní nízkolegovaná žárovevná ocel s nízkým obsahem uhlíku a s velmi malým množstvím bóru, což zaručuje u této oceli velmi dobrou svařitelnost. Tepelně se zpracovává normalizačním žiháním (1045 °C po dobu 10 min) a popouštěním (770 °C po dobu 60 min) a její chemické složení je uvedeno v tab. 3.3. Po základním tepelném zpracování má ocel bainitickou strukturu. V současné době se používá jako materiál pro kotlové a přehřívákové trubky. Její pracovní teplota by neměla přesáhnout horní teplotní hranici použitelnosti 600 °C [11-15].

Tab. 3.3 – Chemické složení oceli T/P23 dle standardu ASTM A213, [hm. %] [16]

		C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	W	Nb	V	B	jiné
T/P23	min	0,04	0,1	-	-	-	1,9	0,05	1,45	0,02	0,2	0,0005	N: 0,03 max
	max	0,10	0,6	0,03	0,01	0,5	2,6	0,30	1,75	0,08	0,3	0,0060	

Ocel T/P24

Původem německá ocel 7CrMoVTiB10-10 vychází stejně jako ocel typu T/P23 z původní oceli typu 2,25Cr-1Mo. Pro dosažení dostatečné žárovevnosti je ocel komplexně legována prvky V, Nb, N a Ti, které vytvářejí stabilní karbonitridy typu MX. Chemické složení, které je uvedené v tab. 3.4, zajišťuje žárovevnost až do teplot 560 – 570 °C, na druhou stranu nárůst obsahu karbidů v oceli může nepříznivě působit na vlastnosti svarových spojů těchto ocelí. Struktura po základním tepelném zpracování (shodné s ocelí T/P23) je čistě bainitická a obsahuje karbidy typu $M_{23}C_6$, M_7C_3 a MX. Ocel T/P24 slouží hlavně k výrobě membránových stěn boilerů pracujících za superkritických parametrů. Je navržena tak, aby byla vhodná pro svařování metodou TIG, svařování pod tavidlem a pro svařování obalenou elektrodou [16-19].

Tab. 3.4 – Chemické složení oceli T/P24 dle standardu ASTM A213, [hm. %] [16]

		C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	W	Nb	V	B	jiné
T/P24	min	0,05	0,3	-	-	0,15	2,2	0,7	-	-	0,2	0,0015	N: 0,012 max Ti: 0,06 - 0,10
	max	0,10	0,7	0,02	0,01	0,45	2,6	1,1	-	-	0,3	0,0070	

3.2 Rotorové oceli

Rotor je jednou z nejvýznamnějších a nejnáročnějších součástí turbíny. Na jejich materiály se proto kladou velmi vysoké požadavky. Vstupní část rotoru je vystavena nejvyšší teplotě páry a vzhledem k jeho velké hmotnosti může být rozdíl teploty mezi povrchem a středem (zejména při spouštění rotoru) řádově až ve stovkách stupňů. Napětí od odstředivých sil v důsledku vysokých provozních otáček a pnutí od tepelného spádu může vést k překročení meze kluzu a způsobit tak jeho deformaci. Při střídavé plastické deformaci pak mohou vznikat trhliny. Z tohoto důvodu je požadovaná vysoká plasticita rotorového materiálu, která zaručuje odolnost proti tepelné únavě. Dalším požadavkem je, aby rozdíly ve vlastnostech rotoru v celém jeho objemu byly minimální, a aby byl tedy materiál prokalitelný v celém průřezu, bez trhlin, ředin, porů a jiných vážnějších materiálových vad.

Aby byl tento požadavek splněn, vyžaduje se použití speciálních technologií jak při tavení (vakuové nebo elektrostruskové přetavování), tak při odlévání (odlívání ve vakuu či ochranné atmosféře). Zvláštní opatření jsou požadována také při tváření ingotů a při tepelném zpracování. Z tohoto vyplývá, že vývoj materiálu pro rotory turbín je technologicky velmi náročný a nestačí jen zvládnout danou problematiku v laboratorních podmínkách.

Materiál pro výrobu rotorů turbín prošel značným a dlouhým vývojem v souvislosti s rozvojem parametrů (teplota, tlak) a velikostí samotných turbín. Od prvních uhlíkových ocelí se postupně přešlo k nízkolegovaným a vysokolegovaným feritickým ocelím až k vysokolegovaným austenitickým ocelím. Austenitické oceli se ovšem posléze přestaly úplně používat z důvodu jejich diametrálně odlišné teplotní dilatace. V současné době se u vysokotlakých a středotlakých rotorů používají zejména nízkolegované feritické oceli a modifikované oceli Cr12.

Jedna z prvních používaných žárovevných ocelí na výrobu rotorů parních turbín byla NiCr ocel. Obě její legovací přísady měly zajistit dobrou prokalitelnost, a tím tedy vysokou strukturní homogenitu v celém objemu výkovku a dále také vysoké pevnostní hodnoty. S narůstajícími požadavky na parametry páry byla tato ocel vystřídána ocelí NiV. Ta byla posléze nahrazena ocelmi typu CrMo a CrMoV, a to z důvodu nepříznivého působení Ni ve feritických ocelích na dlouhodobou odolnost proti tečení. Naopak Mo a V se ukázaly jako vhodné legující prvky, které zvyšují žárovevnost. Z důvodu nedostatku molybdenu byl použit prvek s příbuznými vlastnostmi – wolfram, který ho nahradil.

Cílem tepelného zpracování výkovků pro rotory parních turbín je dosažení souladu mezi vyhovujícími mechanickými vlastnostmi a strukturou zajišťující vysokou žárovevnost. Austenitizační teplota musí být volena tak, aby nedocházelo k hrubnutí zrna. Při ochlazování z austenitizační teploty nesmí v povrchových partiích vznikat dolní bainit a ve vnitřních částech rotoru se nesmí tvořit perlit. Optimální strukturu z hlediska žárovevnosti má horní bainit [20].

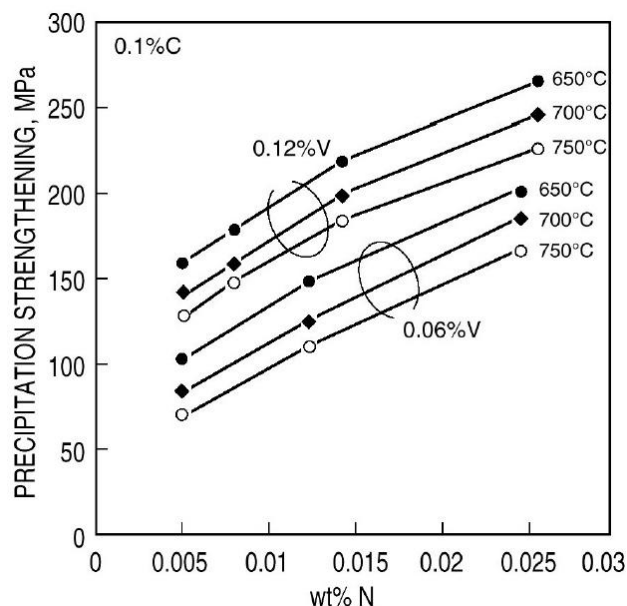
3.3 Význam legujících prvků ve vazbě na mechanismy zpevnění

Cíleným legováním oceli lze dosáhnout zvýšení žárovevnosti feritu. Mezi základní faktory, kterými lze tohoto efektu dosáhnout patří:

- **Zvýšení rekrystalizační teploty feritu** – je docíleno prvky (Cr, Si, Nb, Mo, W), které zvyšují stabilitu fáze α , feritotvorné prvky tedy zužují nebo uzavírají oblast γ a zvyšují tak teplotu rekrystalizace.
- **Vliv legur na zpevnění feritické mřížky** – silně feritotvorné a karbidotvorné prvky působí pozitivně na zpevnění feritu. Při vyšších teplotách má nejvyšší účinek Mo, W a Cr, menší vliv pak má Si a Ni (substituční zpevnění). Mechanismem zvýšení žárovevnosti je precipitace jemných karbidů v celém objemu materiálu a jejich schopnost blokovat pohyb dislokací (precipitační zpevnění) [20].

Uhlík a dusík

Oba tyto prvky silně stabilizují austenit a mají v něm relativně velkou rozpustnost. Zatímco ve feritu mají rozpustnost velice malou, což je důvodem pro vznik karbidů, nitridů a karbonitridů. Bylo dokázáno, že karbonitridy V(C, N) precipitují ve větší hustotě a jsou jemnější, a to s rostoucím obsahem dusíku. Precipitační zpevnění nitridy je celkem značné; v oceli, která obsahuje 0,12 % V, dochází k nárůstu precipitačního zpevnění o 6 MPa na jednu tisícinu procenta obsahu dusíku. Tento efekt se dá využít také pro snížení nákladů na legování oceli. Příklad je zřetelný na obr. 3.3 kdy zvýšení obsahu dusíku z 0,005 % na 0,015 % umožňuje snížit obsah vanadu z 0,12 % na 0,06 % [21, 22].



Obr. 3.3 – Závislost precipitačního zpevnění v oceli obsahující vanad na obsahu dusíku [22] (precipitation strengthening – precipitační zpevnění)

Chrom

Tento prvek je jedním z nejdůležitějších legujících prvků ve všech žárovevných ocelích. Působí jako prvek, který stabilizuje ferit a do ocelí je přidáván hlavně z důvodu zvyšování korozní odolnosti. Společně s uhlíkem vytváří karbidy M_7C_3 a $M_{23}C_6$, které mají sklon k rychlému hrubnutí. V ocelích s obsahem Mo přibližně 0,5 % působí přísada chromu až do 1,5 % příznivě na žárovevnost. Chrom se rozpouští v Mo_2C a částečně tak vytěsňuje Mo do tuhého roztoku – čímž se zvedá žárovevnost. Při obsahu Cr vyšším než 1,5 % se bude tvořit M_7C_3 , jehož morfologie není výhodná (při popouštění tvoří hrubé tyčinkovité útvary) a navíc v sobě rozpouští Mo, a tím ochuzuje tuhý roztok a snižuje tak jeho žárovevnost. V ocelích, které obsahují dusík, může vznikat fáze M_2X (Cr_2N) [20, 21, 23].

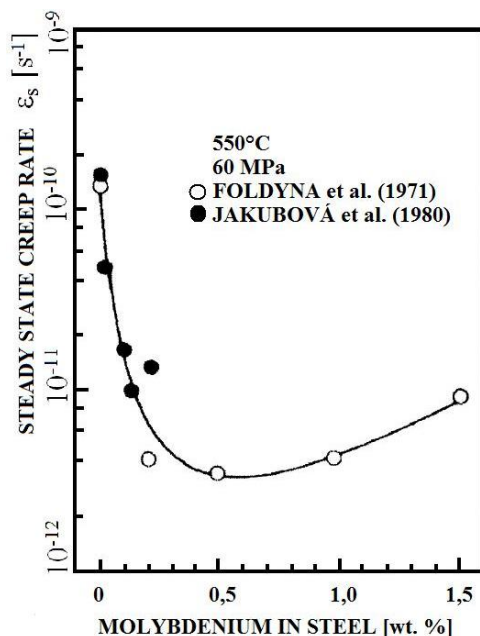
Molybden a wolfram

Tyto prvky s atomovým poloměrem větším než má železo, způsobují změnu mřížkového parametru uvažovaného tuhého roztoku, a tím tuhý roztok zpevňují. Přitom je velmi důležitá mez rozpustnosti Mo a W v tuhém roztoku. Pokud je jejich obsah v oceli vyšší (nad mezí rozpustnosti) dochází k precipitaci sekundárních fází, které jsou bohaté na Mo a/nebo W. Mezi tyto fáze patří hrubé karbidy M_6C a/nebo Lavesovy fáze, které způsobují pokles zpevnění tuhého roztoku. Hrubé karbidy M_6C navíc rozpouštějí malé karbidy nebo karbonitridy vanadu (VC, VCN) a také jemné částice Mo_2C , a tím dochází ke snížení precipitačního zpevnění. Tímto způsobem dochází k poklesu meze kluzu při pokojové teplotě a meze pevnosti při tečení.

Pro nízkolegované CrMoV oceli bylo pomocí termodynamických výpočtů prokázáno, že ekvivalentní obsah molybdenu v oceli dle rovnice (3.1):

$$Mo_{eq} = \% Mo + 0,5 \% W, \quad (3.1)$$

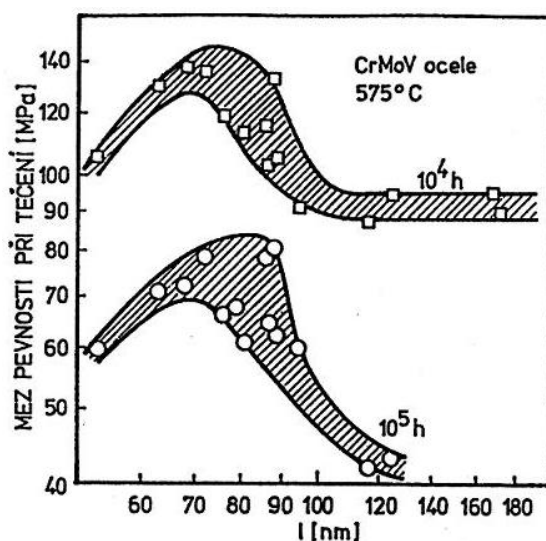
by měl být 0,5 %. Nad touto hodnotou dochází ke snižování efektu substitučního zpevnění tuhého roztoku (precipitace Lavesovy fáze). Experimentálně pak bylo ověřeno, že nejnižší rychlost tečení byla pozorována u oceli s 0,5 hm. % Mo viz obr. 3.4 [24, 25].



Obr. 3.4 – Závislost rychlosti creepu na obsahu Mo [25]
(steady state creep rate – rychlost stacionárního creepu, molybdenium in steel – obsah molybdenu v oceli)

Vanad a Niob

Tyto prvky vytvářejí karbidy, nitridy a karbonitridy ve stechiometrickém poměru MX. Vanad a niob jsou zastoupené v M, X potom zastupuje uhlík, dusík nebo jejich kombinaci a vznikají tak karbidy MC, nitridy MN a karbonitridy [M(C, N)]. Karbid vanadu V_4C_3 se vzhledem k vysoké aktivační energii difúze vanadu vylučuje v jemné disperzní formě. Karbidy niobu jsou extrémně stabilní a k jejich rozpuštění je zapotřebí teplota daleko vyšší než je teplota austenitizace. Jejich výhodou tedy je, že brání růstu zrna během austenitizace aniž by došlo k jejich rozpuštění. Pokud jsou karbidy rovnoměrně rozloženy v matici a jejich střední vzdálenosti jsou malé, dochází k účinnému blokování pohybu dislokací, což má za následek nárůst meze pevnosti při tečení (obr. 3.5). Nejlepších vlastností ocelí se dosahuje při poměru C : V = 1 : 3, až 1 : 4 [5, 20, 21].



Obr. 3.5 – Vliv střední vzdálenosti částic na mez pevnosti při tečení CrMoV oceli [26]

Nikl

Tento prvek stabilizuje austenit a je grafitotvorný. V žárovevných ocelích ale způsobuje hrubnutí precipitátů a snižuje dlouhodobou creepovou pevnost. Nikl podporuje vznik karbidů M_6C , čímž dochází k destabilizaci karbidů $M_{23}C_6$, které stabilizují strukturu subzrn. S rostoucím obsahem niklu v kombinaci s molybdenem je podporován vznik acikulárního feritu ve svarovém kovu, který má vysokou houževnatost [21, 27].

Bór

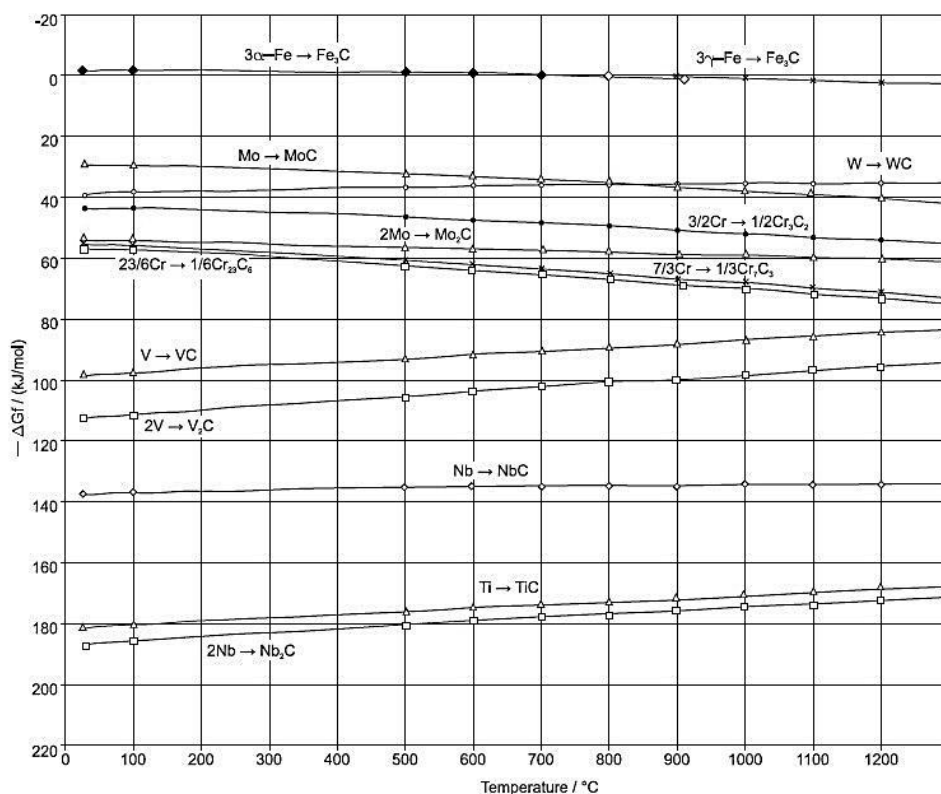
Bór je silně nitridotvorný prvek. Rozpuštěný v tuhém roztoku redukuje hrubnutí karbidů $M_{23}C_6$ podél hranic původních austenitických zrn v průběhu creepu a po dlouhou dobu zvyšuje pevnost hranic a sub-hranic zrn. Současně velmi pozitivně působí proti vzniku trhlin během creepu. Ve vyšších koncentracích (0,015 %) se ovšem může nepříznivě projevit ve formě hrubého FeW_2B_2 [21, 28].

3.4 Fázové složení žárovevných ocelí

Fázi s nejvyšším zastoupením v tuhém roztoku obecně nazýváme matrice. V případě nízkolegovaných feritických ocelí je tedy matricí ferit. Ten druh ocelí se tepelně zpracovává (kalením) na bainit, a to z důvodu předsunuté oblasti bainitické přeměny v ARA diagramu. Bainit můžeme definovat jako nelamelární feriticko-perlitickou směs, která vzniká přeměnou přechlazeného austenitu mezi teplotami 550 °C až M_s . Při vyšších teplotách přeměny vzniká horní bainit, při nižších teplotách bainit spodní. Matrice žárovevných ocelí dále obsahuje určité množství minoritních fází, mezi které patří například karbidy, nitridy, karbonitridy atd. [29].

Karbidy

Za nejdůležitější minoritní fázi v žárovevných ocelích považujeme karbidy. Chemické složení karbidů, stejně jako jejich typ, závisí v legovaných ocelích na druhu přítomných karbidotvorných prvků, na jejich vzájemném poměru a na poměru jejich množství k obsahu uhlíku v oceli. Karbidy jsou obecně křehké. Jejich morfologie, velikost a způsob rozložení v tuhém roztoku má velmi výrazný vliv na chování oceli za normální a zvýšené teploty. Stabilita různých karbidických fází je závislá na Gibbsově energii vznikající sloučeniny. Čím je energie nižší, tím stabilnější karbidy jsou a tím nižší je jejich rozpustnost v tuhém roztoku. Na obr. 3.6 můžeme vidět závislost Gibbsovy energie na teplotě vznikajících karbidů železa, molybdenu, wolframu, chromu, vanadu, titanu a niobu [29-31].



Obr. 3.6 – Gibbsova energie vzniku karbidů legujících prvků v žáropevných ocelích v závislosti na teplotě [30]

Nitridy

Tato minoritní fáze má výrazný vliv na vlastnosti a fázové přeměny žáropevných ocelí. Řadí se mezi intersticiální sloučeniny podobné karbidům. Velká část karbidotvorných prvků, jako například V, Cr, Mo či W mají vyšší afinitu k dusíku než železo a vytvářejí tedy vlastní stabilní nitridy. Nitridy jsou dvojího typu: MN s jednoduchou kubickou mřížkou a M_2N s hexagonální mřížkou. Mezi nitridy typu MN patří např. VN nebo CrN. Mezi nitridy typu M_2N řadíme Fe_2N a Cr_2N s těsně uspořádanou hexagonální mřížkou, ale také W_2N a Mo_2N s mřížkou kubickou. V komplexně legovaných slitinách budou ve stabilních nitridech zastoupeny všechny nitridotvorné prvky, a to úměrně jejich aktivitám ve slitině. V nitridické fázi budou též zastoupeny i atomy uhlíku (vzhledem k izomorfii karbidů k nitridům MN a M_2N) téměř úměrně jejich aktivitě ve slitině. Z toho vyplývá, že je přesnější popisovat tyto fáze jako karbonitridy a označovat je jako MX, respektive M_2X [20].

3.4.1 Fázové složení NLŽO

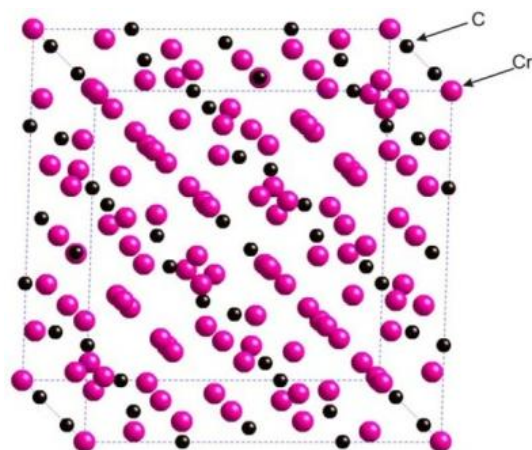
Ve feritických nízkolegovaných žáropevných ocelích vznikají nejčastěji fáze typu: $M_{23}C_6$, M_3C , M_2C , M_7C_3 , M_6C , MC a Lavesova fáze. Afinita legujících prvků k uhlíku při teplotě 700 °C jde sestupně v pořadí: vanad (nejvyšší afinita), molybden, chrom, železo (nejnižší afinita) [23].

M_3C

Patří do skupiny karbidů, které se vyskytují v mřížce ortorombické. V nízkolegovaných žáropevných ocelích se jedná v podstatě o karbid Fe_3C . Legurami bohatý M_3C je termodynamicky stabilnější než Fe_3C . Za rovnovážného stavu s feritem rozpouští 18-20 % Cr, což se přisuzuje malému rozdílu v poloměrech atomů železa a chromu. V CrMoV je stálý i po exploataci 150 000 h při teplotě 540 °C [20, 31].

$M_{23}C_6$

Je hlavním precipitátem feritických žárovevných ocelí. Pevnost a creepové vlastnosti těchto ocelí silně závisí na množství, velikosti a disperzi těchto karbidů. V systému Cr-C se vyskytuje jako $Cr_{23}C_6$ s FCC strukturou viz obr. 3.7. V systému Fe-Mo-Cr-C jako $(Fe, Cr, Mo)_{23}C_6$. Ostatní legující prvky, jako např. V a W mohou být v tomto karbidu také rozpuštěné. Složení karbidu $M_{23}C_6$ je závislé na množství molybdenu v oceli. Přednostně nukleuje na hranicích zrn. Pokud je obsah molybdenu vyšší, vyskytuje se jako $Fe_{21}Mo_2C_6$. Podle [32] byly u tohoto velmi stabilního karbidu pozorovány změny mřížkových parametrů, které nasvědčující změnám ve struktuře tohoto karbidu po dlouhodobé teplotní exploataci (151 000 hodin, 550 °C, 14 MPa) [31-33].



Obr. 3.7 – FCC struktura karbidu $Cr_{23}C_6$ [33]

M_2C

Často také označován jako Mo_2C , i když obsahuje jisté množství Cr, Fe, V a W. V CrMoV ocelích nukleuje při teplotě přibližně 610 °C, protože pod touto teplotou karbid MC rozpouští molybden, což má za následek nukleaci karbidu M_2C [31].

M_7C_3

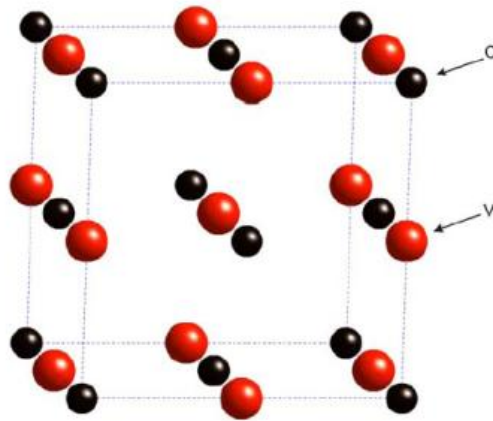
V tomto karbidu, který je bohatý na chrom (přítomnost Cr nejvíce ovlivňuje existenci karbidu M_7C_3) se dále rozpouští železo, molybden, vanad a wolfram. Má hexagonální mřížku a nukleuje na hranicích zrn. V ocelích s vyšším obsahem Cr nukleuje na karbidech typu M_3C . Při dlouhodobé vysokoteplotní exploataci má sklon k hrubnutí [20, 31].

M_6C

Jedná se o karbid, který je bohatý na molybden (ten se může samozřejmě nahrazovat s wolframem) a dále rozpouští chrom, vanad a wolfram. Tento karbid precipituje nezávisle na obsahu chromu v ocelích s vyšším obsahem Mo a W. Nukleuje na hranicích původních austenitických zrn a také na karbidu $M_{23}C_6$ [20, 31].

MX

Precipitáty typu MX se ve feritických žárovevných ocelích vyskytují v přítomnosti silných karbido/nitridotvorných prvků (Ti, Nb, V, Zr, Ta). Na obr. 3.8 můžeme vidět krystalovou strukturu karbidu VC. Jemné karbonitridy typu MX vznikají v průběhu popouštění, pokud je v tuhém roztoku rozpuštěné určité malé množství dusíku. Precipitují na dislokacích, vrstevných chybách a na hranicích zrn, kde zvyšují creepovou pevnost zachytáváním volných dislokací [33].



Obr. 3.8 – FCC struktura karbidu VC [33]

Lavesova fáze

Vzniká mezi prvky s většími rozdíly v atomových poloměrech. Je to intermetalická sloučenina obecného typu AB_2 , která existuje ve dvou typech krystalové mřížky – kubické a hexagonální. Může se objevit ve vysokochromových ocelích s vyšším obsahem Mo nebo W a to jako fáze Fe_2W nebo Fe_2Mo . Lavesovu fázi mohou tvořit jakékoli prvky periodického systému za předpokladu dodržení poměru atomových poloměrů $r_A : r_B$ v rozmezí 1,09 až 1,34 [20].

3.5 Strukturní stabilita NLŽO a možnosti jejího hodnocení

3.5.1 Degradční mechanismy v NLŽO

Strukturní stabilitu můžeme popsat jako schopnost materiálu odolávat vlivům pracovního prostředí (teplota, tlak, korozní prostředí, ozáření atd.). Změny ve struktuře materiálu velmi ovlivňují jeho mechanické vlastnosti, které korespondují s provozní spolehlivostí součásti. V případě nízkolegovaných žárovevných ocelí dochází k jejich porušování vlivem creepového namáhání, únavového porušování s možným účinkem koroze anebo vlivem interakce obou zmíněných procesů. Nízkolegované žárovevné oceli jsou vystavovány dlouhodobé teplotní exploataci, v jejímž důsledku dochází v materiálu k mikrostrukturním změnám, které vedou ke snížení precipitačního a substitučního zpevnění. To má za následek degradaci žárovevných vlastností. Degradční mechanismy, které způsobují změny v mikrostruktuře, můžeme rozdělit následovně:

- hrubnutí částic sekundárních fází,
- rozpouštění jemných karbonitridů (M_2X , MX) a současná precipitace nových fází
- segregační pochody, korozní a únavové namáhání;

Snížení precipitačního zpevnění nastává v důsledku hrubnutí částic malých precipitátů nebo rozpouštěním jemných disperzních částic MX nebo M_2X v průběhu růstu částic karbidu M_6C . Tyto částice rostou na úkor jemných karbidů. Tím dochází k zvětšování jejich středního průměru, snižuje se jejich počet v jednotce objemu při zachování stejného podílu vytvrzujících fází a zvyšuje se vzájemná střední vzdálenost částic. Všechny tyto pochody vedou k snižování žárovevnosti. Rychlost hrubnutí sekundárních fází lze porovnat pomocí konstanty rychlosti hrubnutí K_d vyjádřené vztahem:

$$K_d = (d_3 - d_0^3) / t \quad (3.2)$$

kde d je střední průměr částic v čase t a d_0 je střední průměr částic v čase $t = 0$.

Teplotní závislost konstanty K_d je pak určena vztahem:

$$K_d = K_0 \cdot \exp(-Q/RT), \quad (3.3)$$

kde Q je aktivační energie hrubnutí.

V nízkolegovaných ocelích můžeme rychlost hrubnutí sekundárních fází při teplotě 600 °C porovnat podle konstant rychlosti hrubnutí K_d dle vztahu:

$$M_7C_3 : Mo_2C : V_4C_3 : VCN = 2206 : 44 : 18 : 1 \quad (3.4)$$

V nízkolegovaných CrMoV ocelích způsobuje malé množství obsahu dusíku vznik karbonitridu VCN, jehož rychlost hrubnutí je přibližně stejná jako rychlost hrubnutí nitridu vanadu VN. VCN a VN pak hrubnou přibližně 20x pomaleji než V_4C_3 [34,35].

Pokud dochází k rozpouštění částic MX (V_4C_3 , VCN, VN, NbX) začínají dodatečně precipitovat termodynamicky stabilnější fáze M_6C , M_6X nebo Fe_2M (bohaté na molybden), které ovšem velmi rychle hrubnou. Ke snížení zpevnění tuhého roztoku dochází v důsledku precipitace fází, které jsou bohaté na Mo a W, a výrazně tak snižují jejich obsah v tuhém roztoku [34, 35].

Degradace mikrostruktury svarových spojů

V případě heterogenních svarových spojů nízkolegovaných žárovevých ocelí musíme počítat s jejich degradací v průběhu dlouhodobé teplotní exploatace. Strukturální stabilita těchto spojů je silně závislá nejen na pracovním prostředí a jejich tepelném zpracování, nýbrž je velmi ovlivněná i probíhajícími difúzními pochody již v průběhu jejich svařování. Za nejdůležitější difúzní proces považujeme redistribuci (přerozdělení) intersticiálních prvků (C a N), která nastává v důsledku rozdílného chemického složení svařovaných ocelí a výrazně tak snižuje strukturální stabilitu svarového spoje [34].

Gradient chemického potenciálu C a N, který má za následek difúzi intersticiálních prvků za zvýšených teplot, je způsoben rozdílným chemickým složením materiálů svarového spoje. V heterogenních svarových spojích má pak tento gradient chemického potenciálu za následek difúzi uhlíku přes hranici ztavení, a to z méně legované do více legované oceli. Těmito difúzními procesy se struktura materiálu posouvá k termodynamicky rovnovážnému stavu [34].

Následkem těchto procesů je vznik oblastí obohacených o uhlík (více legovaná ocel) a oblastí, které jsou o uhlík ochuzené (méně legovaná ocel). Dochází tak ke změně v množství, morfologii, typu a chemickém složení sekundárních fází. Nauhličená oblast vykazuje velký nárůst tvrdosti v důsledku intenzivního precipitačního zpevnění, zatímco v oduhličené oblasti se precipitáty rozpouští, hrubne feritické zrno a dochází tak k odpevňování matrice a k poklesu tvrdosti. Dojde-li k vyčerpání plasticity následkem relaxace vnitřních pnutí po svařování, představuje oduhličená oblast kritické místo heterogenního svarového spoje [34].

3.5.2 Modelování mikrostruktury

Modelování mikrostruktury žárovevných ocelí bylo vyvinuto pro vysvětlení a predikci změn v jejich mikrostruktuře a pro objasnění jejich efektu na žárovevné vlastnosti. Ocel během creepu přechází do termodynamicky více stabilního stavu a počítačový model byl tedy vyvinut pro využívání dostupných dat tak, aby byl schopný předvídat nejpravděpodobnější termodynamicky stabilní kombinace fází, jejichž Gibbsova energie se blíží k minimální hodnotě. Rovnovážné fázové diagramy slouží k zobrazení fázového složení v závislosti na teplotě [36].

Nicméně složitost a obtížnost termodynamického popisu svarových spojů a návarů (typu ferit-ferit) nízkolegovaných žárovevných ocelí spočívá v tom, že jejich struktura je tvořena komplexními karbidy a většinou v ní koexistuje několik karbidických fází. Během teplotní exploatace dochází k nežádoucímu hrubnutí anebo k rozpouštění karbidů v důsledku jejich nestability, přičemž precipitují nové typy karbidů. Dochází tedy ke změně průměrného složení karbidů, mění se i jejich tvar, velikost a počet [37, 38].

Termodynamické podmínky fázové rovnováhy

Fázovou rovnováhu lze řešit pomocí dvou ekvivalentních řešení. Jedním z nich je řešení pomocí integrální podmínky fázového složení, která se dá vyjádřit vztahem (3.5):

$$G_m^C = \sum_{j=1}^f p^j G_m^j(p, T, X_{i=1,s}^C) \quad G_m^C \rightarrow \min ., \quad (3.5)$$

kde G_m^C je Gibbsova celková molární energie soustavy za konstantního tlaku, teploty a celkového složení. G_m^j je molární Gibbsova energie fáze j , která je závislá na složení fáze, teplotě a tlaku. Vhodnými termodynamickými modely fáze jsme schopni namodelovat její hodnotu. Jak již bylo zmíněno výše, řešení fázové rovnováhy (stav s nejnižší možnou hodnotou Gibbsovy energie soustavy) získáme nalezením minima pro celkovou molární Gibbsovu energii soustavy G_m^C podle rovnice (3.5). Toto řešení je ovšem omezeno podmiňujícími podmínkami, které vychází ze zákona zachování hmotnosti, stechiometrie a náboje. Řešení tedy můžeme z matematického hlediska nazvat podmíněnou minimalizací účelové funkce G_m^C a k jeho získání je zapotřebí použití matematických metod. S touto integrální podmínkou se můžeme setkat například v programu ThermoCalc, který ji má v sobě již zakomponovanou [39].

Druhou možností pro řešení fázové rovnováhy je diferenciální podmínka. Ta vychází z chemických potenciálů a ze znalosti závislosti molární Gibbsovy energie fáze G_m^j na teplotě, tlaku a složení fáze, obdobně jako v integrální podmínce. Předpokladem této podmínky je, že všechny vyskytující se složky, ve všech fázích v rovnovážném stavu soustavy, budou mít stejnou hodnotu chemického potenciálu. Řešením fázové rovnováhy je pak soustava nelineárních rovnic. Použijeme-li pro řešení soustavy rovnic shodný termodynamický popis Gibbsovy energie fází jako při použití integrální podmínky a dodržíme-li stejné podmínky (zákon zachování hmotnosti, stechiometrie a náboje), výsledné řešení je pak shodné s podmínkou integrální [39].

Modely termodynamického popisu Gibbsovy energie fáze

Hledáme-li řešení fázové rovnováhy, je velmi důležité najít správný matematický model, který by vhodně popisoval závislost Gibbsovy energie fáze na jejím složení, na teplotě a na tlaku. Popisujeme-li molární Gibbsovu energii fáze G_m^j musíme počítat také s dalšími příspěvky, které jsou v molární Gibbsově energii fáze zahrnuty, viz rovnice (3.6):

$$G_m^j = G_{ref}^j + G_{id}^j + G_E^j + G_{mg}^j + G_P^j + \dots, \quad (3.6)$$

kde G_{ref}^j značí referenční hladinu molární Gibbsovy energie fáze, G_{id}^j je příspěvek ideálního mísení, G_E^j je dodatková Gibbsova energie a vyjadřuje termodynamickou neidealitu, G_{mg}^j zastupuje magnetické vlastnosti fáze a G_P^j v sobě zahrnuje tlak. Nejdůležitějším členem pro řešení fázové rovnováhy jsou hodnoty členu G_E^j a hodnoty členu G_{mg}^j , pokud je fáze magnetická. Velmi důležitou a základní podmínkou, z které vychází úspěšné řešení fázové rovnováhy, je přesná a správná závislost Gibbsovy energie v závislosti na složení, teplotě a tlaku.

Vícemřížkový model podle Sundmana a Argena nejlépe vyhovuje většině požadavků, mezi které patří soulad se základními principy termodynamiky, schopnost co nejlépe popsat Gibbsovu energii fáze, a to v souvislosti s jejími fyzikálními charakteristikami (rozložení složek v krystalové mřížce, magnetické vlastnosti, stechiometrie složení a vzájemné destabilizující interakce složek) [39].

Vícemřížkový model fáze

Zakládá se na představě výskytu složky v krystalové struktuře fáze v několika typech poloh, které nejsou krystalograficky ekvivalentní. Najdeme-li ekvivalentní polohy jednoho typu, dostaneme tak podmřížku. Poté si tedy můžeme skutečnou krystalovou mřížku představit jako superpozici několika zmíněných podmřížek. Při obsazování podmřížek složkami dochází k tomu, že složky preferují určitý typ podmřížky. To se děje z důvodu odlišné elektronové struktury, velikosti a rozdílné vzájemné interakce složek.

S využitím výše zmíněných metod jsme schopni získat řešení fázové rovnováhy v soustavě o definovaném chemickém složení (za konstantního tlaku a teploty), které obsahuje kvalitativní a kvantitativní informace o fázové rovnováze (fáze vyskytující se v rovnováze a jejich fázový podíl, fázové složení koexistujících fází). Dalším výstupem mohou být termodynamická data – chemické potenciály složek, aktivity složek, molární Gibbsova energie soustavy, entropie složek nebo entalpie fází [31, 39].

Metoda CALPHAD

Tato metoda umožňuje získání řešení fázové rovnováhy vícesložkových soustav, ale také jejich fázových diagramů. K tomu využívá podmínky fázové rovnováhy a některý z obecně přijímaných termodynamických modelů pro fáze soustavy. Metoda CALPHAD může využít pro řešení fázové rovnováhy dvě podmínky (integrální a diferenciální), které jsou popsány výše. V téměř všech dostupných programech, které řeší fázové rovnováhy, je z hlediska jednodušší aplikace využívána podmínka integrální.

Metoda CALPHAD nejčastěji pracuje s vícemřížkovým modelem fáze (nevyžaduje vazbu na geometrické vlastnosti mřížky fáze), který je ale ještě rozšířen o magnetický příspěvek. Je tak schopná poskytovat ty nejlepší výsledky týkající se výpočtů, predikce a extrapolace fázových diagramů. Pro predikci nové termodynamicky stabilní fáze v soustavě je ovšem nezbytně nutné znát termodynamické parametry (např. mřížková stabilita) pro tuto fázi [31, 40].

Software ThermoCalc

Tento program je vytvořený pro práci s termodynamickými daty a pro výpočty fázových a chemických rovnováh v neideálních soustavách. Není omezen vstupujícím počtem fází a složek. ThermoCalc pracuje s téměř všemi nejčastěji používanými modely fází (podmřížkový model, model uspořádané fáze a jiné). Je také schopný spolupráce s rozsáhlými databázemi čistých sloučenin a jejich roztoků. Zahrnuje termodynamické funkce (S , H , C_p , G , A) a databáze zaměřené na slitiny kovů, lehké slitiny, oceli, keramiku, směsi oxidů, strusky, vodné roztoky, polovodiče, geochemické soustavy a mnoho dalších. ThermoCalc je společně ve spojení s programem DICTRA schopný simulovat difúzně řízené děje jako například posuv fázového rozhraní, hrubnutí částic či nauhličování. Tento program je tedy velmi účinný v oblasti řešení rovnováhy a kinetiky fázových transformací [40].

3.5.3 Difúze

Difúzi řadíme mezi přenosové jevy, při kterých se částice hmoty (elektrony, atomy, molekuly) nebo vakance pohybují vzhledem k sousedním částicím. V tuhých kovech a slitinách je difúze jediným možným přenosovým mechanismem, kterým dochází k transportu hmoty krystalovou mříží. Aby mohla nastat difúze atomů (vakancí) v tuhém stavu, je zapotřebí dostatečně velká amplituda tepelných kmitů atomů – dostatečně vysoká teplota. Na základě změny chemického složení můžeme pozorovat přenos atomů ve slitinách. Tyto změny obvykle vedou ke zmenšení koncentračních rozdílů v uvažované slitině. Pokud je tomu naopak a koncentrační rozdíl se zvětšují, pak se jedná o takzvanou obrácenou difúzi, neboli difúzi do kopce (up-hill diffusion) [41, 42].

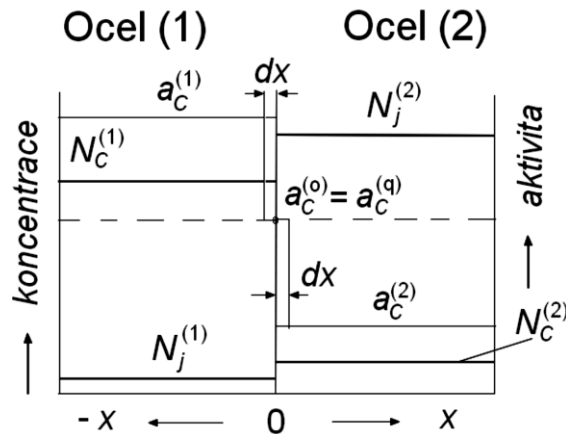
Difúze složek v soustavách kovů a v jejich slitinách může probíhat různými mechanismy. V kovových materiálech je důležitá zejména objemová difúze, která nejčastěji probíhá vakančním nebo intersticiálním mechanismem. Tuhé roztoky kovů nejčastěji vykazují FCC, BCC nebo HCP krystalovou strukturu, která je tvořena substitučními prvky (atomy kovů). Prvky s malým poloměrem (uhlík či dusík) se nacházejí v intersticiálních polohách – intersticiální prvky. Krystalovou mřížku můžeme považovat za průnik substituční podmřížky (s nízkým počtem vakancí) s podmřížkou intersticiální (vakance zde dominují). Difúze v intersticiální podmřížce je tedy o několik řádů rychlejší než v substituční podmřížce, kde je zapotřebí navíc uvažovat energii pro vznik a pohyb vakancí. Z tohoto vyplývá, že intersticiální uhlík se dokáže rychle přizpůsobit substitučním atomům, které jsou rozloženy v mřížce, takže jeho redistribuce během tepelných pochodů bude určována především rozložením těchto substitučních prvků a jejich vlivem na aktivitu uhlíku [39, 43].

Redistribuci intersticiálních prvků a zejména pak uhlíku je možné řešit několika způsoby, mezi které patří využití softwaru ThermoCalc s modulem DICTRA, dále pak model kvazistacionární difúze a v neposlední řadě také velmi důležité experimentální hodnocení.

Kvazistacionární model difúze uhlíku ve svarových spojích

V soustavě F-C- j vychází kvazistacionární model (QSM) ze základního předpokladu: v tuhém roztoku je možné zanedbat vliv difundujícího a přerozdělovacího se uhlíku na substituční prvek j , který vzhledem k uhlíku difunduje tak pomalu, že uhlík ho v jeho poloze v mřížce vůbec neovlivní. V QSM difúze se předpokládá, že přerozdělování intersticiálních prvků ve struktuře řídí jeho termodynamická aktivita.

Z obr. 3.9 je patrné, že $a_c^{(1)} > a_c^{(2)}$ a uhlík se tedy bude přerozdělovat ze strany spoje s vyšší termodynamickou aktivitou na stranu s termodynamickou aktivitou nižší, tedy ze strany (1) na stranu (2). Na rozhraní svařených ocelí platí pravidlo o „zachování termodynamické aktivity“ [37, 43].



Obr. 3.9 – Okrajové a počáteční podmínky difúzních rovnic (3.9) a (3.10) vyjadřující rozložení koncentrace a aktivity uhlíku a koncentrace substitučního prvku j [37]

Kvazirovnovážnou termodynamickou aktivitu lze podle tohoto pravidla a podle obr. 3.9 stanovit ve tvaru:

$$a_C^{(q)} = \frac{1}{2} [a_C^{(1)} + a_C^{(2)}] \quad (3.7)$$

kde $a_C^{(1)}$ a $a_C^{(2)}$ vyjadřují aktivity uhlíku v ocelích (1) a (2). Tyto aktivity lze definovat vztahem:

$$a_C^{(x,t)} = \gamma_C^{(x,t)} N_C^{(x,t)} \quad (3.8)$$

Pro tento vztah platí, že $x \in (-\infty, \infty)$, $t \geq 0$, $\gamma_C^{(x,t)}$ je aktivitní koeficient uhlíku a $N_C^{(x,t)}$ je atomový zlomek uhlíku. Pro vyjádření aktivitního koeficientu uhlíku je využito vztahu, který zavedl Wagner:

$$\gamma_C^{(x,t)} = \exp \left\{ \varepsilon_C^j N_j^{(x,t)} \right\}, \quad (3.9)$$

a v němž je využito interakčního koeficientu ε_C^j , který vyjadřuje termodynamickou interakci substitučního prvku j s uhlíkem. Z této rovnice je taktéž patrné, že aktivitní koeficient uhlíku $\gamma_C^{(x,t)}$ není závislý na koncentraci uhlíku, ale je pouze funkcí koncentrace substitučního prvku j . Aplikace této rovnice se opírá o Zuppův-Stevensonův model aktivitního koeficientu uhlíku v austenitu ve slitinách na bázi železa a dá se využívat pouze u kvazistacionárního modelu. Aktivitní koeficient uhlíku γ_C je nezávislý na jeho koncentraci a tak je možné s ohledem na platnost rovnice (3.7) vyjádřit rozložení aktivity uhlíku pomocí difúzní rovnice:

$$\frac{\partial a_C}{\partial t} = D_C^a \gamma_C^{(2)} \frac{\partial^2 a_C}{\partial x^2}, \quad (\gamma_C \equiv \gamma_C^{(x,t)}), \quad (3.10)$$

ve které je koncentrace uhlíku nahrazena jeho termodynamickou aktivitou. Birchenall a Mehl použili jako poprvé tuto rovnici a experimentálně dokázali, že termodynamický difúzní koeficient D_C^a je nezávislý na koncentraci uhlíku, ale i na jeho aktivitě. Je ovšem závislý na volbě standardního stavu pro termodynamickou aktivitu [37].

Rozložení substitučního prvku j není uhlíkem ovlivňováno, a tak se v kvazistacionárním modelu vyjadřuje pomocí druhého Fickova zákona:

$$\frac{\partial N_j}{\partial t} = D_j \frac{\partial^2 N_j}{\partial x^2} \quad (3.11)$$

Po vyřešení difúzních rovnic (3.10) a (3.11) postupem dle [36] citováno v [37] nalezneme řešení (pro počáteční a okrajové podmínky) pro rozložení termodynamické aktivity uhlíku ve tvaru:

$$\frac{a_C^{(x,t)} - a_C^{(2)}}{a_C^{(1)} - a_C^{(2)}} = \frac{1}{2} \left\{ 1 - \operatorname{erf} \left[\frac{x}{2\gamma_C^{(x,t)} \sqrt{D_C^a t}} \right] \right\}, \quad (3.12)$$

a rozložení substitučního prvku v témže svarovém spoji ve tvaru:

$$\frac{N_j^{(x,t)} - N_j^{(2)}}{N_j^{(1)} - N_j^{(2)}} = \frac{1}{2} \left\{ 1 - \operatorname{erf} \left[\frac{x}{2\sqrt{(D_j t)}} \right] \right\} \quad (3.13)$$

Pokud známe rozložení substitučního prvku $N_j^{(x,t)}$ můžeme určit také rozložení (průběh) aktivního koeficientu uhlíku $\gamma_C^{(x,t)}$ z rovnice (3.9) po substituci za $N_j^{(x,t)}$ ze vztahu (3.13). Po úpravě obdržíme rovnici:

$$\gamma_C^{(x,t)} = \exp \left\langle \varepsilon_C^j \left\{ N_j^{(2)} + \frac{1}{2} [N_j^{(1)} - N_j^{(2)}] \cdot \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{D_j t}} \right) \right] \right\} \right\rangle, \quad (3.14)$$

a s využitím substitute $\gamma_C^{(1)} = \exp(\varepsilon_C^j N_j^{(1)})$, $\gamma_C^{(2)} = \exp(\varepsilon_C^j N_j^{(2)})$ ji můžeme upravit na jednodušší tvar:

$$\gamma_C^{(x,t)} = \gamma_C^{(2)} \left\{ \frac{\gamma_C^{(1)}}{\gamma_C^{(2)}} \right\}^{\frac{1}{2} \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{D_j t}} \right) \right]} \quad (3.15)$$

Hledané rozložení koncentrace uhlíku vypočteme prostřednictvím rovnic (3.8), (3.12) a známého průběhu aktivního koeficientu uhlíku. Kombinací a úpravou rovnic (3.8), (3.12) a (3.15) dostáváme rozložení uhlíku ve svarovém spoji či návaru ve tvaru funkce:

$$N_C^{(x,t)} = \frac{\left\{ \gamma_C^{(2)} N_C^{(2)} + \frac{1}{2} [\gamma_C^{(1)} N_C^{(1)} - \gamma_C^{(2)} N_C^{(2)}] \cdot \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\gamma_C^{(x,t)} \sqrt{D_C^a t}} \right) \right] \right\}}{\gamma_C^{(x,t)}} \quad (3.16)$$

Rovnice (3.15) a (3.16) ve spojení s rovnicemi (3.13) a (3.16) nám dávají základní představu o rozložení koncentrace substitučního prvku, aktivitě uhlíku, a koncentraci uhlíku ve svarových spojích a návarech, na základě termodynamických a difúzních dat a na základě znalosti chemického složení zkoumaného svarového spoje v závislosti na čase [37].

3.5.4 Experimentální metody

Metalografické stanovení šířky oduhličeného pásma

Hlavní výhodou této metody je její rychlost. Nicméně je tato metoda také nejméně přesná. Poprvé ji použili Christoffel a Curran k vyhodnocení strukturní stálosti svarových spojů používaných v energetice, a to s velmi dobrými výsledky. Nevýhodou této metody je nemožnost přesně rozeznat rozhraní oduhličeného pásma od oblasti, kde je materiál neovlivněný, jelikož každý člověk toto rozhraní vidí a vnímá trochu jinak.

Šířka oduhličeného pásma se může měřit přímo z metalografického výbrusu pod mikroskopem anebo z fotografie (přesnější měření) [37].

Metoda měření mikrotvrdosti

Tato metoda se jeví jako velmi vhodný nástroj pro stanovení redistribuce uhlíku ve svarových spojích. Poskytuje spolehlivé, reprodukovatelné a kvantitativní výsledky a navíc je poměrně jednoduchá a snadno dostupná. Její vhodnost je dána přímým vztahem mezi nárůstem tvrdosti a nauhličením, stejně tak jako poklesem tvrdosti v oblasti, kde došlo k oduhličení materiálu. Jelikož procesy odpevnění a zpevnění následují za přerozdělením uhlíku v tuhém roztoku i v karbidech, mají distribuční křivky znázorňující rozložení uhlíku a mikrotvrdost velmi podobné tvary. Lze je tedy aproximovat pomocí těchto základních vztahů. Známe-li tedy pro svarový spoj rozložení uhlíku a průběh jeho mikrotvrdosti, je možné stanovit příspěvky k odpevnění a zpevnění vlivem přerozdělení uhlíku během žhání na určité teplotě, nebo po pracovní teplotní exploataci. Pokud získáme takovéto korelace, můžeme je dále využít k odhadu průběhu mikrotvrdosti, známe-li rozložení uhlíku, anebo ke stanovení změn v rozložení uhlíku ve svarovém spoji, pokud známe průběh mikrotvrdosti [37].

4. Svařování nízkolegovaných žárovevných ocelí

4.1 Svařitelnost NLŽO

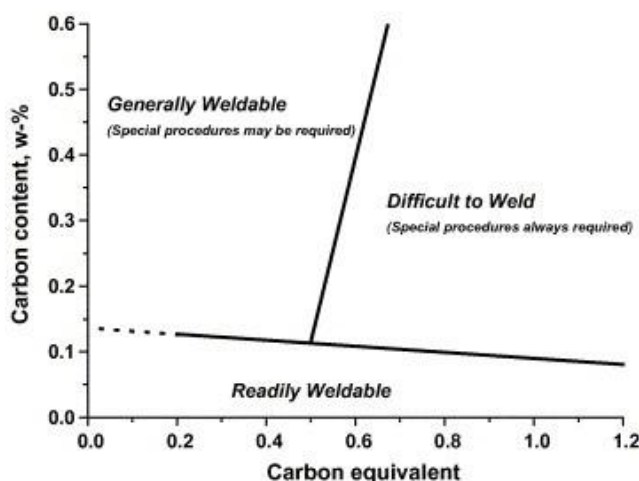
Svařitelnost nízkolegovaných žárovevných ocelí je limitována jejich chemickým složením. Mají vysoký uhlíkový ekvivalent, a proto jsou náchylné na vznik trhlin. Oceli legované chromem mají vysokou vrubovou citlivost a z toho důvodu je potřebné při svařování CrMo a CrMoV ocelí zařadit předehřev a mnohdy též kontrolovat celý teplotní cyklus svařování. Nutností je také dodržet tepelné zpracování po ukončení svařování – žihání svarového spoje. Při svařování tlustších průřezů se doporučuje zařadit žihání svarového spoje po svaření jedné třetiny nebo jedné poloviny průřezu. Pokud se v oblasti svaru vyskytuje martenzitická struktura anebo struktura obsahující dolní bainit, může hrozit nebezpečí vzniku vodíkového zkřehnutí, které indukuje studené (vodíkové) trhliny. Ty mohou vznikat jak ve svarovém kovu tak v tepelně ovlivněné oblasti.

Pro nízkolegované CrMo oceli s obsahem chromu 3 – 5 % a molybdenu do 1 % můžeme svařitelnost hodnotit podle rovnice IIW pro výpočet uhlíkového ekvivalentu dle rovnice (4.1) [44] :

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (4.1)$$

Teplota předehřevu

Ohřev základního materiálu na předem určenou teplotu před vlastním svařováním nazýváme předehřev. Zařazení předehřevu volíme kvůli snížení ochlazovací rychlosti a také pro ulehčení difúze vodíku za svarového spoje. Potřeba předehřevu závisí také na uhlíkovém ekvivalentu oceli (viz obr. 4.1), na očekávaném množství vodíku ve svarovém kovu, tepelném příkonu svářecího cyklu, intenzitě odvodu tepla (tloušťka materiálu) a intenzitě tuhosti svarového spoje. Celkově je pak materiál lépe připraven pro vlastní svařování. Předehřev je též velmi důležitý z hlediska odstranění vzdušné vlhkosti z povrchu svařovaných komponent, neboť během procesu svařování by se vodík z povrchu mohl dostat do svarového spoje [44-46].



Obr. 4.1 – Volba předehřevu v závislosti na uhlíkovém ekvivalentu [47]

(carbon content – obsah uhlíku, carbon equivalent – ekvivalent uhlíku, generally weldable – obvykle svařitelné, difficult to weld – obtížně svařitelné (předehřev je nutné zařadit), readily weldable – svařitelné bez předehřevu)

Mezivrstvová teplota (interpass)

Při svařování CrMo ocelí má podobný význam jako teplota předehřevu, někdy může být ovšem i důležitější. Proto i u teploty interpass volíme teplotu podobnou předehřevu, nebo o něco nižší teplotu. Vysoké hodnoty interpass teploty vedou k snížení pevnosti svarového kovu. Proto musíme zajistit pouze tak vysokou teplotu, při které vzniká jemnozrnná struktura a dochází ke zvýšení vrubové houževnatosti svaru. Překročení této teploty má za následek opačný děj. Minimální a maximální teplota interpass by měla být velmi dobře uvážena s ohledem na mechanické a mikrostrukturní vlastnosti svarového kovu a tepelně ovlivněné oblasti. Mezivrstvovou teplotu můžeme určit ze zkoušek praskavosti a její hodnoty jsou uvedeny v tab. 4.1 [44, 48].

Mezioperační teplota

Teplota udržovaná mezi procesem svařování a procesem žíhání. U svarových spojů, kde je vyžadováno žíhání se nedoporučuje, aby teplota svaru klesla na teplotu okolí, než dojde k samotnému žíhání. Nedodržení tohoto postupu může vést ke vzniku zbrzděných trhlin anebo lomů. Teplota se volí v rozmezí 150 – 250 °C [44].

Teplota dohřevu

Tato teplota by měla ležet nad tranzitní teplotou svaru, ale také nad minimální teplotou, kdy je ještě zabezpečená difúze vodíku ze svarového spoje. Nedodržení této operace může vést ke vzniku příčných trhlin ve svaru. Teplota dohřevu by se měla pohybovat v rozmezí 200 až 350 °C [44].

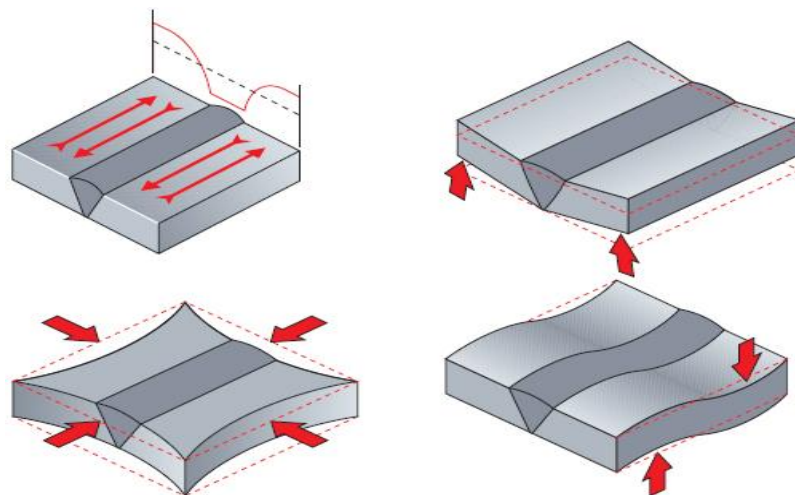
Tab. 4.1 – Minimální teplota předehřevu, min. a max. teplota interpass pro NLŽO [49]

Typ oceli	Tloušťka (mm)	Minimální teplota předehřevu a minimální teplota interpass (°C)			Maximální teplota interpass (°C)
		Stupeň obsahu vodíku			
		D ≤ 5 (ml/100g)	C 5 až 10 (ml/100g)	A > 15 (ml/100g)	
0,3 Mo	≤15 >15≤30 >30	20 75 75	20 75 100	100 100 nepoužitelné	250
1Cr0,5Mo 1,25Cr0,5Mo	≤15 >15	20 100	100 150	150 nepoužitelné	300
0,5Cr0,5Mo0,25V	≤15 >15	100 100	150 200	nepoužitelné nepoužitelné	300
2,25Cr1Mo	≤15 >15	75 100	150 200	200 nepoužitelné	350
5Cr0,5Mo 7Cr0,5Mo 9Cr1Mo	všechny	150	200	nepoužitelné	350
12CrMoV	≤8 >8	150 200 ^a 350 ^b	nepoužitelné nepoužitelné	nepoužitelné nepoužitelné	300 ^a 450 ^b

^a Martenzitická metoda, při které je teplota předehřevu nižší než teplota počátku martenzitické transformace Ms a transformace na martenzit nastává při svařování

^b Austenitická metoda, při které je teplota předehřevu vyšší než Ms a spoj musí být ochlazen pod Ms, aby bylo zajištěno, že transformace na martenzit nastane před tím, než je použito jakékoliv tepelné zpracování po svařování

Všechny zmíněné operace (teplota předehřevu, teplota interpass, mezioperační teplota a teplota dohřevu) obecně můžeme považovat za jeden z vhodných nástrojů k odstranění zbytkového napětí ze svarového spoje. Zabráníme tak vzniku možných deformací, které by se mohly projevit během a po svařování, viz obr. 4.2.



Obr. 4.2 – Zbytková napětí ve svaru a jeho možná deformace [45]

4.2 Volba přídavného materiálu

Při výběru vhodného přídavného materiálu se postupuje vždy s ohledem na chemické složení, provozní podmínky a požadované užité vlastnosti svarového spoje. Mezi ně můžeme řadit například korozivzdornost, pevnost, vrubovou houževnatost, žáruvzdornost a žárovevnost. Volba přídavného materiálu je tedy definována těmito požadavky.

Chemické složení přídavného materiálu a mechanické vlastnosti svarového kovu musí být blízké základnímu materiálu. V případě nízkolegovaných žárovevných ocelí, které se používají za vysokých teplot v oblasti creepu, musí mít svarový kov stejně dobrou creepovou pevnost jako základní materiál. U nízkolegovaných ocelí, které jsou citlivé na přítomnost vodíku, se používají výhradně elektrody s nízkým obsahem vodíku, viz tab. 4.2. Při svařování ocelí stejného či podobného chemického složení by neměla být pevnost a obsah Mo a Cr ve svarovém kovu nižší než u základního materiálu. Při svařování heterogenních materiálů může být legování svarového kovu nižší, stejné nebo vyšší vzhledem k základnímu materiálu. Vlastnosti svarového spoje se dají zlepšit vhodným legováním přídavného materiálu. Chrom v přídavném materiálu zvyšuje pevnost a oxidační odolnost svaru. Molybden zvyšuje pevnost a rázovou houževnatost svaru. Potlačuje též vznik volného feritu v mikrostruktuře svaru a podporuje vznik acikulárního feritu. Je tedy vhodné používat kombinaci Cr a Mo jako legujících prvků přídavného materiálu.

V případě svařování heterogenních materiálů, které budou pracovat za teploty vyšší než 315 °C, je nutné použít svarový kov, který je schopný akomodovat rozdíly v teplotní roztáznosti obou základních materiálů. V opačném případě může dojít ke generování vysokých napětí, která se koncentrují v přechodové oblasti svaru. Proto je někdy u heterogenních svarů lepší nepoužívat tupý svarový spoj, ale na jednom ze základních materiálů vytvořit návar z přídavného materiálu na bázi niklové slitiny, který se následně tepelně zpracuje [44, 50].

Tab. 4.2 – Přehled nejpoužívanějších přídavných materiálů pro NLŽO [51]

WIG DRÁTY PRO NÍZKOLEGOVANÉ, STŘEDNĚLEGOVANÉ A ŽÁRUPEVNÉ OCELI			
Typ EN ISO 636-A/21952-A EN ISO 636-B/21952B AWS A5.28	Min. mech. hodnoty při běžné teplotě	Směrné chemické složení %	Vlastnosti a použití
Union I CrMo W CrMo1Si W 55 1CM3 ER80S-G ER80S-B2(mod.)	po žhání Rm 560 N/mm ² Re 450 N/mm ² A5 22 % Kv 90 J	C 0,10 Si 0,60 Mn 1,00 Cr 1,10 Mo 0,50 Fe základ	Poměděný drát pro svary částí kotlů, tlakových nádob, reaktorů a trubek z ocelí 1.7335 13CrMo4-5, ASTM A193 Gr. B7, 1.7357 G17CrMo5-5, A217 Gr. WC6, A335 Gr. P11 a P12. Dále pro zušlechtilné oceli podobného složení, např. 42CrMo4, nitridační a vytvrditelné oceli, oceli odolné louhovým trhlínám. Ochranný plyn I1-I3. Dodáván ø 2,0-2,5-3,0. Schválení TÜV, DB.
Böhler DMV 83-IG W MoVSi ER80S-G ER55S-G	po žhání Rm 580 N/mm ² Re 470 N/mm ² A5 20 % Kv 47 J	C 0,08 Si 0,6 Mn 0,9 Cr 0,45 Mo 0,85 V 0,35 Fe základ	Poměděný drát pro svary kotlů, tlakových nádob a potrubí speciálně z oceli 14MoV6-3, ČSN 15 128. Schváleno v dlouhodobém režimu do teplot 560°C. Houževnatý svar odolný trhlínám s vysokými dlouhodobými hodnotami. Žárupevné oceli a odlitky z 14MoV6-3, 24CrMoV5-5, 21CrMoV5-7, 21CrMoV5-11, G17CrMoV5-10. Ochranný plyn I1-I3. Dodáván ø 2,4. Schválení TÜV, TÜV-A, LTSS, SEPROZ, CE
Union I P24 WZ CrMo2VTi/Nb ER90S-G	po žhání Rm 620 N/mm ² Re 500 N/mm ² A5 20 % Kv 100 J	C 0,05 Si 0,3 Mn 0,5 Cr 2,2 Mo 1,0 V 0,22 Ti/Nb 0,04 Fe základ	Svary částí kotlů, tlakových nádob, reaktorů a trubek z ocelí 1.7378 7CrMoVTiB10-10 (T/P 24). Ochranný plyn I1-I3. Dodáván ø 1,6-2,0-2,5-3,2. Schválení TÜV
MAG DRÁTY PRO NÍZKOLEGOVANÉ A ŽÁRUPEVNÉ OCELI			
Typ EN ISO 14341/21952-A EN ISO 14341/21952-B AWS A5.28	Min. mech. hodnoty při běžné teplotě	Směrné chemické složení %	Vlastnosti a použití
Union I Mo G 46 4 M G2Mo/G MoSi G 55A 4 M G1M3/G 52 M 1M3 ER80S-G(A1) Wr.Nr. 1.5424	Rm 490 N/mm ² Re 600 N/mm ² A5 23 % Kv 90 J Kv 47 J /-40°C (v plynu M21)	C 0,1 Si 0,6 Mn 1,15 Mo 0,5 Fe základ	Poměděný drát pro houževnaté svary tlakových nádob, potrubí, částí kotlů, reaktorů a různých konstrukcí. Ocel P235GH, P265GH, P295GH, 16Mo3; Jemnozmné do S460N; oceli na potrubí dle DIN 17 175; ASTM A335 Gr. P1; A161-94 Gr. T1 A; A182M Gr. F1; A204M Gr. A, B, C; A250M Gr. T1; A217 Gr. WC1. Ochranný plyn M1-M3, C1. Dodáván ø 0,8-1,0-1,2. Schválení TÜV, DB
Union I CrMo G CrMo1Si G 55 M 1CM3 ER80S-G Wr.Nr. 1.7339	po žhání Rm 560 N/mm ² Re 450 N/mm ² A5 22 % Kv 80 J (v plynu M21)	C 0,09 Si 0,6 Mn 1,05 Cr 1,1 Mo 0,5 Fe základ	Poměděný drát pro svary částí kotlů, tlakových nádob, reaktorů a trubek, dále pro zušlechtilné oceli podobného složení, nitridační a vytvrditelné oceli, oceli odolné alkalickým trhlínám. Ocel 1.7335 13CrMo4-5; ASTM A193 Gr. B7; A335 Gr. P11 a P12; 1.7357 G17CrMo5-5 A217 Gr. WC6. Ochranný plyn M1-M3, C1. Dodáván ø 0,8-1,0-1,2. Schválení TÜV, DB.
Union I CrMo 910 G CrMo2Si G 62 M ZC1M3 ER90S-G [ER90S-B3(mod.)] Wr.Nr. 1.7384	po žhání Rm 570 N/mm ² Re 460 N/mm ² A5 20 % Kv 65 J (v plynu M21)	C 0,09 Si 0,55 Mn 0,9 Cr 2,55 Mo 1,0 Fe základ	Poměděný drát pro svary částí kotlů, tlakových nádob, reaktorů a trubek, dále pro zušlechtilné oceli a nitridační podobného složení. Oceli 1.7380 10CrMo9-10; ASTM A335 Gr. P22; 1.7379 G17CrMo9-10 A217 Gr. WC9. Ochranný plyn M1-M3, C1. Dodáván ø 0,8-1,0-1,2. Schválení TÜV, DB.

Volba vlastností svarového spoje:

- Mez kluzu přídavného materiálu (PM) se zpravidla volí podle rovnice (4.2):

$$R_e (PM) = (1,1 \div 1,3) \cdot R_e (ZM) \quad (4.2)$$

- Hodnota nárazové práce KV [J] volená k mezi kluzu R_e podle IIW je dána rovnicí (4.3):

$$KV = 0,1 \cdot R_e \quad (4.3)$$

Volba přídavného materiálu pro heterogenní svary:

- **mechanické vlastnosti:** pevnost přídavného materiálu volíme podle základního materiálu s nižší pevností,
- **chemické složení:** vybíráme takový přídavný materiál, jehož vlastnosti jsou bližší vlastnostem základního materiálu s kvalitativně nižšími požadavky na svaření,
- **průběh svařování a tepelné zpracování:** volí se podle základního materiálu, který má vyšší požadavky na tepelné zpracování a průběh svařování [44, 50].

4.3 Svarový spoj NLŽO

Svařování je jedním ze základních způsobů, jak zhotovit pevný, nerozebíratelný spoj. U žárovevných ocelí je tato technologie vůbec nejpoužívanější. Slouží jak při výrobě nových, tak při rekonstrukci stávajících zařízení, tlakových nádob nebo potrubí a to jak v energetickém, tak v chemickém průmyslu. I přes všechna omezení a úskalí, která byla zmíněna výše, jsou žárovevné oceli navrhovány tak, aby měly relativně dobrou svařitelnost. Společně s vhodnou technologií svařování vytváří základní předpoklady pro to, aby byly maximálně využity při konstrukci nových energetických zařízení. Takto vzniklý svarový spoj by měl splňovat následující požadavky:

- Správná struktura svarového spoje bez trhlin, vad a defektů.
- Vyhovující mechanické vlastnosti při pokojové teplotě.
- Žárovevnost celého svarového spoje [29, 52].

Svarový spoj můžeme podle druhu základního materiálu rozdělit na homogenní (chemické složení základních materiálů je stejné nebo podobné) a heterogenní (základní materiály mají rozdílné chemické složení).

4.3.1 Homogenní svarový spoj

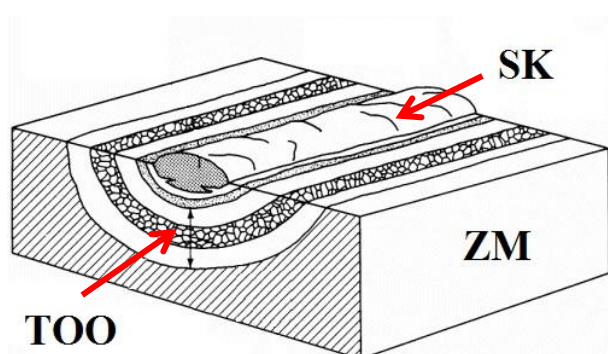
Tento druh spoje, jak už z názvu vyplývá, se skládá z materiálů podobného či stejného chemického složení. Z toho můžeme usoudit, že i jejich mechanické vlastnosti budou podobné. Jedna z možností, jak ovlivnit vlastnosti celého svarového spoje je volba technologie svařování a volba přídatného materiálu. Ten by měl mít chemické složení podobné, jako je chemické složení základního materiálu kvůli zachování žárovevnosti svarového spoje [29, 40].

4.3.2 Heterogenní svarový spoj

Se stále větší frekvencí dochází k využívání heterogenních svarových spojů žárovevných ocelí při stavbě nových, ale i při rekonstrukci a opravách stávajících elektráren a petrochemických zařízeních. Velmi často se u tohoto druhu svarového spoje jedná o kombinaci nízkolegované a vysokolegované oceli. Při svařování materiálů s takto různorodým chemickým složením vždy dochází k degradaci jednoho nebo obou svařovaných materiálů z důvodů vzniku fúzní zóny, která má odlišné chemické složení. Tyto svarové spoje vykazují strukturní nestabilitu během tepelného zpracování po svaření (PWHT – post weld heat treatment) a postupně také během jejich zatěžování v provozu při teplotách vyšších než 350 °C. U nízkolegovaných ocelí vede redistribuce uhlíku a následující změny ve struktuře k vytvoření oblasti ochuzené o uhlík. Naproti tomu ve vysokolegované oceli se objevují oblasti bohaté na uhlík. Největší význam v tomto jevu má rozdílná koncentrace chromu v důsledku rozdílného chemického složení použitých materiálů. Spolehlivost heterogenních svarových spojů je velmi závislá na jejich konstrukci a na technologických a provozních podmínkách. Vzhledem k tomu, že svarový spoj je potencialem kritické místo jakékoli konstrukce, je třeba věnovat velikou pozornost změnám v jeho vlastnostech [29, 53, 54].

4.4 Struktura svarového spoje

Podle obr. 4.3 můžeme svarový spoj rozdělit na tři hlavní části – základní materiál (ZM), svarový kov (SK) a tepelně ovlivněná oblast (TOO).



Obr. 4.3 – Struktura svarového spoje [55]

Tepelně ovlivněná oblast

Tepelně ovlivněnou oblast můžeme definovat jako oblast základního materiálu, jehož vlastnosti a mikrostruktura byla silně ovlivněna procesem a technikou svařování. Teplo vnesené do materiálu při jeho tavení a následném ochlazování vede ke změnám materiálu v oblasti, která přiléhá ke svaru. Velikost tepelně ovlivněné oblasti závisí na tepelné vodivosti základního materiálu. Pokud je tepelná vodivost velká, ochlazovací rychlost materiálu je též velká a tepelně ovlivněná oblast bude malá.

TOO se skládá z oblastí, které jsou charakteristické specifickými změnami v jejich mikrostruktuře a jsou znázorněny na obr. 4.4. Mezi ně patří oblast částečného natavení (liquid-solid transition zone), hrubozrnná oblast (coarse-grain zone), oblast normalizace (grain refined zone), interkritická oblast (intercritical zone) a vyžíhaná oblast (over-tempered zone) [56-60].

Oblast částečného natavení

Tato oblast hraničí s oblastí svarového kovu, který má maximální teplotu T_{\max} . Koexistuje zde tavenina společně s austenitem, takže dochází k tavení základního materiálu a k jeho promíchávání se svarovým kovem [29].

Hrubozrnná oblast

Sousedí s pásmem částečného natavení a nazývá se též přehřátá oblast, protože v ní vzniká nežádoucí δ -ferit. Tato oblast se vyznačuje výrazně hrubým austenitickým zrnem. Při ochlazování vzniká v ocelích s nízkým obsahem chromu bainiticko-martenzitická struktura. Hrubozrnná oblast se vyznačuje nejvyšší tvrdostí a nízkými hodnotami houževnatosti, která je závislá na chemickém složení oceli a na rychlosti ochlazování po ukončení svařování [57, 60].

Oblast normalizace

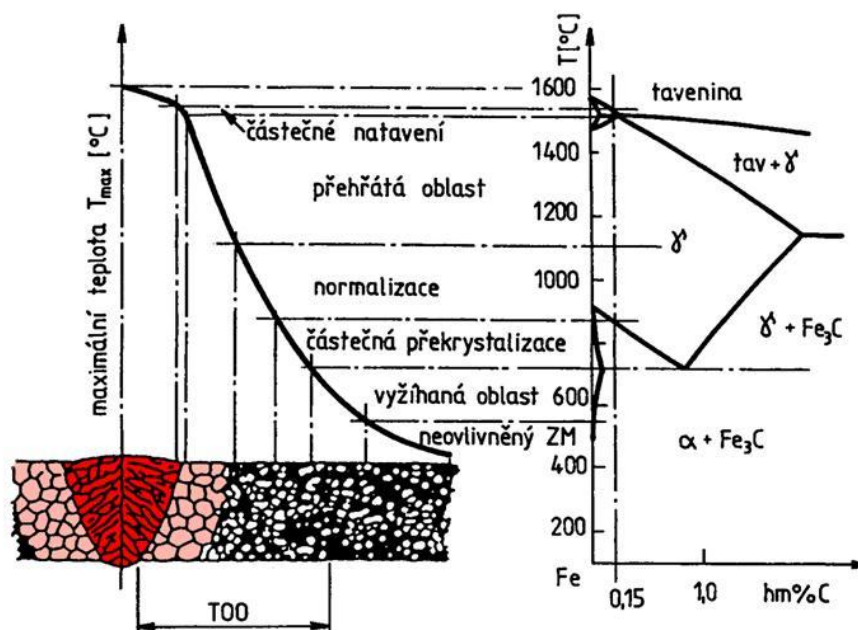
V rozmezí teplot 900 – 1100 °C je struktura tvořena austenitem a malým podílem precipitátů, které brání růstu austenitického zrna. Z tohoto důvodu vzniká během chladnutí výsledná jemnozrnná struktura. Z hlediska dlouhodobé creepové expozice se tato oblast svarového spoje jeví jako nejkritičtější [60].

Interkritická oblast

Nachází se mezi teplotami A_{c1} a A_{c3} , kde dochází během ohřevu k částečné transformaci feritu na austenit. Netransformovaný bainit je během svařování vyžíhán. Část precipitátů se rozpustí a po aplikaci PWHT může dojít k zhrubnutí nerozpuštěných částic. Struktura vzniklá po ochlazení se vyznačuje přítomností nově vzniklého bainitu a vyžíhané či rekrystalizované původní mikrostruktury. Tato oblast svarového spoje je charakteristická malou velikostí zrna a vykazuje nejnižší hodnoty tvrdosti [60].

Vyžíhaná oblast

Při teplotách blízko pod A_{c1} mikrostruktura sice neprodělává fázovou transformaci, ale dochází zde k lokálnímu přehřátí oproti chladnějším základním materiálům. To se projevuje hrubnutím precipitátů v důsledku vyššího koeficientu difuze při dané teplotě [60].



Obr. 4.4 – Vliv teplotního účinku svařování na strukturu svarového spoje [61]

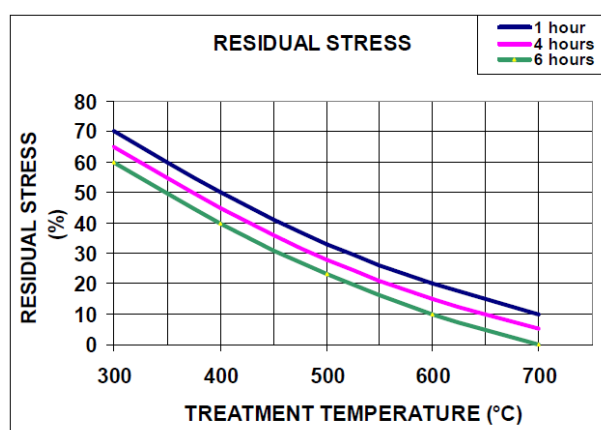
Svarový kov

Vzniká natavením základního a přídavného materiálu. Procentuální množství roztaveného základního materiálu ve svarovém kovu označujeme jako promísení, a jeho velikost se liší podle použité svařovací technologie. Také při svařování kořenové části svaru oproti výplňové části bude promísení větší. Hodnoty promísení u ručního obloukového svařování dosahují hodnoty 10 – 40 %, u svařování pod tavidlem až 80 %, elektrostruskové svařování až 90 %. Pokud použijeme svařování elektrickým odporem nebo elektronovým paprskem dosáhneme toho, že svarový kov je tvořen pouze nataveným základním materiálem. Při ochlazení krystalizuje svarový kov hlavně v důsledku heterogenní nukleace na svarových plochách. Mikrostruktura svarového kovu závisí především na jeho chemickém složení a na parametrech svařování [61].

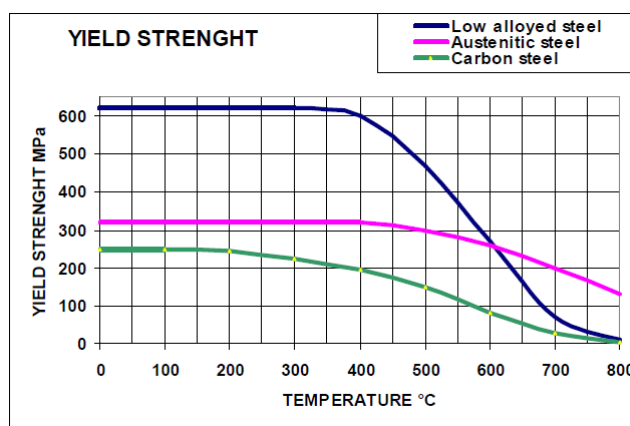
4.5 Tepelné zpracování po svařování

Proces svařování zahrnuje tavení a následné ochlazování materiálu. Důsledkem tohoto tepelného cyklu je vznik zbytkových napětí, která mohou vytvářet potencionální problémy v průběhu provozu svarového spoje, a proto musí být redukována nebo úplně odstraněna. Po dokončení svařování by teplota svaru neměla klesnout na pokojovou teplotu, a tepelné zpracování by mělo začít hned z teploty interpass. PWHT je nejrozšířenější formou snižování zbytkových napětí ve struktuře svaru, jak můžeme vidět na obr. 4.5. Můžeme ho definovat jako sekvenci ohřevu a ochlazování, které je navrženo k získání požadovaných vlastností materiálu. Jeho cílem je též zvýšit odolnost vůči křehkému lomu. Základní princip spočívá ve snižování meze kluzu a elastického modulu v důsledku zvyšování teploty materiálu (viz obr. 4.6). Tepelné zpracování po svaření tedy obecně vede ke změně mikrostruktury jak svarového kovu, tak tepelně ovlivněné oblasti. Mění se tedy i mechanické vlastnosti:

- mez kluzu se snižuje,
- pevnost v tahu se snižuje,
- tažnost roste,
- tvrdost klesá [62-64].



Obr. 4.5 – Závislost zbytkového napětí na teplotě a čase žihání CrMo a CrMoV ocelí [65]
(*residual stress* – zbytkové napětí, *treatment temperature* – teplota žihání)



Obr. 4.6 – Teplotní závislost meze kluzu [65]
(*yield strength* – mez kluzu, *temperature* – teplota, *low alloyed steel* – nízkolegovaná ocel, *austenitic steel* – austenitická ocel, *carbon steel* – uhlíková ocel)

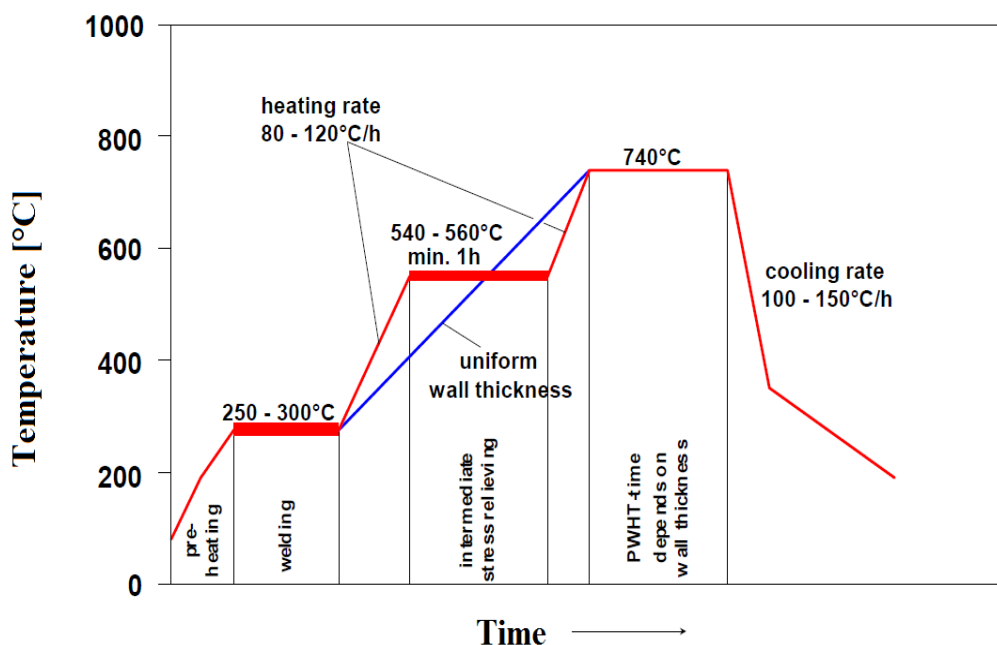
4.5.1 Tepelné zpracování po svařování NLŽO

Základním typem tepelného zpracování po svařování CrMo a CrMoV ocelí je žihání. V případě žihání heterogenních svarů platí všeobecné pravidlo, že parametry žihání jsou voleny podle více legované oceli. Pokud je u žíhané oceli hlavním kritériem creepová pevnost, používají se nižší teploty z intervalů, které jsou uvedené v tab. 4.3. Vyšší teploty se používají pro lepší korozní odolnost a odolnost proti vodíkové křehkosti. Celkový teplotní cyklus během svařování a následného žihání pro nízkolegovanou žárovevnou ocel T/P23 je zobrazen na obr. 4.7. Obecně platí, že čím vyšší žárovevnost oceli, tím hůře se odstraňují zbytková pnutí, neboť je zapotřebí daleko vyšší teploty než v případě klasických konstrukčních ocelí [44, 65, 66].

Tab. 4.3 – Teplotní oblasti žihání svarových spojů CrMo ocelí [44]

Ocel	Teploty žihání [°C]
0,5 Cr – 0,5 Mo	550 – 710
1Cr – 0,5 Mo	560 – 740
2,25 Cr – 1 Mo	680 - 750
5 Cr – 0,5 Mo	680 - 760

Během procesu žihání probíhají různé strukturní změny – především martenzit se rozpadá na feriticko-karbidickou směs. Souběžně s tímto jevem se vylučují karbidické fáze. Prvním typem, který se vyloučí, je vždy M_3C , ten může transformovat na Cr_7C_3 anebo ve svarovém kovu a tepelně ovlivněné oblasti na Mo_2C . V dalším stádiu rozpadu může vzniknout karbid $M_{23}C_6$. Ve vanadem legovaných ocelích vzniká karbid vanadu VC. Při vysokých teplotách žihání nebo při dlouhodobém provozu součásti za vyšších creepových teplot může vznikat i karbid M_6C [44].



Obr. 4.7 – Teplotní cyklus a PWHT pro ocel T/P23 [66]

(temperature – teplota, preheating – předehřev, welding – svařování, uniform wall thickness – jednotná tloušťka stěny, heating rate – rychlost ohřevu, cooling rate – rychlost ochlazování, intermediate stress relieving – odstranění vnitřního pnutí, PWHT time depends on wall thickness – doba tepelného zpracování po svaření závislá na tloušťce stěny, time – čas)

Tepelné zkřehnutí NLŽO

Při vystavení základního materiálu a svarového kovu CrMo ocelí teplotám 350 – 600 °C po velmi dlouhou dobu, může dojít k jejich tepelnému zkřehnutí. To je způsobeno povrchově aktivními prvky (P, Sb, Sn, As), které segregují na hranice zrna, což zapříčiňuje snížení vrubové houževnatosti a tažnosti. Následky tepelného zkřehnutí je možné odstranit ohřevem oceli nad teplotu 600 °C s následným rychlejším ochlazením [44, 66].

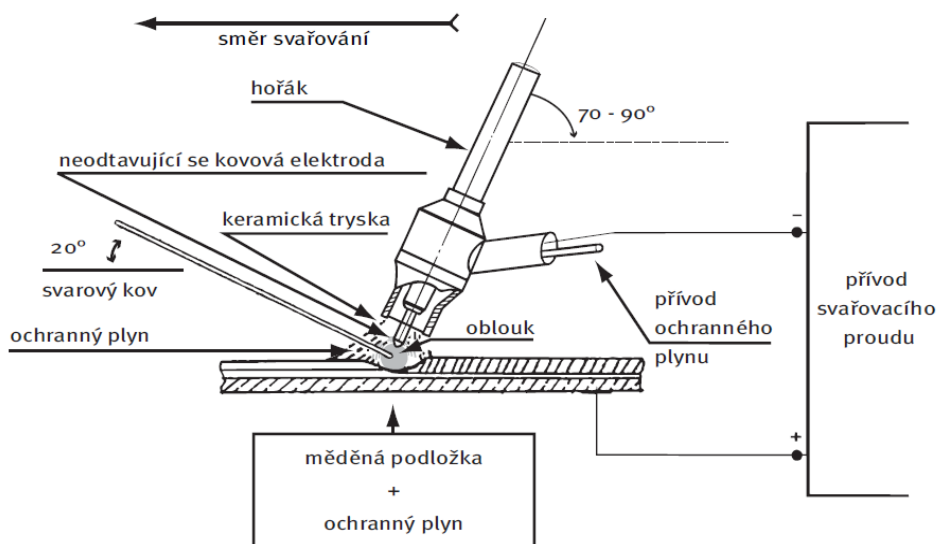
4.6 Metody svařování NLŽO

Nízkolegované žárovečné oceli lze svařovat téměř všemi obloukovými metodami, mezi které se řadí následující:

- TIG (tungsten inert gas) – svařování wolframovou elektrodou v inertním plynu,
- SMAW (shielded metal arc welding) – svařování obalenou elektrodou,
- SAW (submerged arc welding) – svařování pod tavidlem,
- FCAW (flux-cored arc welding) – svařování plněnou elektrodou [66].

Metoda TIG

Tato metoda je též známá pod označením GTAW (gas tungsten arc welding) a je zobrazena na obr. 4.8. Energie, která je nutná pro roztavení kovu je dodávána hořením elektrického oblouku a je udržována mezi wolframovou nebo wolframovou legovanou elektrodou (o tloušťce 0,5 až 6,3 mm) a základním materiálem svařované součásti. Tepelně ovlivněnou oblast, natavený kov a samotný oblouk chrání proud inertního plynu (nejčastěji Ar nebo He). Ten navíc přispívá k velmi stabilnímu hoření oblouku. Pokud je používán přídavný materiál, pak ve formě tyčinek nebo svinutého drátu. Ten je do oblouku přiváděn ručně a může mít průměr 1,6 až 3,2 mm [54, 67, 68].

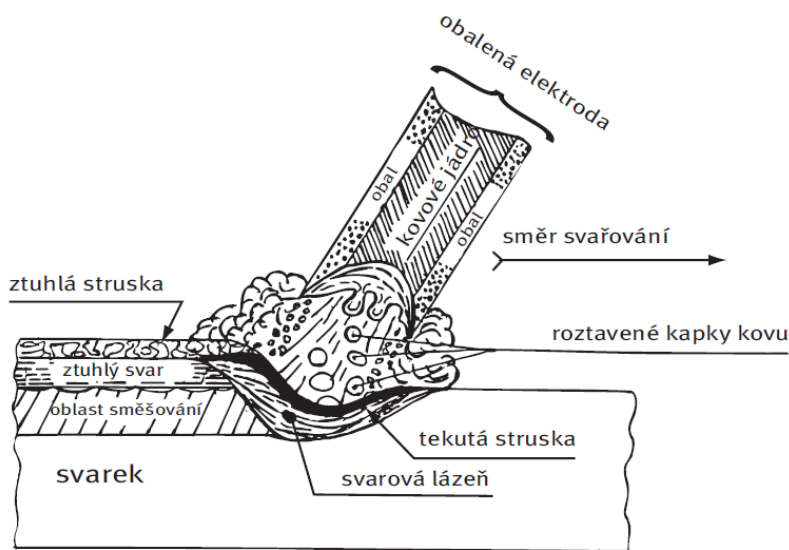


Obr. 4.8 – Princip metody TIG [67]

Metoda SMAW

Ačkoli je tato metoda svařování velmi stará (v roce 1907 informoval o jejím prvním použití Kjelberg), stále je velmi často používána z důvodů její velké flexibility a jednoduchosti při použití. Základní princip, zobrazený na obr. 4.9, spočívá v natavení materiálu pomocí oblouku, který hoří mezi obalovanou tavící se elektrodou (délky 350 až 450 mm a tloušťky 1,5 až 8 mm) a základním materiálem. Elektroda se skládá z kovového jádra, které je obalené vrstvou tavidla. Kovové jádro má obdobné složení jako svařovaný materiál a spolu s roztaveným základním materiálem tvoří svarový kov. Tavidlo poskytuje tři hlavní funkce: elektrickou, fyzikální a metalurgickou. Elektrická funkce spočívá v iniciaci a stabilizaci elektrického oblouku pomocí stabilizačních látek (sloučeniny alkalických kovů). Fyzikální má vliv na viskozitu a povrchové napětí strusky, která chrání svařovací lázeň a má vliv na přenos kapek a jejich smáčivost. Z tohoto důvodu obal elektrody obsahuje struskotvorné přísady – TiO_2 , vápenec, křemen. Metalurgická funkce obstarává chemické změny mezi svařovací lázní a struskou – rafinace svarového kovu. Obal elektrody obsahuje určité množství CaCO_3 , jenž se v elektrickém oblouku za vysoké teploty štěpí na CaO a CO_2 (ochrana elektrického oblouku). Elektrody můžeme podle typu obalu rozdělit na:

- kyselé (zaručují hluboký závar),
- bazické (zaručují menší závar a dobrou houževnatost svarového kovu),
- rutilové (dobrá operativní svařitelnost v různých polohách svařování),
- organické (celulózové),
- speciální (hlubokozávarové, vysokovýkonné, drážkovací a řezací) [54, 67, 69].

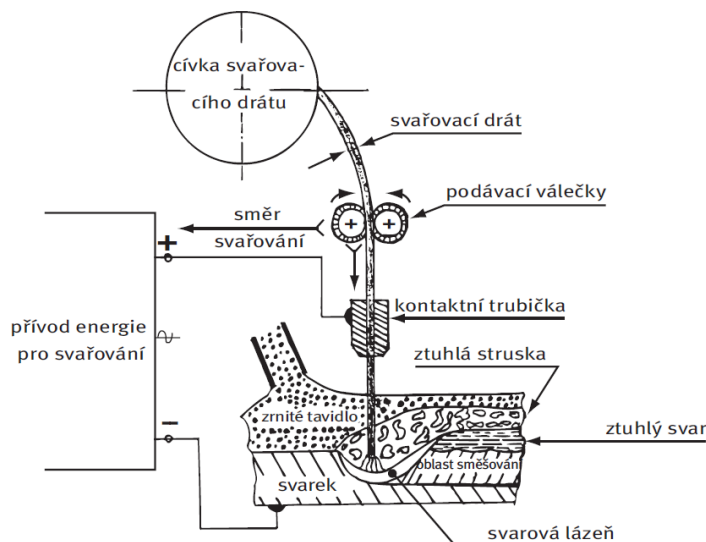


Obr. 4.9 – Princip metody SMAW [67]

Metoda SAW

U této metody, která je zobrazená na obr. 4.10, je teplo potřebné pro natavení materiálu tvořeno průchodem silného elektrického proudu mezi jedním nebo více trvalými (nepřetržitými) dráty a materiálem pod práškovým tavidlem, které je tvořeno ochrannou roztavenou struskou. Práškové tavidlo je průběžně dodáváno ze zásobníku a může být buď tavené (pemzové), aglomerované (spékané) nebo keramické (kyselé). Jejich zrnitost se pohybuje podle požadavku od 0,2 do 2,5 mm. Během svařování se roztaví jen část tavidla a zbylý neroztavený materiál je odváděn sací hadicí zpět do násypky pro další použití. Tavidlo tuhne za oblastí, kde se svařuje, chladne a smršťuje se. Poté může být snadno odstraněno.

Tavidla musí být v perfektně vysušeném stavu (kvůli nebezpečí průniku vodíku do svaru). Pokud tomu tak není, doporučuje se tavidlo sušit při teplotě 300 °C po dobu nejméně 2 hodin [54, 67].



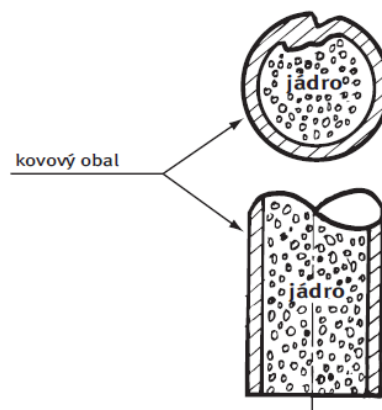
Obr. 4.10 – Princip metody SAW [67]

Metoda FCAW

Nekonečná elektroda se skládá z kovového pláště a její vnitřek je naplněn pevným tavidlem, jak je vidět na obr. 4.11 a obr. 4.12. Její funkce je podobná jako u metody SMAW. Vnitřek elektrody obsahuje desoxidizační činidla, materiály tvořící strusku a může též poskytovat ochranný plyn a legující prvky. Průměr elektrody se pohybuje od 1,2 mm do 1,6 mm. Zdrojem energie pro natavení materiálu je elektrický oblouk, který hoří mezi plněnou elektrodou a materiálem. Tato metoda je velmi lehce automatizovatelná a vyniká vysokou rychlostí nanášení vrstev. Velmi dobře je též použitelná na místech s obtížným přístupem [54, 67, 70].



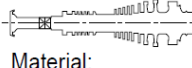
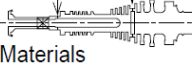
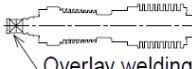


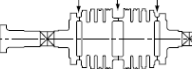
Obr. 4.11 – Plněná elektroda [70]



Obr. 4.12 – Řez plněnou elektrodou [67]

4.7 Svařované rotory

Parní turbíny čelí vzrůstající poptávce energetického trhu po zařízeních s vysokou efektivitou provozu, schopností pracovat za vysokých teplot, a to vše ve velmi krátkých dodacích lhůtách. Bylo tedy nezbytné zavést koncept svařovaných rotorů, které jsou schopné splnit všechny tyto náročné požadavky. Svařované rotory mohou efektivně pracovat za vysokých teplot díky použití materiálů, které nejlépe odpovídají pracovním podmínkám parní turbíny. To znamená využití vhodných materiálů pro vysoké, střední a nízké teploty páry (viz obr. 4.13) [71].

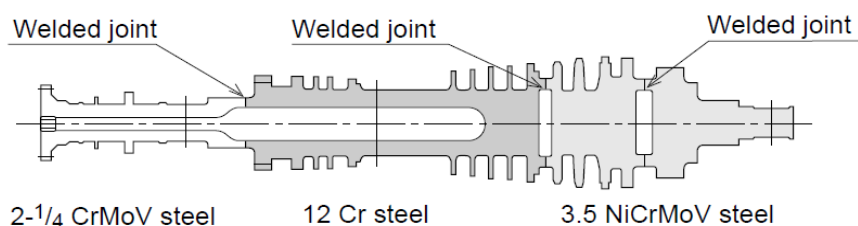
	Integral forged rotor	Welded rotor
High-, intermediate- to low-pressure rotor	 Material: 2-1/4 CrMoV steel	 Welded joint Materials High-temp. zone: 12 Cr steel Low-temp. zone: 3.5 NiCrMoV steel
High- to intermediate-pressure rotor	 Overlay welding Material: 12 Cr steel	 Materials High-temp. zone: 12 Cr steel Low-temp. zone: 2-1/4 CrMoV steel
Large-size, low-pressure rotor	 Material: 3.5 NiCrMoV steel	 Material: 3.5 NiCrMoV steel

Obr. 4.13 – Rozdílné materiály a konstrukce rotorů [71]

(*integral forged rotor* – celokovaný rotor, *welded rotor* – svařovaný rotor, *welded joint* – svarový spoj, *high-temperature zone* – vysokoteplotní zóna, *low-temperature zone* – nízkoteplotní zóna, *overlay welding* – navařování, *high-pressure rotor* – vysokotlaký rotor, *intermediate-pressure rotor* – střednětlaký rotor, *low-pressure rotor* – nízkotlaký rotor, *large-size* – velký rozměr)

Na výrobu svařovaných rotorů se obvykle používá 12% Cr ocel pro části, které pracují za vysoké teploty a je tedy zapotřebí, aby měl materiál dobré pevnostní vlastnosti i při takto vysokých teplotách. Naopak pro střední a nízké teploty se využívá nízkolegovaná ocel pro svoji vysokou houževnatost. Výroba svařovaných rotorů (obr. 4.14) umožňuje použít ty nejvhodnější materiály pro konkrétní pracovní podmínky a spolehlivost celého rotoru je tedy zlepšena selektivním použitím těchto materiálů.

Rotory velkých rozměrů z nízkolegované žárovevné oceli se běžně vyrábějí jako jediný veliký výkovek. Tato operace je však časově a technologicky velmi náročná. I když se tedy nejedná o rotor tvořený materiály různého chemického složení, dává se přednost výrobě dutých výkovek, které jsou následně svařeny. Takto vyrobené rotory mají nejen lepší užitné vlastnosti, ale jejich výroba je daleko rychlejší a tedy i ekonomičtější [71].

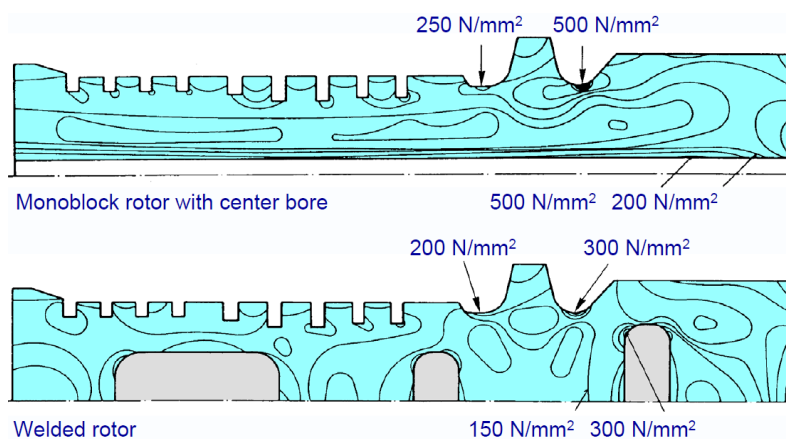


Obr. 4.14 – Řez svařovaným rotorem [71]
(*welded joint* – svarový spoj)

Klasické rotory parních turbín jsou buď celokované, nebo duté s relativně malou dutinou. Nové duté výkopy pro svařované rotory jsou navrženy a vyrobeny tak, aby dutina byla co největší s ohledem na tloušťku svařované stěny a aplikované zatížení. Takto vyrobený rotor má obrovskou výhodu při nutnosti rychlého startu turbíny. Celokovový rotor je při rychlém studeném startu vystaven nadměrnému teplotnímu namáhání díky jeho nelineárnímu teplotnímu gradientu. U svařovaných rotorů toto namáhání kompenzuje dutina, což bylo namodelováno a potvrzeno pomocí metody konečných prvků (viz obr. 4.15). Svarové spoje jsou navíc záměrně navrhovány v místech, kde je nižší teplota, a tak zde nedochází ke creepovému namáhání. Rotor je tak chráněn před teplotními deformacemi.

Tepelné zpracování rotoru svařeného z různých materiálů má své úskalí, protože by bylo velmi obtížné pomocí jednoho tepelného zpracování po svaření žíhat dvě odlišné tepelně ovlivněné oblasti na požadované vlastnosti. Jedním z možných řešení je vytvořit návar na jednom z materiálů a provést vhodné tepelné zpracování. Poté se svaří oba materiály k sobě a tepelně se zpracuje celý rotor, jako by byl jen z druhého materiálu. Tepelné zpracování svařovaného rotoru se z hlediska vyhnutí se deformacím provádí ve vertikální poloze, pokud je to tedy možné.

Ačkoliv rotor parní turbíny pracuje v prostředí s vysokou teplotou, je vyžadována jeho teplotní stabilita při přechodu z okolní pokojové teploty na vysokou pracovní teplotu. Svařované rotory splňují tuto podmínku stejně dobře jako rotory celokované [71, 72].



Obr. 4.15 – Porovnání zbytkových napětí v rotorech [73]
 (monoblock rotor with center bore – monoblok rotoru s centrální dutinou, welded rotor – svařovaný rotor)

4.7.1 Automatizované svařování rotorů

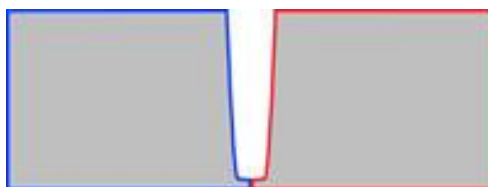
Efektivitu parních turbín lze zlepšit buď zvětšením jejich velikosti, nebo zvýšením pracovní teploty. Často jsou aplikovány obě dvě možnosti současně. Velké parní turbíny musejí mít odpovídající velikost rotorů, které ovšem není lehké z technologického hlediska vyrobit. Proto vznikl koncept svařovaných rotorů z důvodů, které jsou popsány v kapitole 4.7. Pro tento koncept je tedy zapotřebí i vhodná metoda svařování. Jako nejlépe odpovídající byla vybrána metoda TIG (modifikace TIG hot wire – TIG horký drát) pro svoji schopnost vytvořit svarový spoj vysoké kvality. Následně byla tato metoda zautomatizována, jak je vidět na obr. 4.16. Všechny svařovací parametry jsou dokonale řízené a kontrolovány pomocí mikroprocesorů. Svařovaný rotor je umístěn na otočném stole s kapacitou 150 t, který zajišťuje rotaci a posuv rotoru ve všech třech osách. Samotné svařování obstarávají dvě manipulační ramena, která jsou umístěna naproti sobě. Každé z ramen je navrženo jako nezávislá svařovací jednotka. Vnitřní dutiny rotoru jsou osazeny zařízením, které dodává pomocný plyn na ochranu kořene svaru a dále termočlánky pro kontrolu teploty předehřevu i

samotného svařování. Celý proces pak pomocí kamer na manipulačních ramenech sleduje a kontroluje kvalifikovaný operátor, který tak může v průběhu svařování sledovat tvar svařovacího oblouku a svarové lázně, rychlost podávání přídatného drátu a boční průvar. Tím je zaručena vysoká schopnost reprodukce výsledků stejně jako vysoká kvalita takto vzniklých svarových spojů [74].



Obr. 4.16 – Vertikální uložení hřídele pro automatické svařování [74]

Před vlastním svařením jsou svarové plochy upraveny pro svařování do úzkého úkosu (viz obr. 4.17), který zkracuje čas svařování, snižuje množství přídatného materiálu a šetří energii. Oproti klasickým V, Y nebo U úkosům, úzký úkos značně šetří množství odebíraného materiálu z vlastního rotoru [74].

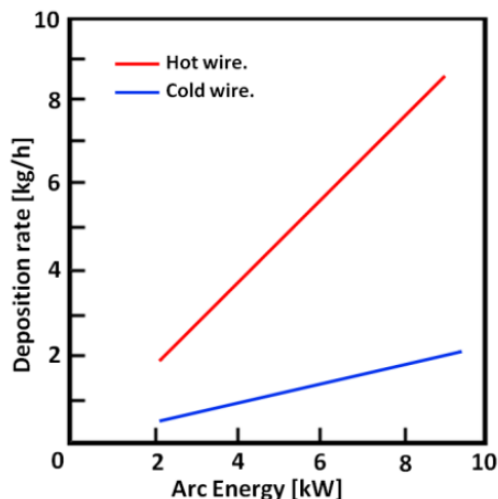


Obr. 4.17 – Svarové plochy připravené pro svaření metodou TIG hot wire do úzkého úkosu [74]

Metoda TIG hot wire

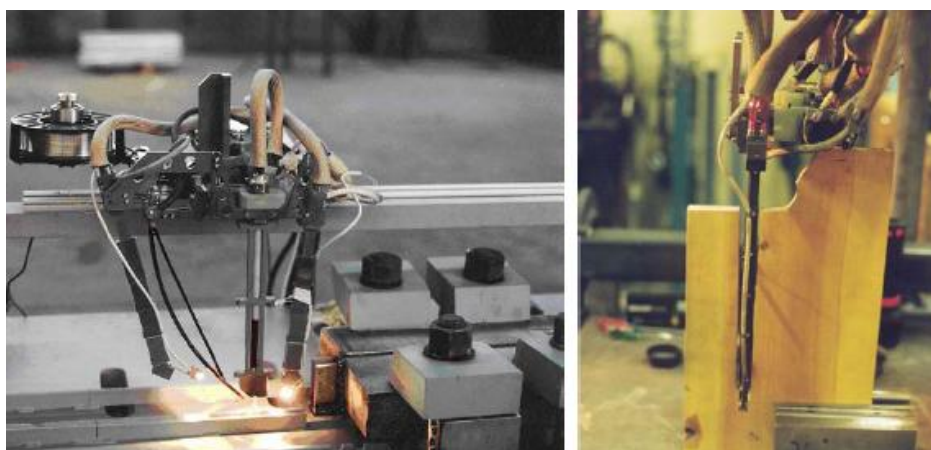
A. F. Manz vyvinul tuto metodu v roce 1964. Představena byla v roce 1966 jako metoda, která spojovala rychlost svařování pomocí metody MIG a kvalitu metody TIG. Dnes stále velmi málo využívaná, ale velice kvalitní metoda, která je schopná vytvořit svar vysoké kvality při velké rychlosti svařování. Své uplatnění našla hlavně v petrochemickém průmyslu a v jaderné energetice. Tato varianta metody TIG, která je popsána v kapitole 4.6, funguje na principu formování a nanášení kovu pomocí přídatného drátu, kterým prochází střídavý proud nízkého napětí. Vlastní elektrický odpor ohřeje drát na teplotu blízkou teplotě tavení a za těchto podmínek vstupuje drát do svarové lázně. Nedochozí tedy ke ztrátám energie, která byla zapotřebí pro natavení studeného přídatného materiálu. Svarová lázeň tak není ochlazována a všechna energie z elektrického oblouku je dostupná pro natavení materiálu a vznik vlastní svarové lázně. V porovnání s metodou TIG studený drát dochází k velkému nárůstu rychlosti depozice, jak je patrné z obr. 4.18. Další výhodou je možnost kontroly vstupujícího tepla do svaru a dobré boční natavení u hlubokých svarů.

Tato metoda vyniká svojí vysokou produktivitou, rychlostí a schopností vytvořit vysoce kvalitní a čistý svar s nízkou hodnotou porozity a s velmi malou tepelně ovlivněnou oblastí. Nevýhodou metody je její nevhodnost pro svařování malých částí a je též limitována polohou svařování. Jako nejlepší se jeví svařování v poloze svislé dolů, a to buď na rovinných segmentech, anebo na trubkách, které mohou rotovat kolem své osy [75, 76].



Obr. 4.18 – Rozdílná rychlost depozice pro TIG horký a studený drát [75]
 (deposition rate – rychlost depozice, arc energy – energie oblouku, hot wire – horký drát,
 cold wire – studený drát)

Specialitou této metody je svařování do úzkého úkosu, která je navržena pro svařování tlustostěnných trubek, velkých rotorů parních turbín a tlustostěnných tlakových nádob. Svařovat se dá v úkosu hlubokém od 12,8 mm do 304,8 mm, viz obr. 4.19. Tato metoda je využívána pro malé množství energie vnesené do svaru, vzniká malá tepelně ovlivněná oblast a snižuje svařovací čas. Její nevýhodou je malý boční průvar, který ovšem odstraňuje metoda s oscilující elektrodou a přídavným drátem [76].



Obr. 4.19 – Svařování do úzkého úkosu (hloubka úkosu: vlevo 12,8 mm, vpravo 304,8 mm) [76]

5. Experimentální metody a materiál

5.1 Použité materiály a příprava vzorků

Zkoumaný heterogenní svarový spoj, jehož umístění v praxi by mělo odpovídat umístění na obr 5.1, byl svařen z ocelí 16 236, 16 537 a návaru P24-IG ve ŠKODA POWER a.s., Plzeň. Základní materiál 16 236 (28CrMoNiV4-9) byl popuštěn na teplotu min. 670 °C. Druhý základní materiál 16 537 (27NiCrMoV15-6) byl popuštěn na teplotu min. 630 °C. Návar P24-IG byl žhán při teplotě 660°C/10h. Při svařování byl též použit přídavný materiál NiCrMo2,5-IG (SK). Celý heterogenní svarový spoj byl po svaření žhán při teplotě 620 °C po dobu 15 hodin. Chemické složení uvedených materiálů je v tab. 5.1 a jeho hodnoty byly zjištěny pomocí spektrometru od firmy LECO – Spectrumat GDS 750 (viz příloha P1). Rotor parní turbíny, stejně jako návar, byl svařen pomocí metody TIG hot wire do úzkého úkosu v ochranné atmosféře argonu.

Tab. 5.1 – Chemické složení použitých materiálů

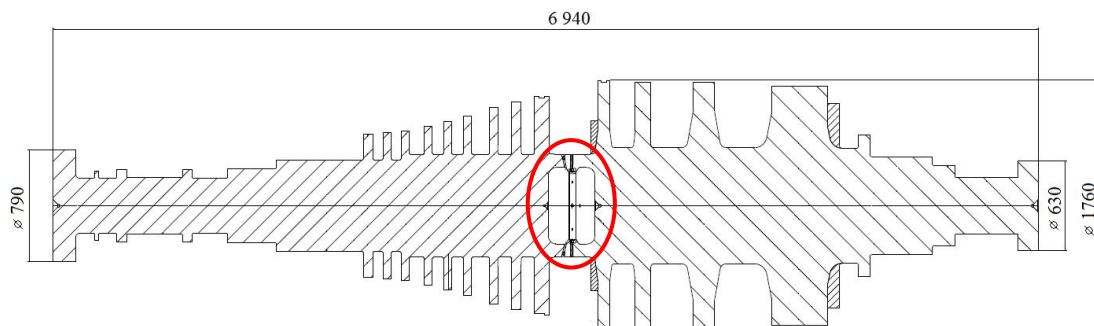
	Chemické složení hm. %								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V
16 537 (ZM1)	0,23	0,11	0,34	0,0006	0,001	1,64	0,38	3,4	0,07
16 236 (ZM2)	0,28	0,07	0,69	0,005	0,001	1,19	0,88	0,63	0,29
SK	0,09	0,59	1,41	-	-	0,26	0,41	2,5	-
P24-IG	0,11	0,21	0,57	-	-	2,53	0,95	-	0,234

Parametry svařování metodou 141 (TIG – hot wire):

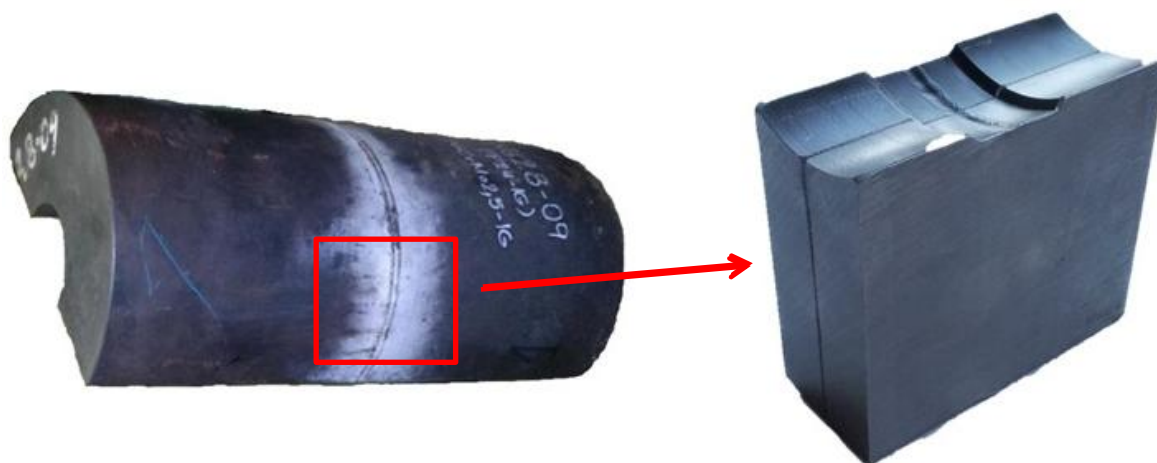
- Přídavný drát: PSM NiCrMo2,5-IG (SK)
- Teplota předehřevu: 200 – 300 °C
- Teplota interpass: max. 320 °C
- Teplota dohřevu: 200 – 300 °C, minimálně 2 hodiny
- Poloha svařování: PC (vodorovná poloha)

Parametry pro navaření mezivrstvy metodou 141 (TIG – hot wire):

- Přídavný drát: P24-IG
- Teplota předehřev: 250 ± 20 °C
- Teplota interpass: max. 300 °C
- Poloha svařování: PA (poloha vodorovná shora)



Obr. 5.1 – Schéma rotoru parní turbíny – umístění heterogenního svarového spoje [77]

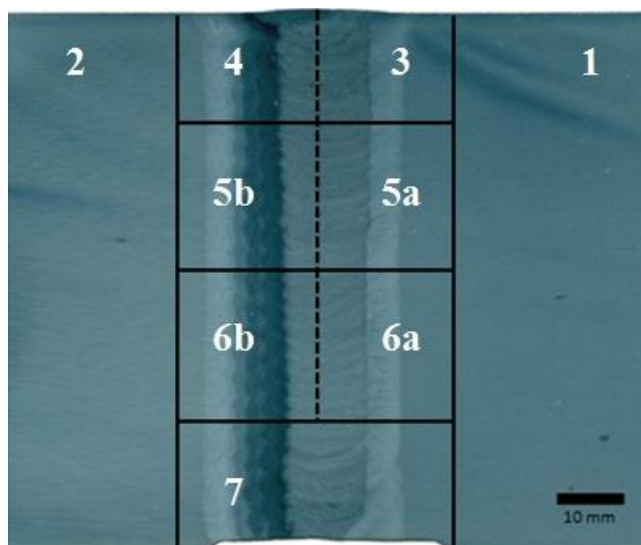


Obr. 5.2 – Místo odběru segmentu z rotoru parní turbíny

Dodaný segment rotoru parní turbíny (viz obr. 5.2) byl rozříznut na dvě poloviny. Z toho jedna posloužila pro zhotovení makroskopického výbrusu. Ten byl následně rozřezán na sedm menších vzorků. Vzorky 3, 4, 5a, 5b a 6a a 6b byly vybrány pro detailnější analýzy. Jejich podrobný popis je v tab. 5.2 a místa odběru jsou znázorněná na obr. 5.3.

Tab. 5.2 – Označení a popis vzorků

Označení vzorku	Popis vzorku
1	ZM1 (16 537)
2	ZM2 (16 236)
3	ZM1 – TOO – SK (dodaný stav)
4	ZM2 – TOO – NÁVAR – SK (dodaný stav)
5a	ZM1 – TOO – SK (žiháno 400°C/500h)
5b	ZM2 – TOO – NÁVAR – SK (žiháno 400°C/500h)
6a	ZM1 – TOO – SK (žiháno 300°C/500h)
6b	ZM2 – TOO – NÁVAR – SK (žiháno 300°C/500h)
7	Jako vzorek 3 a 4



Obr. 5.3 – Makroskopický výbrus – místa odběru vzorků

Pro snadnější manipulaci, určení chemického složení a z důvodu přípravy standardních metalografických vzorků byly odříznuty základní materiály 1 a 2. Vzorky 3, 4 a 5a, 5b, 6a a 6b byly zhotoveny rozříznutím dodaného vzorku v ose svaru dle obr. 5.3.

Všechny metalografické výbrusy byly zhotoveny standardními technikami (broušení, leštění) za použití poloautomatických přístrojů (pila Struers Discotom-2, lis Leco PR-4X, poloautomatická leštička Struers Abramin). Pro zviditelnění mikrostruktury byly vzorky chemicky leptány 5 % Nitalem (roztok kyseliny dusičné v etylalkoholu).

5.2 Měření tvrdosti

Tvrdomost byla měřena na připraveném makroskopickém výbrusu v naleptaném stavu, viz obr. 6.1, kdy zviditelněná mikrostruktura posloužila pro přesnější orientaci vtisků tvrdoměru vzhledem k rozhraní základní materiál – tepelně ovlivněná oblast a návar – svarový kov. Tvrdomost svarového spoje byla měřena Vickersovou metodou HV 5 v souladu s ČSN EN ISO 6507 – 1 [78] v přímkách kolmých na osu svaru, a to v lící, střední a kořenové části svaru. Poloha řad vtisků a vzdálenost mezi jednotlivými měřeními byla provedena v souladu s normou ČSN EN ISO 1043 – 1 [79]. K měření tvrdosti byl použit tvrdoměr LECO LV 700.

Mikrotvrdomost byla měřena též Vickersovou metodou, a to při zatížení HV 0,05, pomocí automatického mikrotvrdoměru LECO LM 247AT.

5.3 Hodnocení struktury

Struktura a mikrostruktura byla hodnocena pomocí světelného mikroskopu Olympus GX51 s digitální kamerou Nikon DS-Fi 1 při použitím zvětšení 50x, 200x a 500x a dále pomocí obrazu sekundárních elektronů v rastrovacím elektronovém mikroskopu (REM) Philips XL 30 při zvětšení 1000x a 5000x.

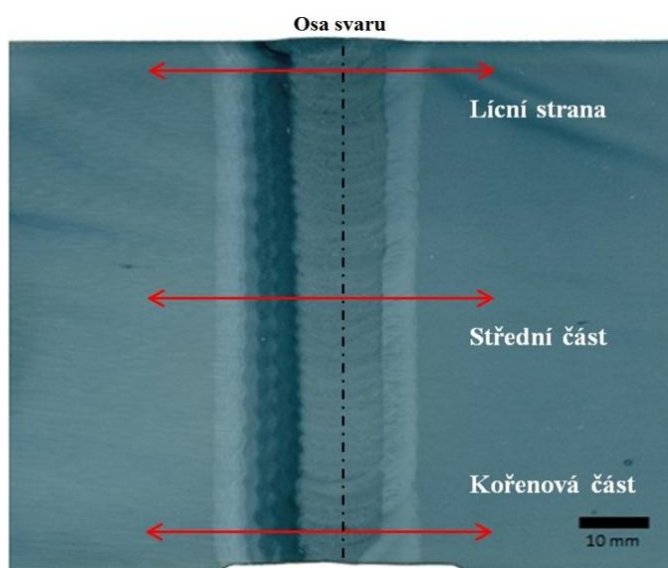
5.4 Použitý software

Pro modelování fázových rovnováh byl využit software ThermoCalc verze M s termodynamickou databází STEEL 16. Jako vstupní data byla využita chemická složení uvedená v tab. 5.1. Doprovodné prvky S a P nebyly ve výpočtech zahrnuty (z důvodu jejich absence v termodynamické databázi a částečně pro zjednodušení výpočtů). Cílem modelování bylo určit fázové složení materiálů uvedených v tab. 5.2 v intervalu teplot 300 °C – 900 °C a určit teplotní závislost aktivity C v uvedeném intervalu teplot. Tato data poslouží pro predikci strukturních změn v oblasti svarové spoje v průběhu teplotní expozice, a to hlavně na rozhraní návar – svarový kov.

6. Popis dosažených výsledků

6.1 Vyhodnocení tvrdosti svarového spoje

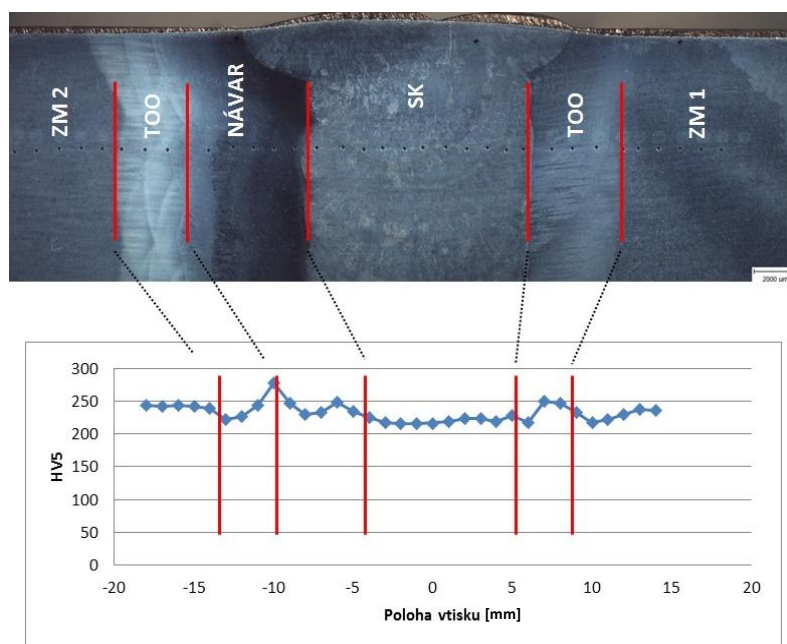
Tvrdot svarového spoje byla měřena na makroskopickém výbrusu v lící, střední a kořenové části svarového spoje, a to tak, aby zahrnula všechna vyskytující se rozhraní. Tedy: ZM1 – TOO – SK – návar – TOO – ZM2. V každém úseku bylo provedeno 33 měření, vzdálenost vtisků je 1 mm. Osa svarového kovu je ve všech grafech označena jako nulová vzdálenost a měření zasahovalo přes zmíněná rozhraní do vzdálenosti 5 mm do obou základních materiálů. Osa svaru a místa, v kterých byla tvrdost měřena, jsou znázorněna na obr. 6.1.



Obr. 6.1 – Místa měření tvrdosti a osa svaru

Lící strana heterogenního svarového spoje

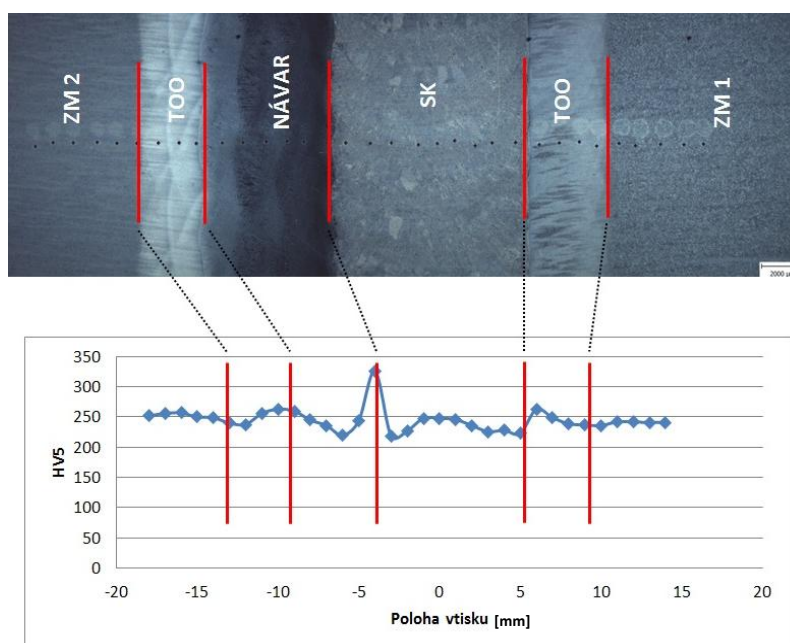
Naměřené hodnoty tvrdosti v lící straně svarového spoje jsou uvedené na obr. 6.2. Červené úsečky přehledně znázorňují všechna rozhraní, přes která byla tvrdost měřena. Nejvyšší naměřená hodnota tvrdosti 279 HV v lící straně svarového spoje se nachází na rozhraní tepelně ovlivněná oblast – návar. Oba dva základní materiály vykazují přibližně stejné hodnoty tvrdosti. V tepelně ovlivněné oblasti můžeme pozorovat její mírný nárůst. Z lící strany svarového spoje byly odebrány vzorky 3 a 4 (vzorky ve stavu dodaném).



Obr. 6.2 – Nahoře: Orientace vtisků přes vyznačená rozhraní, Dole: Grafické znázornění průběhu tvrdosti v lící straně svaru

Střední část heterogenního svarového spoje

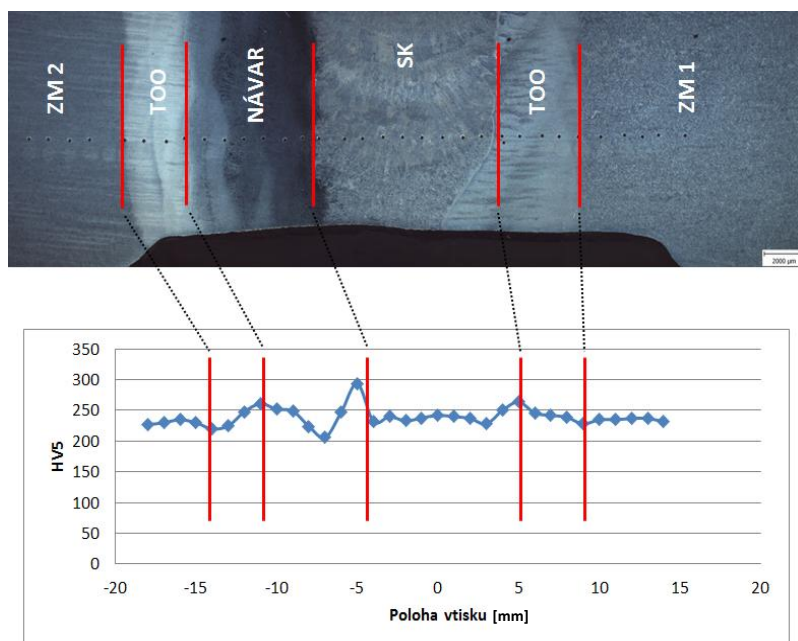
Výsledky měření tvrdosti ve střední části svarového spoje jsou uvedené na obr. 6.3. Oba základní materiály a svarový kov vykazují přibližně stejné hodnoty tvrdosti. Nejvyšší naměřená hodnota tvrdosti 326 HV (a celkově nejvyšší naměřená hodnota tvrdosti ze všech oblastí svarového spoje) ve střední části svarového spoje se nachází na rozhraní návar – svarový kov. Na rozhraní návar – svarový kov je velmi zřetelný pokles a prudký nárůst tvrdosti (220 HV → 326 HV), který jasně poukazuje na změny ve struktuře (přerozdělování uhlíku). Toto rozhraní tedy můžeme označit za kritické místo svarového spoje. Z této oblasti byly zhotoveny vzorky 5a a 5b pro detailnější analýzu.



Obr. 6.3 – Nahoře: Orientace vtisků přes vyznačená rozhraní, Dole: Grafické znázornění průběhu tvrdosti ve střední části svaru

Kořenová část heterogenního svarového spoje

Tvrlosti naměřené v kořenové části svarového spoje jsou uvedené na obr. 6.4, kde červené úsečky přehledně znázorňují všechna rozhraní, přes která byla tvrdost měřena. Nejvyšší naměřená hodnota tvrdosti 294 HV v kořenové části svaru se nachází na rozhraní návar – svarový kov. Stejně jako v případě střední části svaru, i zde došlo na rozhraní návar – svarový kov k poklesu a značnému nárůstu tvrdosti. Hodnoty tvrdostí základních materiálů a svarového kovu jsou přibližně stejné, v tepelně ovlivněné oblasti je patrný mírný nárůst tvrdosti.



Obr. 6.4 – Nahoře: Orientace vtisků přes vyznačená rozhraní, Dole: Grafické znázornění průběhu tvrdosti v kořenové části svaru

6.2 Vzorek 3 – dodaný stav

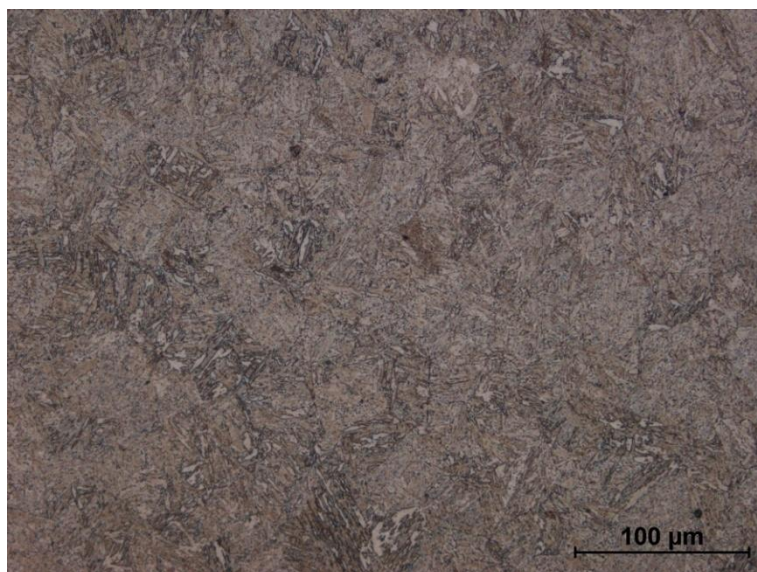
Z obr. 6.5 je viditelné, že vzorek 3 se skládá ze základního materiálu 1 (16 537), který byl popuštěn na teplotu min. 630 °C, tepelně ovlivněné oblasti a svarového kovu. Místo jeho původu odpovídá lící straně svaru makroskopického vzorku a průběh tvrdosti je zde tedy totožný (viz obr. 6.2). Tento vzorek je ve stavu dodaném, je tedy žhán po svařování při teplotě 620 °C po dobu 15 hodin.



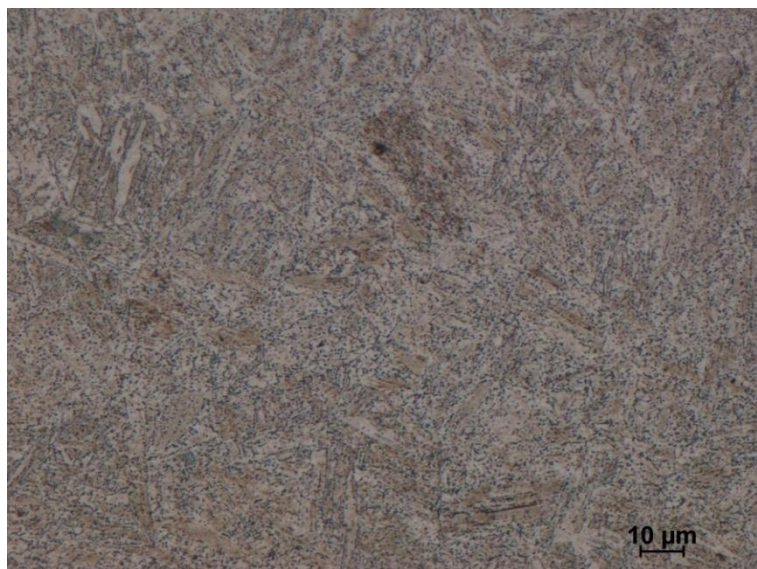
Obr. 6.5 – Makrostruktura vzorku 3

Základní materiál 16 537 (27NiCrMoV15-6)

Tato ocel patří do skupiny nízkolegovaných žárovevých ocelí, které se využívají pro výrobu nízkotlakých částí rotorů parních turbín. Mez kluzu této oceli by měla být vyšší než 700 MPa a mez pevnosti se pohybuje v rozmezí od 850 MPa do 1000 MPa. Mikrostruktura základního materiálu 16 537, který nebyl ovlivněn vneseným teplem v průběhu svařování, odpovídá směsi popuštěného horního a dolního bainitu (obr. 6.6) s jemně a pravidelně vyloučenými karbidickými částicemi, které jsou dobře patrné na obr. 6.7. V programu ThermoCalc byla tato ocel simulována soustavou Fe-C-Cr-Mo-Ni-V-Mn o chemickém složení, které je uvedené v tab. 5.1. Na základě těchto dat byla vypočítána závislost hmotnostního podílu fází na teplotě (obr. 6.8).



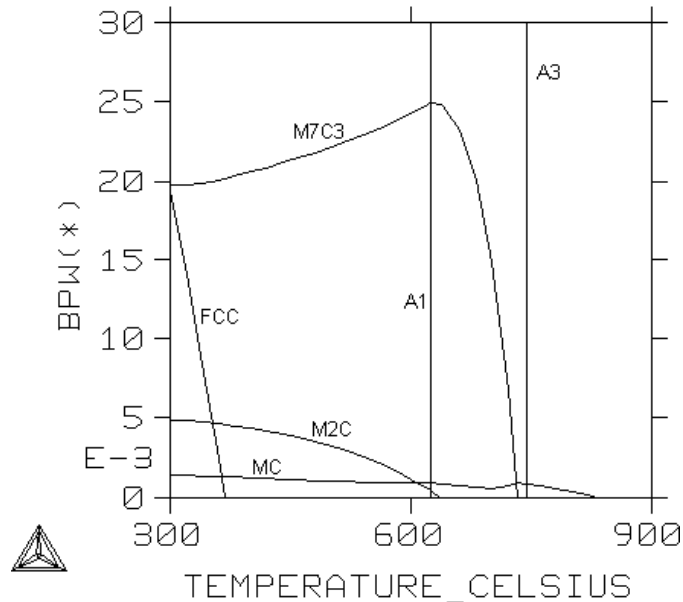
Obr. 6.6 – Mikrostruktura základního materiálu 16 537



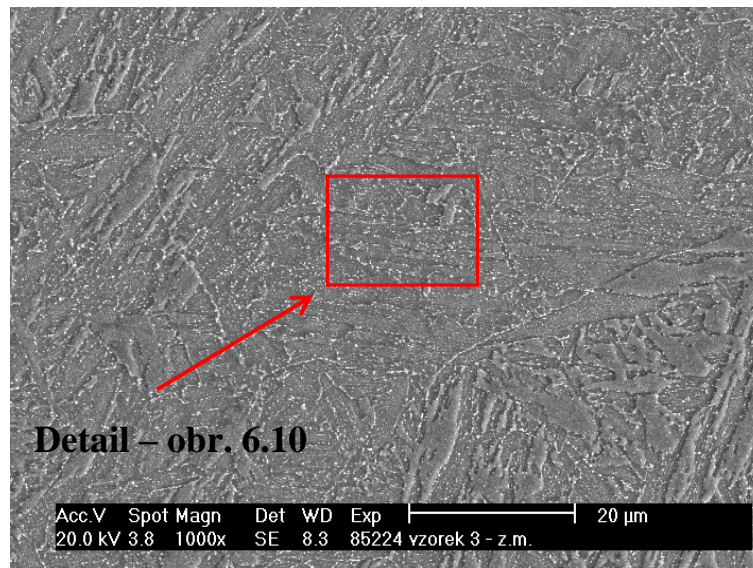
Obr. 6.7 – Mikrostruktura základního materiálu 16 537, detail

Matrice oceli 16 537 v popuštěném stavu je tvořena bainitickým feritem. Z minoritních fází by se ve struktuře mělo vyskytovat nejvíce karbidů M_7C_3 , malé množství karbidů MC a téměř zanedbatelné množství M_2C . Z obr. 6.8 je zřejmé, že při provozních teplotách okolo $400\text{ }^\circ\text{C}$ až $450\text{ }^\circ\text{C}$ je ve struktuře vysoký obsah karbidů typu M_7C_3 , dále pak menší obsah karbidů M_2C a nejmenší obsah karbidů MC . Teplota A_{c1} je $620\text{ }^\circ\text{C}$, A_{c3} pak $744\text{ }^\circ\text{C}$. Karbid M_7C_3 je stabilní do teploty těsně pod teplotou A_{c3} (asi $730\text{ }^\circ\text{C}$), do teploty $600\text{ }^\circ\text{C}$ jeho obsah ve struktuře lineárně vzrůstá a při teplotě $630\text{ }^\circ\text{C}$ je jeho obsah nejvyšší. Mezi teplotami A_{c1} a A_{c3} jeho obsah ale prudce klesá až na nulovou hodnotu. Karbid M_2C je nejméně stabilní, a to do teploty přibližně $640\text{ }^\circ\text{C}$. S rostoucí teplotou jeho obsah pozvolna klesá, nicméně v rozmezí teplot $400\text{ }^\circ\text{C}$ – $450\text{ }^\circ\text{C}$ je jeho podíl ve struktuře relativně veliký. Karbid MC je ve struktuře zastoupen velmi malým obsahem, ale jeho množství se výrazně nemění ani v širokém intervalu teplot, ve kterém je stabilní. Jeho množství je stále stejné i nad teplotou A_{c3} , čímž výrazně brání hrubnutí austenitického zrna a až při teplotě téměř $830\text{ }^\circ\text{C}$ dochází k jeho úplnému rozpuštění. Ve struktuře se též vyskytuje fáze FCC, která byla identifikována jako „niklový austenit“ s obsahem 55 hm. % Ni a 45 hm. % Fe. ZM 16 537 obsahuje 3,4 hm. % Ni, který výrazně snižuje transformační teploty A_{c1} a A_{c3} (viz obr. 6.8), a snižuje stabilitu precipitátů.

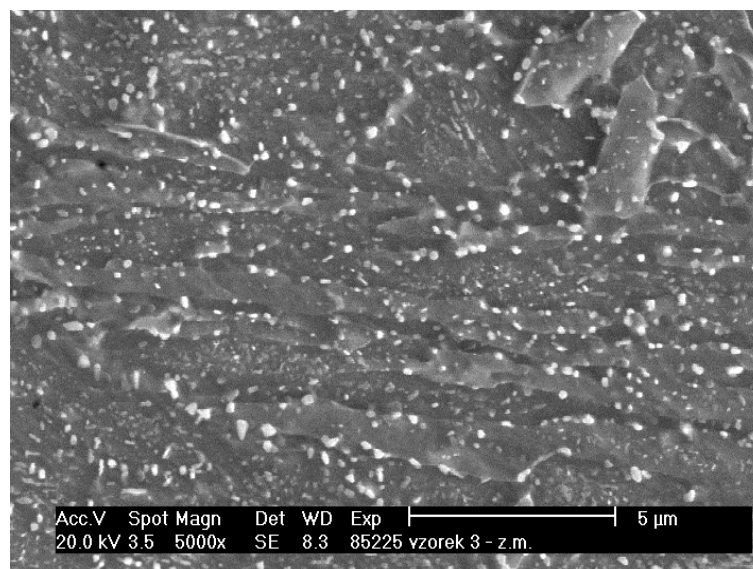
Na obr. 6.9 z rastrovacího elektronového mikroskopu je viditelná struktura horního bainitu a hranice původních austenitických zrn. Dobře viditelné jsou i jednotlivé karbidické částice různých velikostí, které jsou rovnoměrně rozmístěné v celé struktuře základního materiálu, viz obr. 6.10. Ve struktuře se tedy nachází velké množství karbidů M_7C_3 , které by měly ve shodě s [31] přednostně nukleovat na bainitických laťkách. Dále velmi malé množství karbidů M_2C , které nukleují na částicích karbidů MC a malé množství karbidů MC , které nukleují na dislokacích bainitických laťek [31].



Obr. 6.8 – Hmotnostní podíl fází v oceli 27NiCrMoV15-6 (ZM1) v závislosti na teplotě



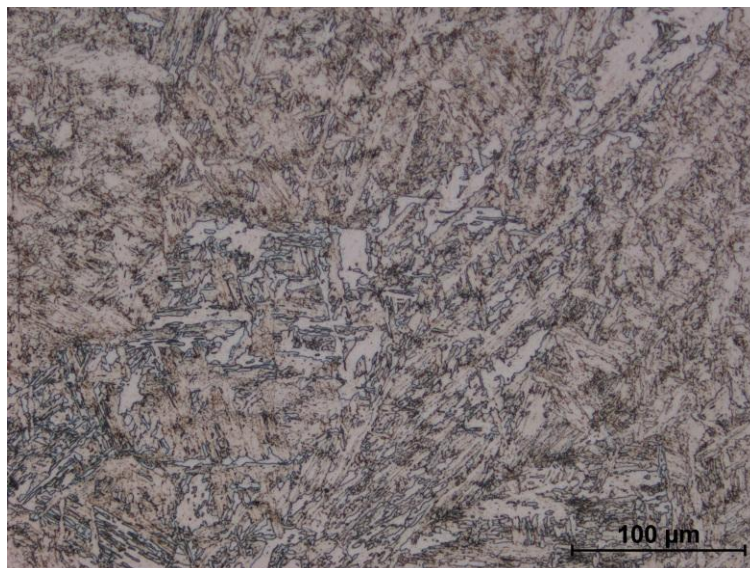
Obr. 6.9 – Základní materiál 16 537, REM



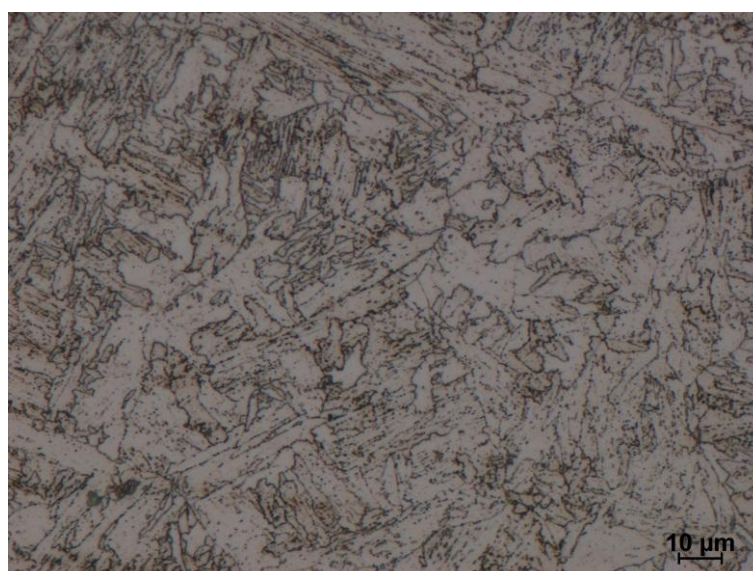
Obr. 6.10 – Základní materiál 16 537, REM, detail

Svarový kov – NiCrMo2,5-IG

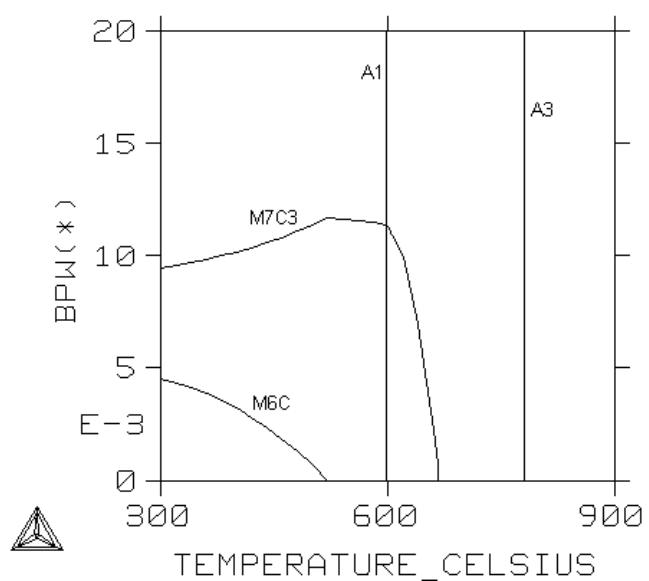
Mikrostruktura svarového kovu (obr. 6.11) je tvořena popuštěným bainitem s malým množstvím vyloučených jemných karbidů, viz obr. 6.12. V rozmezí teplot 300 °C až 450 °C se z důvodu nízkého obsahu uhlíku a nepřítomnosti vanadu vyskytují pouze karbidy M_7C_3 a M_6C , což je patrné z obr. 6.13. Obsah niklu (2,5 hm. %) snižuje teplotu A_{c1} , která je přibližně 600 °C. Teplota A_{c3} je 780 °C. Obsah karbidu M_7C_3 ve struktuře je z důvodu nízkého obsahu Cr a C nižší než v ZM1. Do teploty A_{c1} je tento karbid velmi stabilní, ale v rozmezí teplot 600 °C – 665 °C dochází k jeho úplnému rozpuštění. Karbid M_6C se ve struktuře vyskytuje v malém množství, které rovnoměrně klesá a při teplotě 530 °C je již úplně rozpuštěný. Svarový kov byl žhán při teplotě 620 °C a vzhledem k tomu, že tato teplota leží nad teplotou A_{c1} , předpokládá se, že svarový kov bude náchylný na hrubnutí zrna. Na obr. 6.14 a obr. 6.15 z rastrovacího elektronového mikroskopu je dobře patrný nízký podíl vyloučené karbidické fáze ve struktuře svarového kovu, protože při teplotě 620 °C se ve struktuře vyskytuje pouze karbid M_7C_3 .



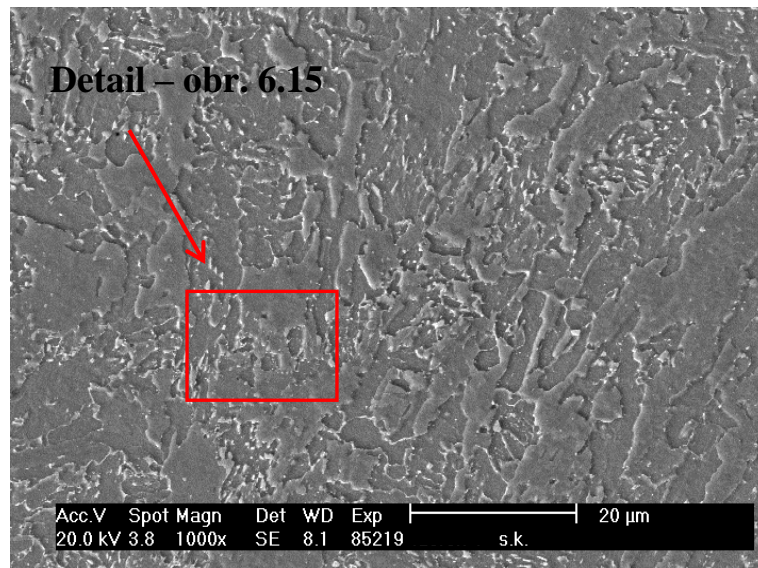
Obr. 6.11 – Mikrostruktura svarového kovu



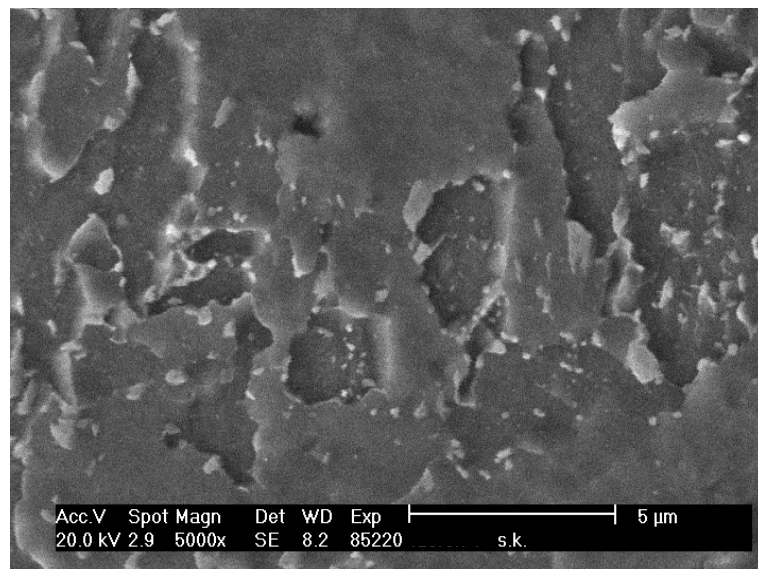
Obr. 6.12 – Mikrostruktura svarového kovu, detail



Obr. 6.13 – Hmotnostní podíl fází ve svarovém kovu (NiCrMo2,5-IG) v závislosti na teplotě



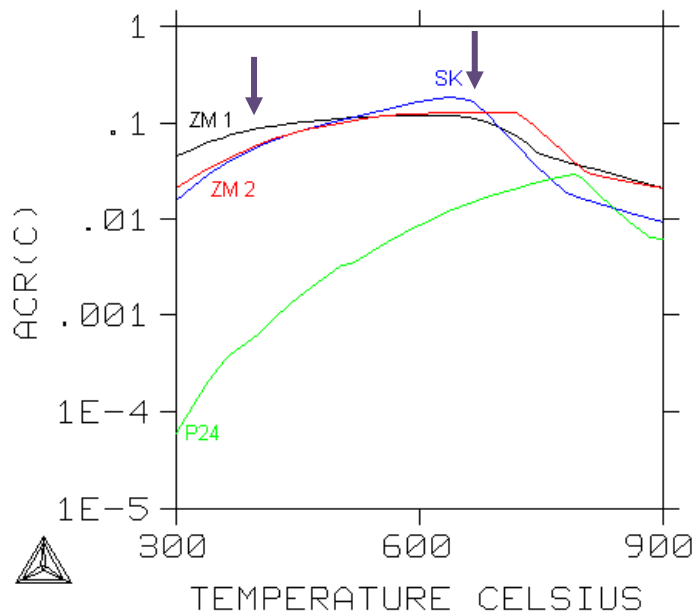
Obr. 6.14 – Svarový kov, REM



Obr. 6.15 – Svarový kov, REM, detail

Rozhraní svarový kov – základní materiál 1

Svarový spoj je obecně považován za kritické místo jakékoli součásti. Dvojnásobně to potom platí v případě teplotního a dynamického namáhání tohoto místa. Z hlediska strukturních změn je třeba věnovat velkou pozornost hlavně rozhráním, která se ve svarovém spoji nachází. Pomocí software ThermoCalc byla vypočtena aktivita uhlíku v základním materiálu 1 (ZM1) a ve svarovém kovu (SK) viz obr. 6.16. Aktivita uhlíku v ZM1 je na obrázku znázorněna černou křivkou, ve SK křivkou modrou. Při teplotě okolo 600 °C (teplota žhání po svaření) je aktivita uhlíku ve SK vyšší než aktivita uhlíku v ZM1, ale jejich rozdíl je velmi malý. Předpokládaná redistribuce uhlíku bude tedy v malé míře probíhat ve směru gradientu aktivity uhlíku a tedy ze svarového kovu do základního materiálu.

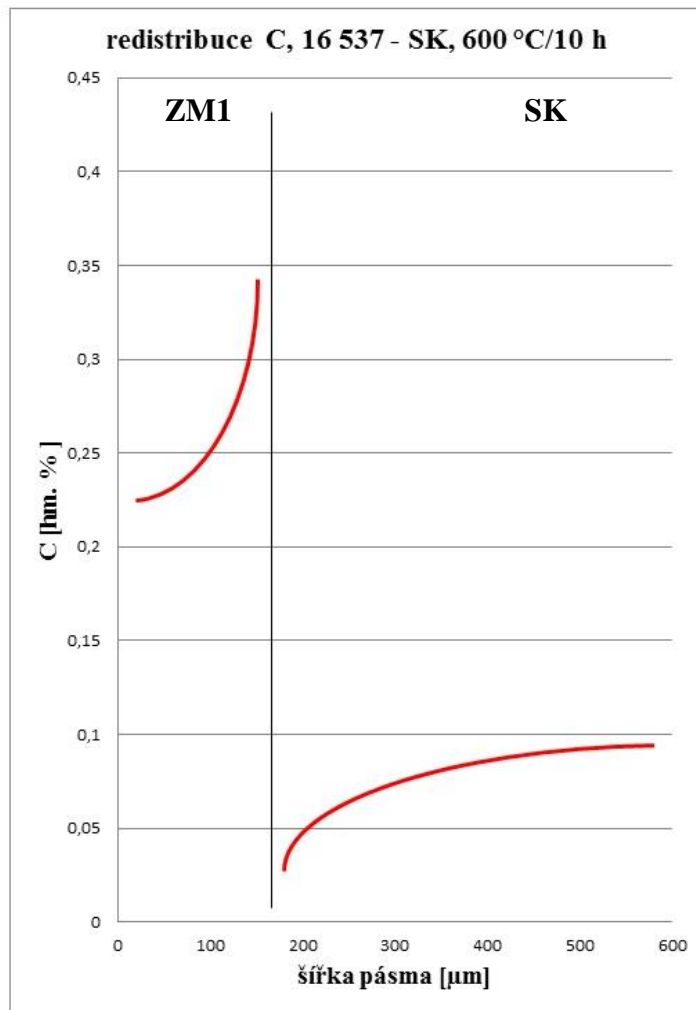


Obr. 6.16 – Vypočtená závislost aktivity uhlíku na teplotě

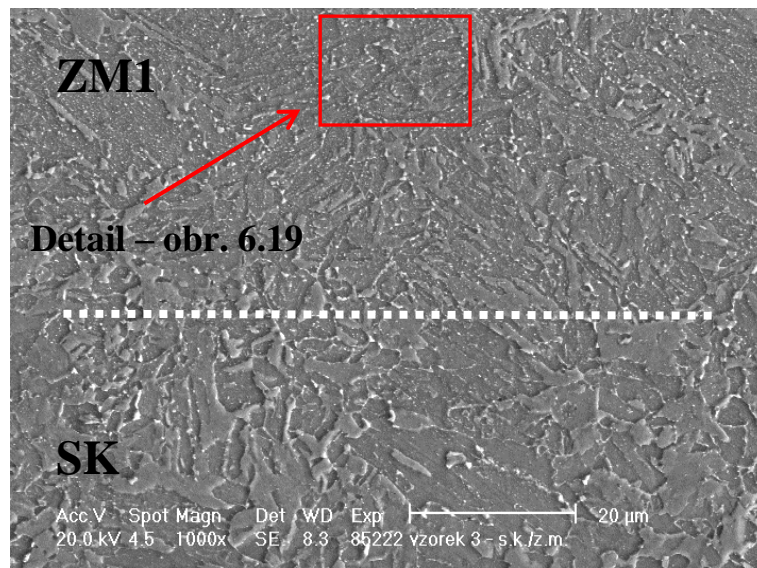
I přes nízký rozdíl aktivit při teplotě žhání (620 °C) a krátké výdrži na této teplotě (15 hodin), došlo na tomto rozhraní k mírnému přerozdělení uhlíku, které by ovšem z hlediska dlouhodobého provozu při daleko nižších teplotách nemělo být kritické.

Tento výpočet byl dále ověřen pomocí software SVARY (autor Ing. Pavel Drybčák, CSc), viz příloha P2, a přerozdělení uhlíku je graficky znázorněno na obr. 6.17. Při výdrži na teplotě 600 °C po dobu 10 hodin dochází k nauhličení ZM1. Obsah uhlíku se zvedá z hodnoty 0,23 hm. % na 0,34 hm. %, přičemž šířka nauhličeného pásma je 163 μm. V případě svarového kovu dochází k poklesu obsahu uhlíku z hodnoty 0,09 hm. % na 0,02 hm. % a šířka oduhličeného pásma je 340 μm.

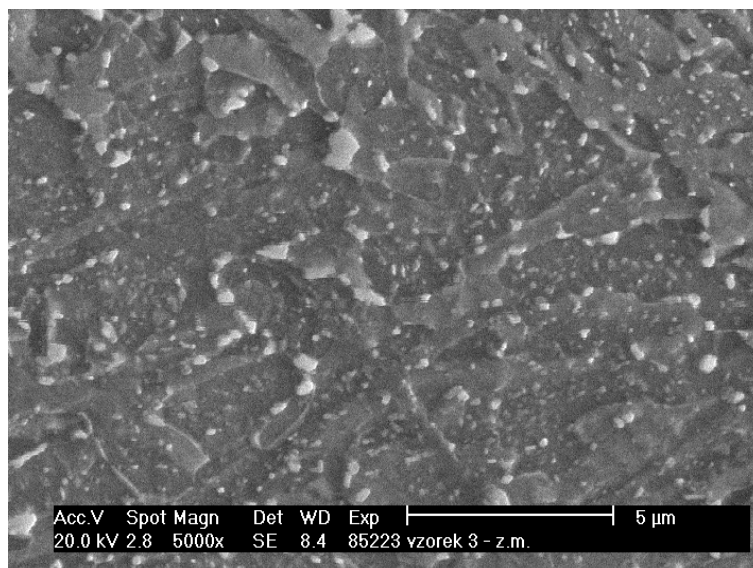
Na obr. 6.18 je bílou přerušovanou čarou znázorněno rozhraní ZM1 a SK. V souladu s obr. 6.16 a obr. 6.17 je patrný pokles obsahu karbidů ve svarovém kovu a naopak jejich zvýšené množství v základním materiálu. Toto přerozdělení uhlíku pak dobře odpovídá nárůstu tvrdosti na tomto rozhraní viz. obr. 6.2. (kap. 6.1) V detailu na obr. 6.19 pak můžeme pozorovat malé množství jemných (pravděpodobně karbidy MC a M₂C), rovnoměrně rozložených karbidů, ale také vyšší množství hrubých karbidů (pravděpodobně Cr₇C₃). Mikrostruktura tohoto rozhraní tedy koresponduje s provedenými výpočty.



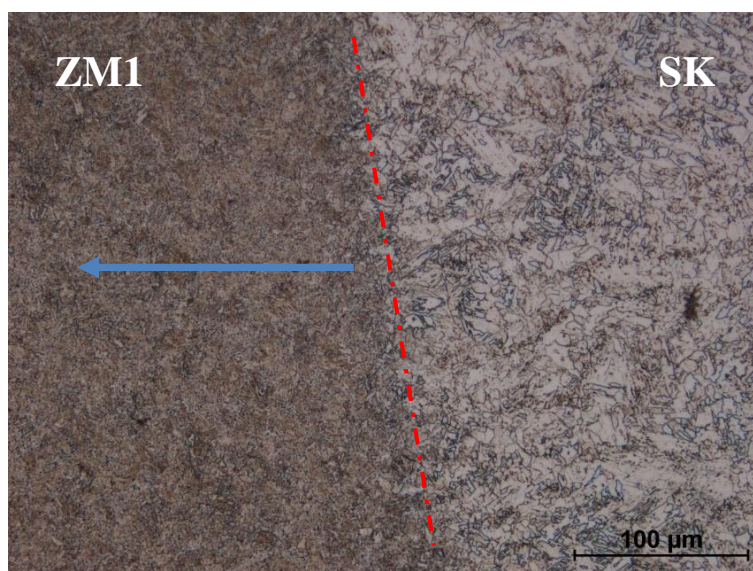
Obr. 6.17 – Grafické znázornění redistribuce uhlíku ze SK do ZM1



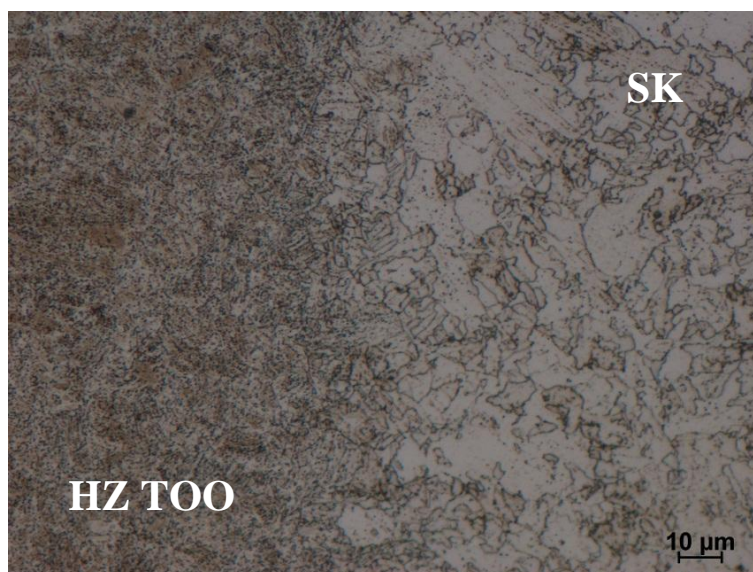
Obr. 6.18 – Mikrostruktura rozhraní základní materiál 1 – svarový kov, REM



Obr. 6.19 – Mikrostruktura základního materiálu 1, REM, detail



Obr. 6.20 – Mikrostruktura rozhraní tepelně ovlivněná oblast ZM 1 – SK

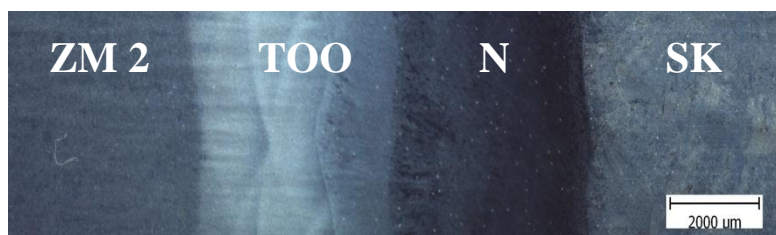


Obr. 6.21 – Mikrostruktura rozhraní tepelně ovlivněná oblast ZM 1 – SK, detail

Tepelně ovlivněná oblast základního materiálu 16 537 má tři základní pásma. Ve směru modré šipky od čerchované čáry (linie ztavení) na obr. 6.20 následuje: HZ TOO – hrubozrná vysoce přehřátá struktura ovlivněná teplotami vysoko nad A_{c3} (detail na obr. 6.21) přiléhající k linii ztavení, na ní poté navazuje JZ TOO – jemnozrná plně překryštalizovaná struktura (ovlivněná teplotami mírně nad A_{c3}) a dále pak částečně rekrystalizovaná struktura ovlivněná interkritickým ohřevem (teploty mezi A_{c1} a A_{c3}) – IZ TOO. Tato pásma jsou od sebe jen těžko rozlišitelná, a to jednak z důvodu ovlivňování mikrostruktury HZ TOO následným kladením svarových housenek, které žihají tuto oblast, ale také následným tepelným zpracováním po svaření. To ovlivňuje mikrostrukturu tepelně ovlivněné oblasti v důsledku difúze a zotavení struktury při vysoké teplotě a jednotlivé zóny TOO jsou poté jen velmi špatně rozlišitelné.

6.3 Vzorek 4 – dodaný stav

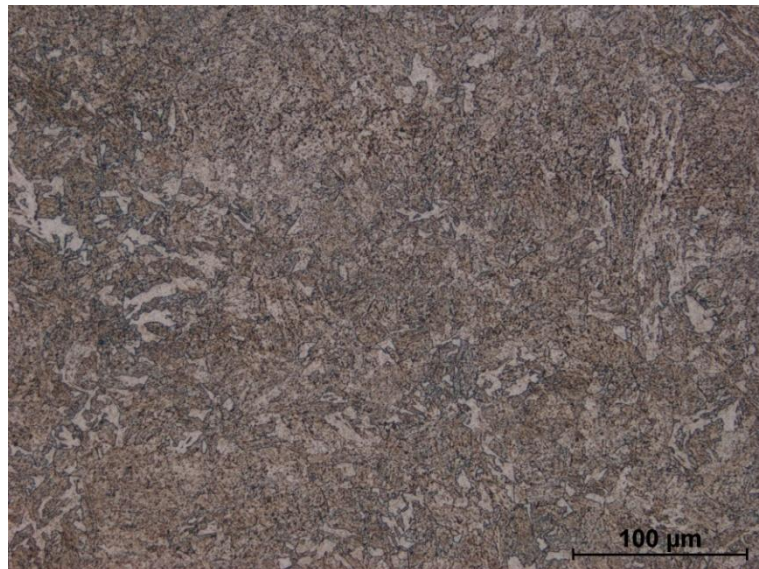
Vzorek 4 se skládá ze základního materiálu 2 (16 236), který byl popuštěný na teplotu min. 670 °C, tepelně ovlivněné oblasti, návaru P24-IG (N) a svarového kovu NiCrMo2,5-IG, viz obr. 6.22. Vzorek 4 pochází z lící strany makroskopického vzorku. Naměřené hodnoty tvrdostí jsou tedy totožné s hodnotami uvedenými v kap. 6.1. Tento vzorek je ve stavu dodaném, tudíž byl žihán po svařování při teplotě 620 °C po dobu 15 hodin.



Obr. 6.22 – Makrostruktura vzorku 4

Základní materiál 16 236 (28CrMoNiV4-9)

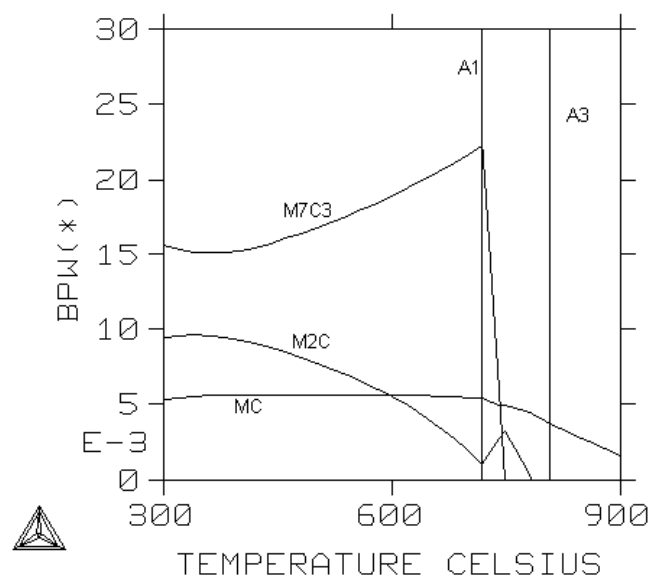
Patří do skupiny nízkolegovaných žárovečných ocelí pro výrobu nízkotlakých a střednětlakých rotorů parních turbín. Chemické složení základního materiálu oceli 16 236 je podobné jako u oceli 16 537 s výjimkou nižšího obsahu niklu. Mikrostruktura základního materiálu, který nebyl ovlivněn vneseným teplem v průběhu svařování, tedy odpovídá popuštěnému bainitu (obr. 6.23). Ve struktuře jsou rovnoměrně vyloučené jemné karbidy, viz obr. 6.24. V programu ThermoCalc byla tato ocel simulována soustavou Fe-C-Cr-Mo-Ni-V-Mn o chemickém složení, které je uvedené v tab. 5.1. Na základě těchto dat byla vypočítána závislost hmotnostního podílu fází na teplotě (obr. 6.25). Matrice oceli 16 236 je v popuštěném stavu tvořena bainitickým feritem. Z minoritních fází se ve struktuře vyskytuje fáze M_7C_3 , fáze M_2C a také fáze MC. V rozmezí teplot 300 °C až 450 °C (předpokládané pracovní teploty) jsou všechny tři fáze stabilní. Teplota A_{c1} je přibližně 715 °C, což je v porovnání se ZM1 o 100 °C více. Tento rozdíl je zapříčiněn nízkým obsahem niklu v oceli 16 236. Teplota A_{c3} je pak asi 810 °C. Karbid MC se ve struktuře vyskytuje v nejmenším množství, ale proti ZM1 je jeho obsah ve struktuře přibližně 4x vyšší (ocel 16 236 má přibližně 4x více vanadu). Tento karbid je velmi stabilní v rozmezí teplot 300 °C až 720 °C. Nad teplotou A_{c1} pak dochází k postupnému snižování jeho obsahu ve struktuře. Obsah karbidu M_2C s rostoucí teplotou pozvolna klesá až do teploty A_{c1} . V porovnání se ZM1 je jeho množství ve struktuře přibližně 2x vyšší (ZM2 je více legován molybdenem). Karbid M_7C_3 má z minoritních fází ve struktuře základního materiálu 16 236 nejvyšší procentuální zastoupení. Do teploty A_{c1} jeho obsah pozvolna narůstá, nad touto teplotou ovšem strmě klesá a při teplotě okolo 750 °C je již úplně rozpuštěný.



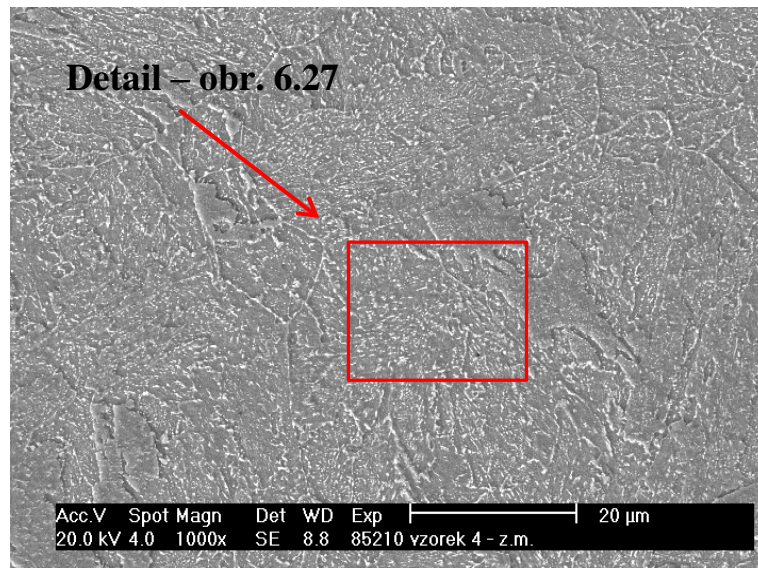
Obr. 6.23 – Mikrostruktura základního materiálu 16 236



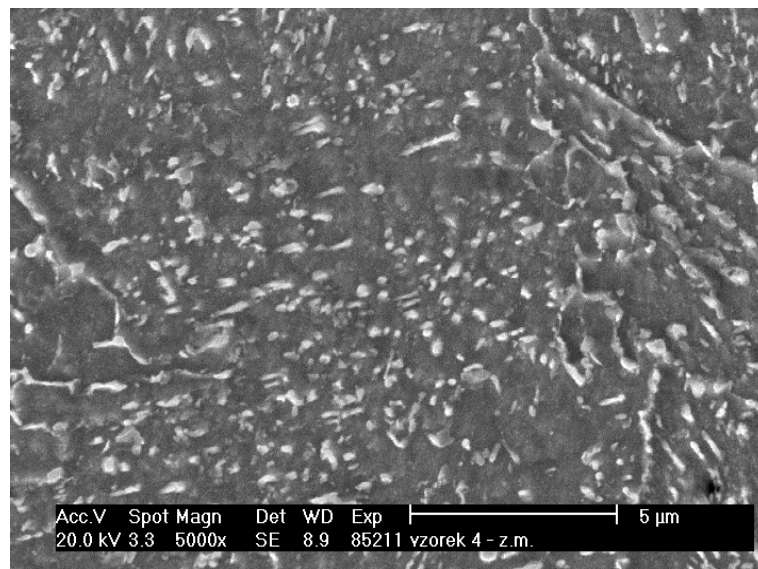
Obr. 6.24 – Mikrostruktura základního materiálu 16 236, detail



Obr. 6.25 – Hmotnostní podíl fází v oceli 28CrMoNiV4-9 (ZM2) v závislosti na teplotě



Obr. 6.26 – Základní materiál 16 236, REM



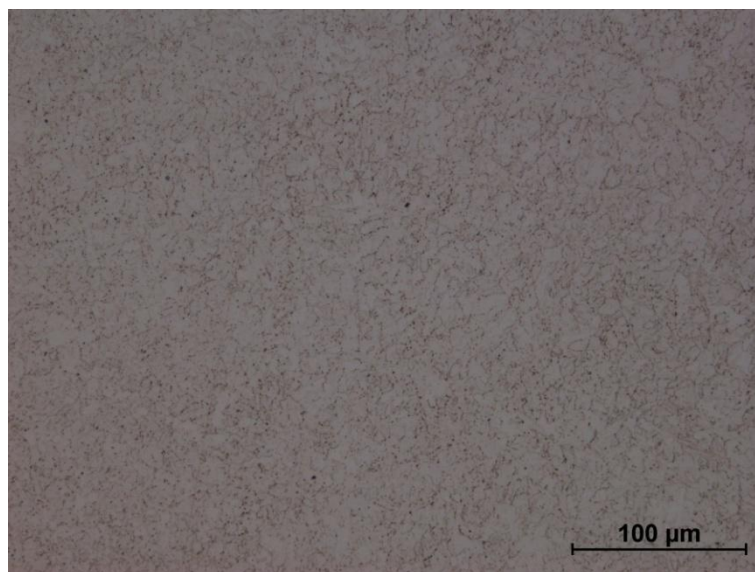
Obr. 6.27 – Základní materiál 16 236, REM, detail

Na obr. 6.26 a obr. 6.27 z rastrovacího elektronového mikroskopu je dobře viditelná mikrostruktura základního materiálu oceli 16 236. Dobře viditelné jsou i hranice původních austenitických zrn a značné množství rovnoměrně vyloučených karbidů.

Návar P24-IG

Tento materiál, jehož chemické složení je uvedené v tab. 5.1, slouží v heterogenních svarových spojích jednak jako difúzní bariéra, ale také jako „prostředek“ k realizaci obtížného tepelného zpracování dvou různorodých materiálů. Návar P24-IG je komplexně legován Cr, Mo a V a obsahuje 0,11 hm. % uhlíku jako klasické nízkolegované žárovečné oceli. Jeho struktura po žíhání je tvořena popuštěným bainitem a vyloučenými sekundárními fázemi (obr. 6.28 a obr. 6.29).

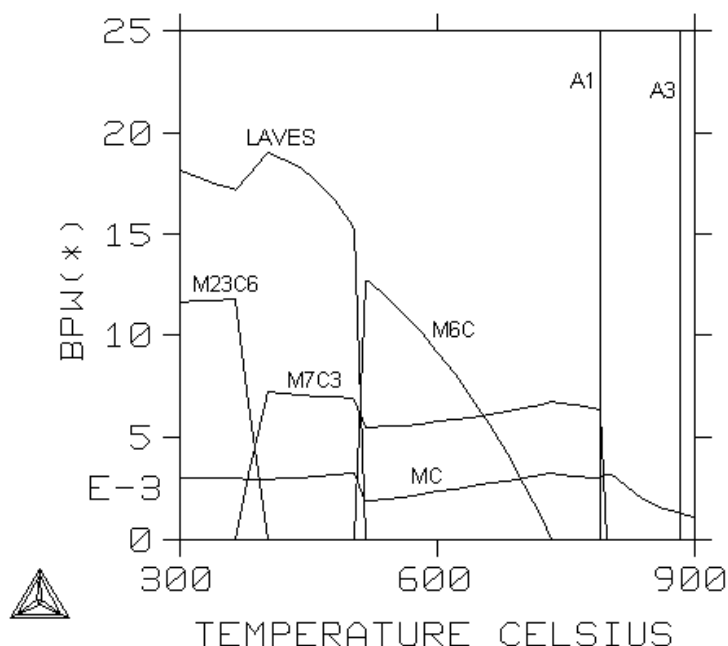
Na základě chemického složení byl vypočítán hmotnostní podíl fází v závislosti na teplotě. Z obr. 6.30 je zřejmé, že ve struktuře se budou vyskytovat sekundární fáze typu $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_6C , MC a také Lavesova fáze. Teploty A_{c1} a A_{c3} (788 °C a 882 °C) jsou poměrně vysoké, a to z důvodu absence niklu ve struktuře. Po aplikaci žíhání po svaření při teplotě 620 °C se ve struktuře vyskytuje vyšší množství karbidu M_6C , který je po dlouhodobé teplotní exploataci náchylný na hrubnutí a může tak oslabovat hranice zrna. Dále se ve struktuře vyskytuje karbid M_7C_3 a karbid MC, které jsou stabilní až do teploty A_{c1} . Ve struktuře návaru se po žíhání nevyskytuje karbid $M_{23}C_6$ ani Lavesova fáze. Vzhledem ke krátké výdrži (15hod) na teplotě žíhání a vzhledem k tomu, že svarový spoj bude pracovat při daleko nižších teplotách, se struktura návaru P24-IG jeví jako vhodná.



Obr. 6.28 – Návar P24-IG



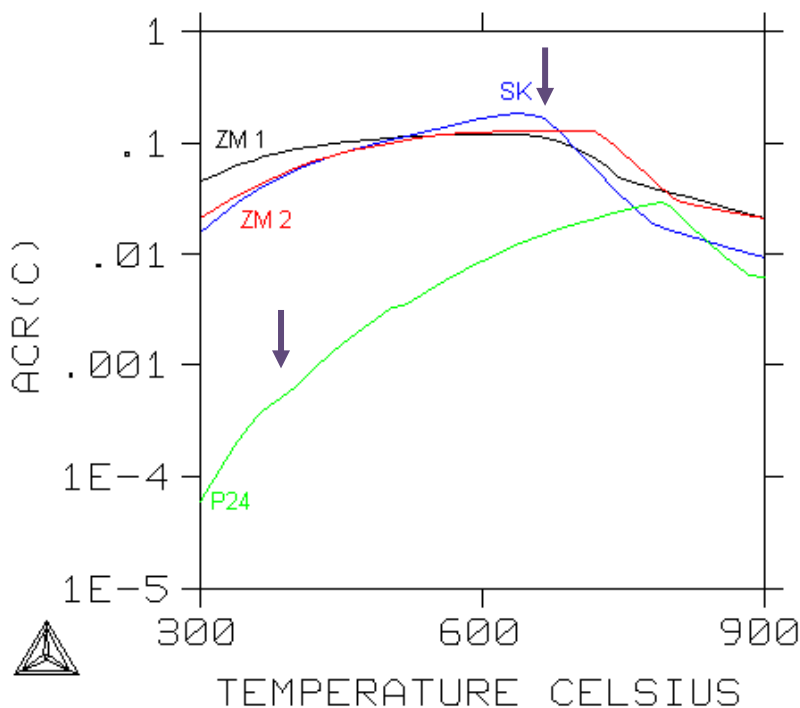
Obr. 6.29 – Návar P24-IG, detail



Obr. 6.30 – Hmotnostní podíl fází v návaru P24-IG v závislosti na teplotě

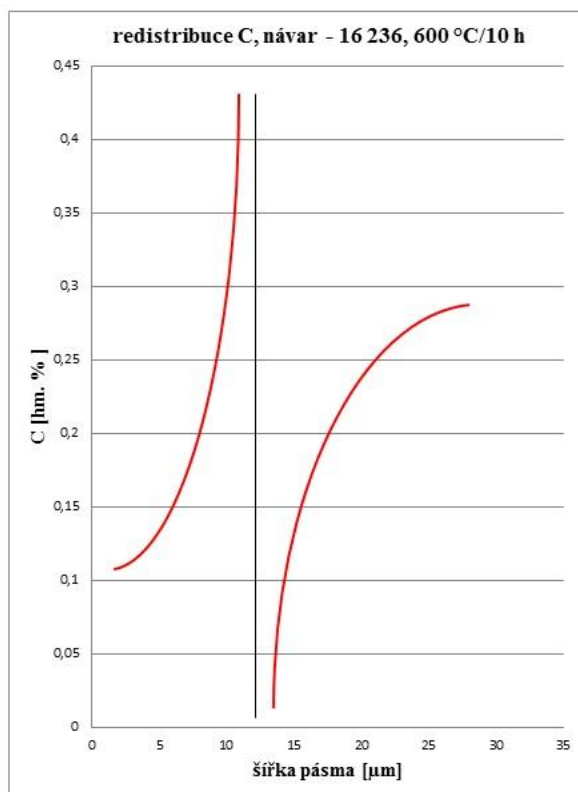
Rozhraní ZM 16 236 – návar P24-IG

Pomocí software ThermoCalc byla vypočtena aktivita uhlíku v základním materiálu 16 236 (ZM2) a v návaru P24-IG, viz obr. 6.31. Aktivita uhlíku v ZM2 je na obrázku znázorněna červenou křivkou, v návaru křivkou zelenou. Při teplotě 620 °C je rozdíl aktivit mezi ZM2 a návarem velký. Předpokládaná redistribuce uhlíku bude tedy probíhat v důsledku gradientu aktivity a tedy ze ZM2 do návaru.

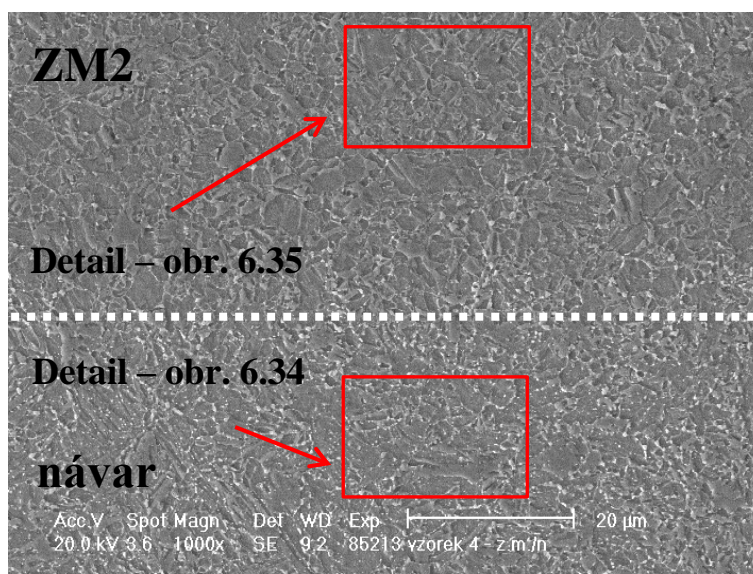


Obr. 6.31 – Vypočtená závislost aktivity uhlíku na teplotě

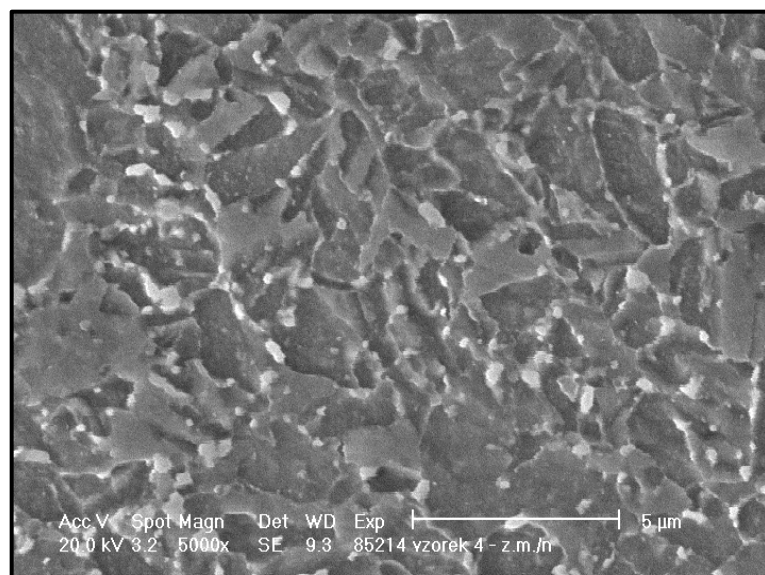
Tento výpočet byl dále ověřen pomocí software SVARY, viz příloha P2, a přerozdělení uhlíku je graficky znázorněno na obr. 6.32. Při výdrži na teplotě 600 °C po dobu 10 hodin dochází k nauhličování návaru. Obsah uhlíku se zvedá z hodnoty 0,11 hm. % na 0,44 hm. %, přičemž šířka nauhličeného pásma je 12 μm. V případě základního materiálu dochází k poklesu obsahu uhlíku z hodnoty 0,28 hm. % na 0,02 hm. % a šířka oduhličeného pásma je 15 μm. Na obr. 6.33 je bílou přerušovanou čarou znázorněno rozhraní ZM2 – návar. V souladu s obr. 6.31 a obr. 6.32 je patrný pokles obsahu karbidů v základním materiálu (obr. 6.35) a naopak jejich zvýšené množství v návaru (obr. 6.34). Toto přerozdělení uhlíku pak dobře odpovídá nárůstu tvrdosti na tomto rozhraní viz. obr. 6.2. (kap. 6.1). Mikrostruktura tohoto rozhraní tedy koresponduje s provedenými výpočty.



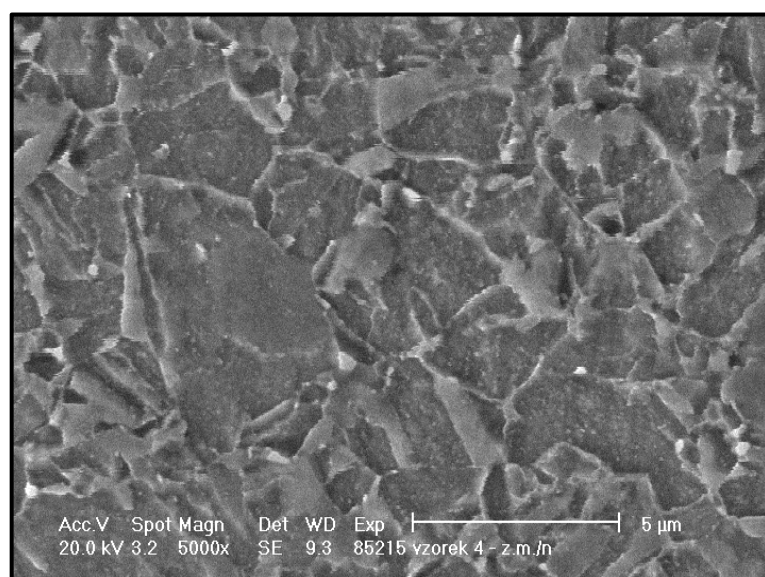
Obr. 6.32 – Grafické znázornění redistribuce uhlíku ze ZM2 do návaru



Obr. 6.33 – Mikrostruktura rozhraní ZM2 – návar, REM



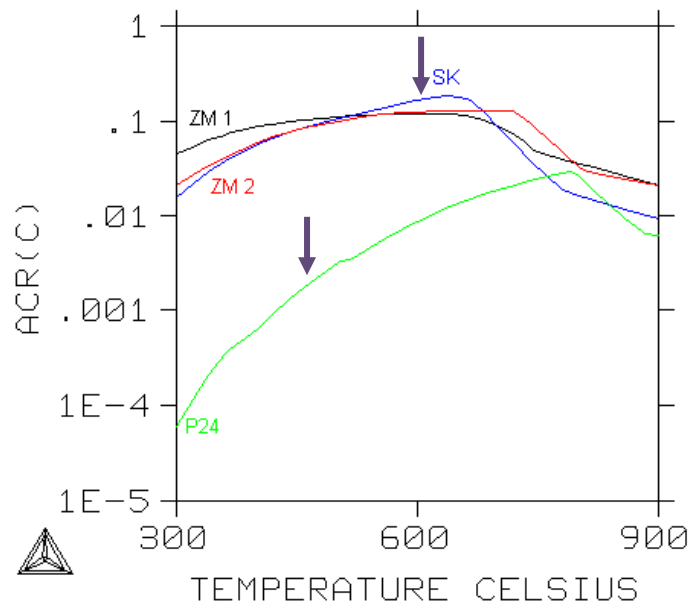
Obr. 6.34 – Návar P24-IG, *REM, detail*



Obr. 6.35 – Základní materiál 16 236, *REM, detail*

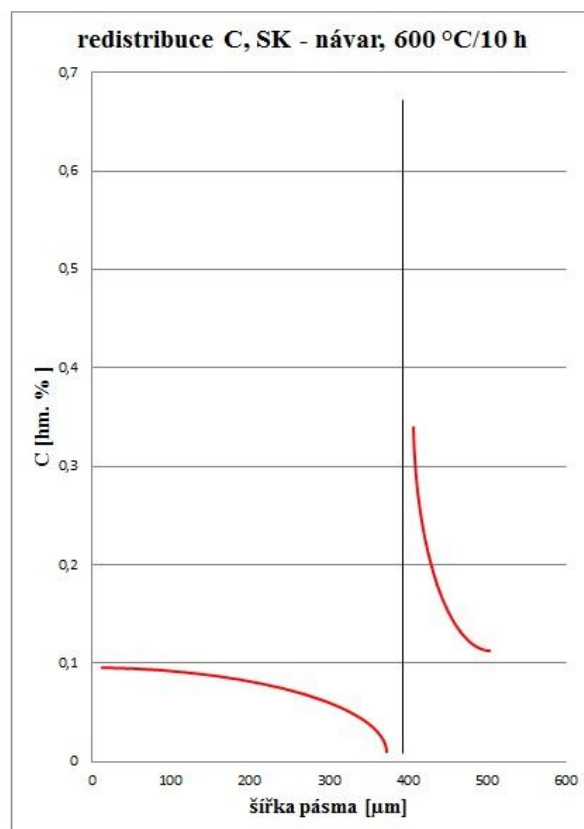
Rozhraní svarový kov NiCrMo2,5-IG – návar P24-IG

Toto rozhraní se z provozního hlediska jeví jako nejvíce kritické místo heterogenního svarového spoje, a proto bylo podrobena zevrubné analýze. Pomocí software ThermoCalc byla vypočítána aktivita uhlíku v návaru P24-IG a ve svarovém kovu NiCrMo2,5-IG. Na obr. 6.36 je aktivita uhlíku v návaru znázorněná zelenou křivkou, ve svarovém kovu modrou křivkou.



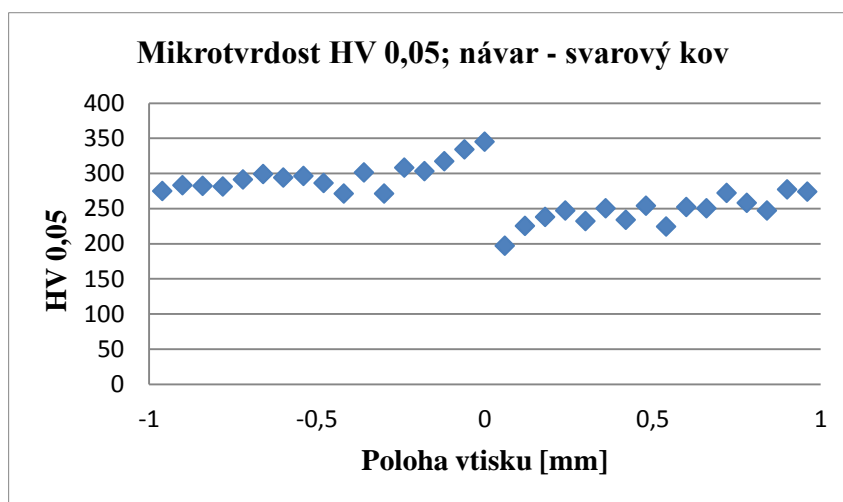
Obr. 6.36 – Vypočtená závislost aktivity uhlíky na teplotě

Z průběhu aktivity uhlíku ve SK a v návaru je zřejmé, že přerozdělování uhlíku při teplotě 620 °C bude probíhat v důsledku vysokého rozdílu aktivit a tedy ze svarového kovu do návaru. Tento výpočet byl dále ověřen pomocí software SVARY, viz příloha P2, a přerozdělení uhlíku je graficky znázorněno na obr. 6.37. Při výdrži na teplotě 600 °C po dobu 10 hodin dochází k nauhličování návaru. Obsah uhlíku se zvedá z hodnoty 0,11 hm. % na 0,34 hm. %, přičemž šířka nauhličeného pásma je 149 μm. V případě svarového kovu dochází k poklesu obsahu uhlíku z hodnoty 0,09 hm. % na 0,02 hm. % a šířka oduhličeného pásma je 490 μm.



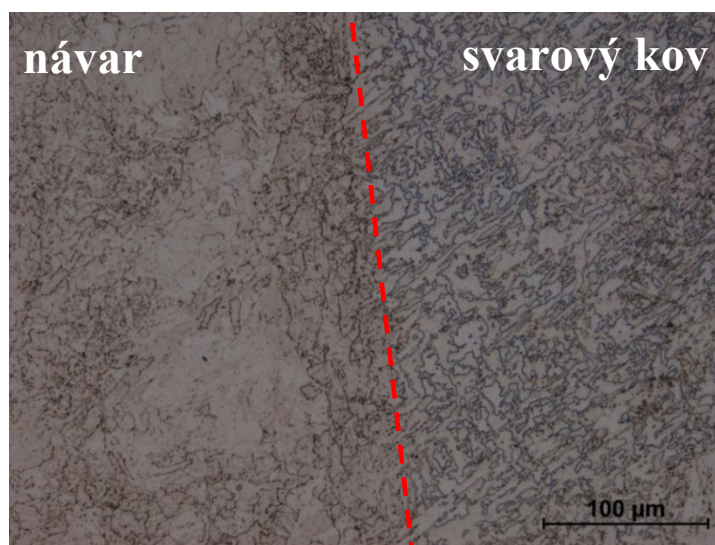
Obr. 6.37 – Grafické znázornění redistribuce uhlíku ze svarového kovu do návaru

Na obr. 6.38 je graf znázorňující průběh mikrotvrdoti přes rozhraní návar – svarový kov. Maximální hodnota tvrdosti na rozhraní (poloha vtisku 0) je 345 HV a nejnižší hodnota pak 197 HV. Z grafu je viditelné, že na tomto rozhraní dochází k nauhličování návaru (nárůst tvrdosti) a k oduhličování svarového kovu (pokles tvrdosti).

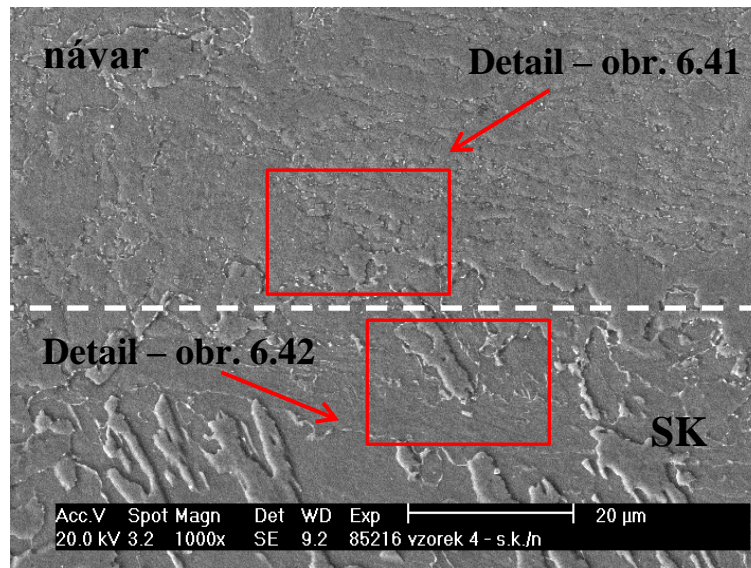


Obr. 6.38 – Průběh mikrotvrdoti přes rozhraní návar – svarový kov, dodaný stav

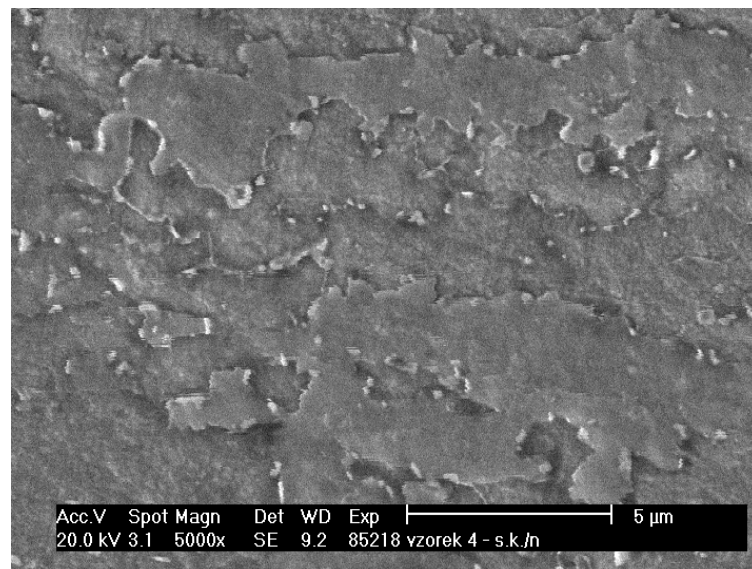
Na obr. 6.39 je červenou čarou znázorněné rozhraní návar – svarový kov. Mikrostruktura obou materiálů je popsána výše. Na obr. 6.40 z rastrovacího elektronového mikroskopu je rozhraní návar – svarový kov znázorněno bílou čarou. Vzhledem k vysokému rozdílu aktivity uhlíku ve svarovém kovu a v návaru při teplotě žihání po svaření (620°C/15hod) dochází na tomto rozhraní k přerozdělování uhlíku. Obr. 6.41 a obr. 6.42 tedy potvrzují výpočty o přerozdělení uhlíku, které je spojené s nárůstem a poklesem tvrdostí na tomto rozhraní. Na obr. 6.41 je detail mikrostruktury návaru, kde dochází k nauhličování, které je spojené s precipitací nových karbidů a s hrubnutím stávajících karbidů. Na obr. 6.42 je detail mikrostruktury svarového kovu, který je o uhlík ochuzován, a karbidy M_7C_3 se zde tedy rozpouštějí. I přes krátkou dobu výdrže na teplotě 620 °C dochází ve struktuře k významným strukturním změnám. Rozpouštění, precipitace a hrubnutí stávajících sekundárních fází, a dále také hrubnutí zrna negativně ovlivňuje jak samotnou žárupevnost, tak i mechanické vlastnosti heterogenního svarového spoje.



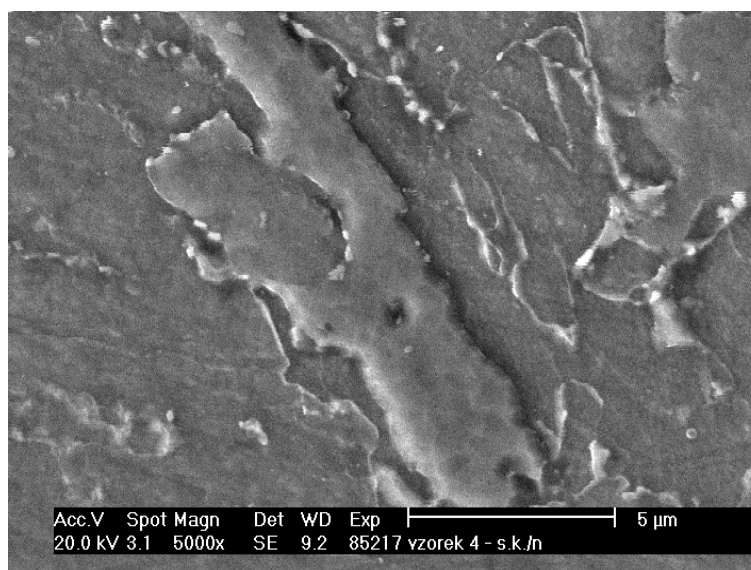
Obr. 6.39 – Mikrostruktura rozhraní návar – svarový kov



Obr. 6.40 – Mikrostruktura rozhraní návar – svarový kov, REM



Obr. 6.41 – Mikrostruktura návaru P24-IG, detail

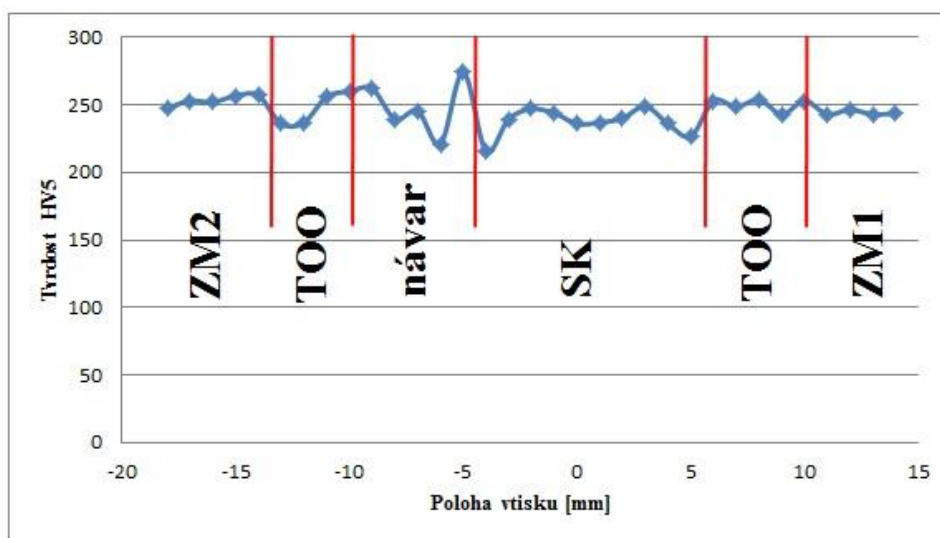


Obr. 6.42 – Mikrostruktura svarového kovu NiCrMo_{2,5}-IG, detail

6.4 Vzorek 5 (400°C/500h)

Místo původu vzorku 5 je ve střední části makroskopického výbrusu. Po žíhání a změření tvrdosti přes všechna rozhraní (obr. 6.43) byl vzorek rozdělen na vzorky 5a a 5b (viz obr. 5.3). Vzorek 5a zahrnuje oblasti: základní materiál 16 537 (ZM1), tepelně ovlivněnou oblast a svarový kov NiCrMo2,5-IG (SK). Vzorek 5b zahrnuje oblasti: základní materiál 16 236 (ZM2), tepelně ovlivněnou oblast, návar P24-IG a svarový kov.

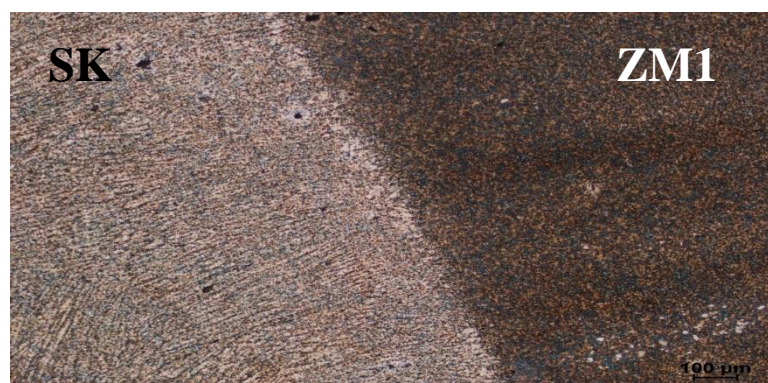
Na obr. 6.43 je průběh tvrdosti přes všechna rozhraní vzorku 5 po žíhání na teplotě 400 °C po dobu 500 hodin. Maximální naměřená hodnota je 274 HV5 a leží na rozhraní návar – svarový kov stejně jako nejnižší naměřená hodnota 216 HV5.



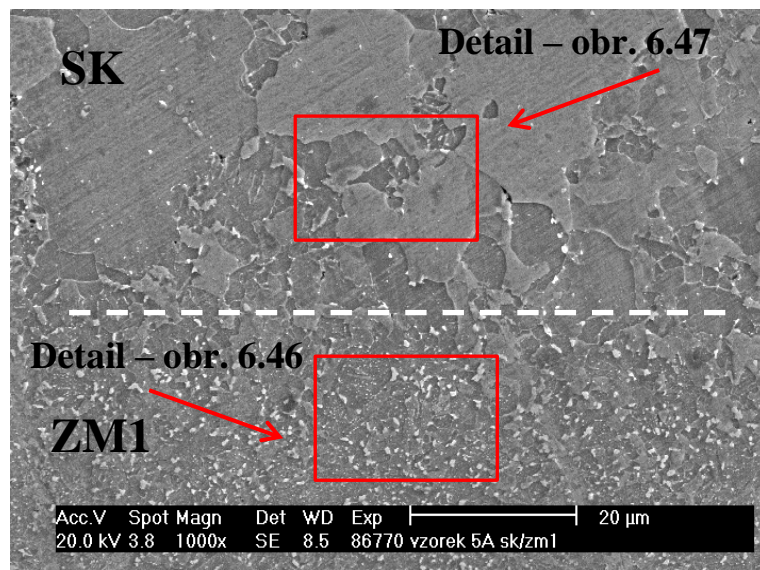
Obr. 6.43 – Průběh tvrdosti přes všechna rozhraní vzorku 5

Rozhraní svarový kov NiCrMo2,5-IG – základní materiál 16 537

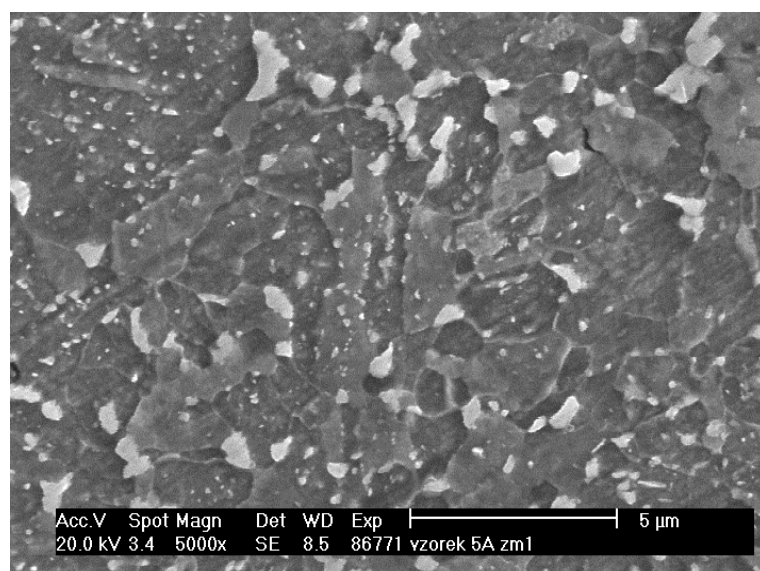
Při teplotě 400 °C obsahuje matrice základního materiálu 1 malý obsah karbidů MC, dále pak karbidy M_2C a převládající obsah karbidů M_7C_3 . Svarový kov při této teplotě obsahuje ve struktuře karbid M_6C a karbid M_7C_3 . Podle vypočtené aktivity uhlíku ve svarovém kovu a v základním materiálu 1, by při teplotě 400 °C měla probíhat difúze uhlíku ze ZM1 do SK. Rozdíl aktivit při této teplotě není veliký, takže difúze by měla probíhat přibližně stejně rychle jako v případě vzorku 3. Podstatné je ovšem to, že při teplotě 620 °C dochází k nauhličování ZM1, zatímco při teplotě 400 °C je tomu naopak (viz obr 6.16). Takto nízká pracovní teplota by pro toto rozhraní (obr. 6.44) neměla být kritická, nicméně v potaz se musí brát také účinek dlouhodobé pracovní výdrže na této teplotě.



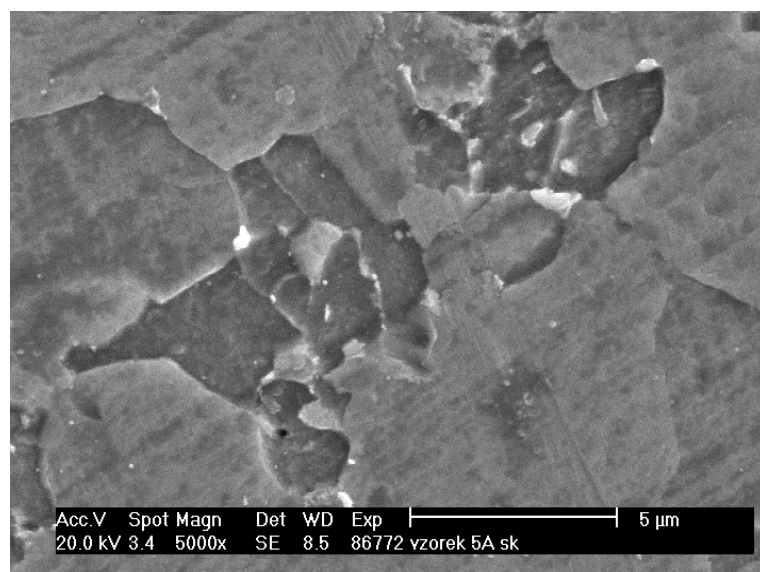
Obr. 6.44 – Mikrostruktura rozhraní SK – tepelně ovlivněná oblast ZM1



Obr. 6.45 – Mikrostruktúra rozhraní SK – ZM1, REM



Obr. 6.46 – Mikrostruktúra základného materiálu 1, detail

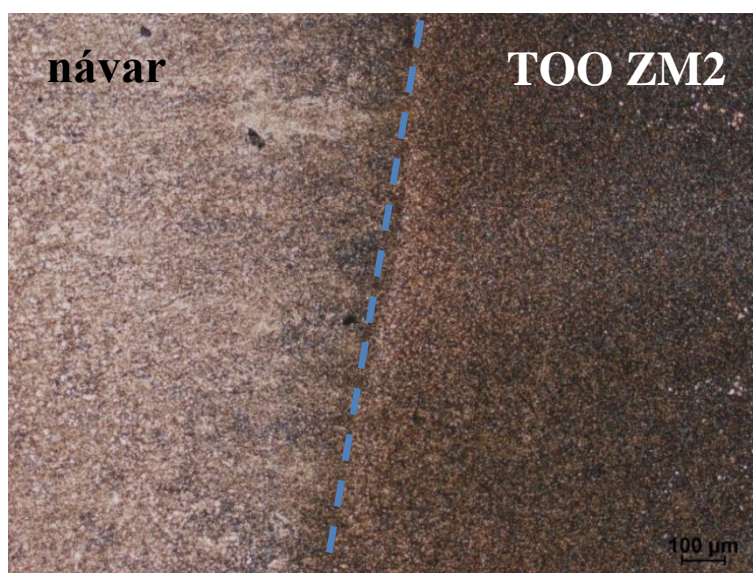


Obr. 6.47 – Mikrostruktúra svarového kovu, detail

Na obr. 6.45 je viditelné rozhraní svarového kovu a základního materiálu 1, které je označené bílou přerušovanou čarou. V ZM1 je dobře viditelné pásmo hustě a pravidelně vyloučených karbidů, zatímco ve svarovém kovu je hustota karbidů velmi malá. Na obr. 6.46 je detail ZM1 z oblasti blízko rozhraní SK – ZM1. Ve struktuře je vyloučené velké množství karbidů různé velikosti (hrubé karbidy, ale i velmi jemné karbidy). Na obr. 6.47 je detail svarového kovu v blízkosti rozhraní SK – ZM1. Ve struktuře je patrný velmi nízký obsah karbidů. Při teplotě 400 °C by podle vypočtené aktivity uhlíku mělo docházet k nauhličování svarového kovu, ale tato teplota je příliš nízká a difúze tedy probíhá velmi pomalu. Mikrostruktura rozhraní tedy odpovídá mikrostruktuře po aplikování PWHT, při kterém dochází k nauhličování ZM1 a oduhličování svarového kovu v důsledku gradientu aktivity uhlíku ZM1 a SK při této teplotě.

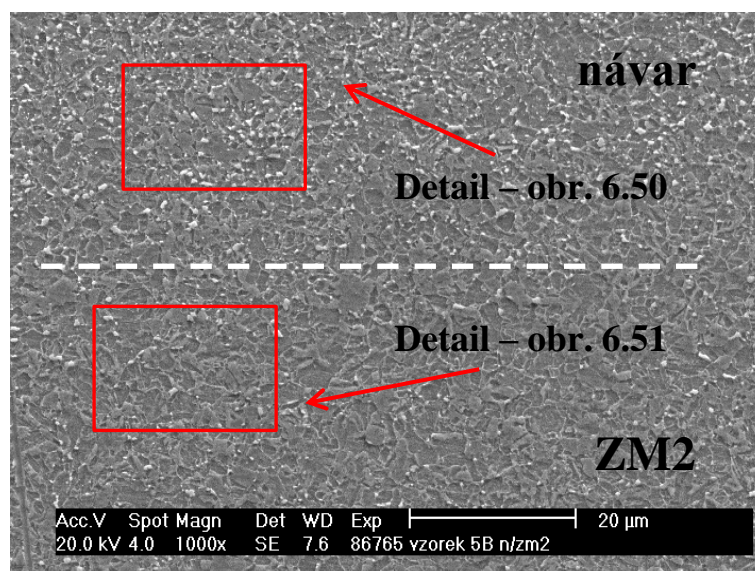
Rozhraní základní materiál 16 236 - návar P24-IG

Ve struktuře základního materiálu 2 se při teplotě 400 °C vyskytuje stabilní karbid MC, dále karbidy M_2C a největší obsah karbidů M_7C_3 . Návar P24-IG má pak při této teplotě ve struktuře karbidy MC a M_7C_3 , velmi malý podíl karbidů $M_{23}C_6$ a poměrně vysoký obsah Lavesovy fáze. Na obr. 6.48 je modrou čarou zobrazené rozhraní návaru a tepelně ovlivněné oblasti základního materiálu. Ta je detailněji popsána u vzorku 3.

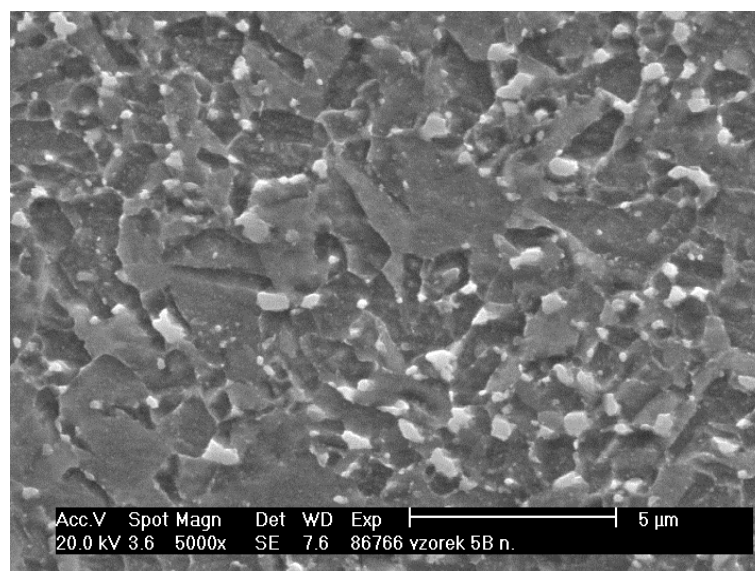


Obr. 6.48 – Mikrostruktura rozhraní návar – tepelně ovlivněná oblast ZM2

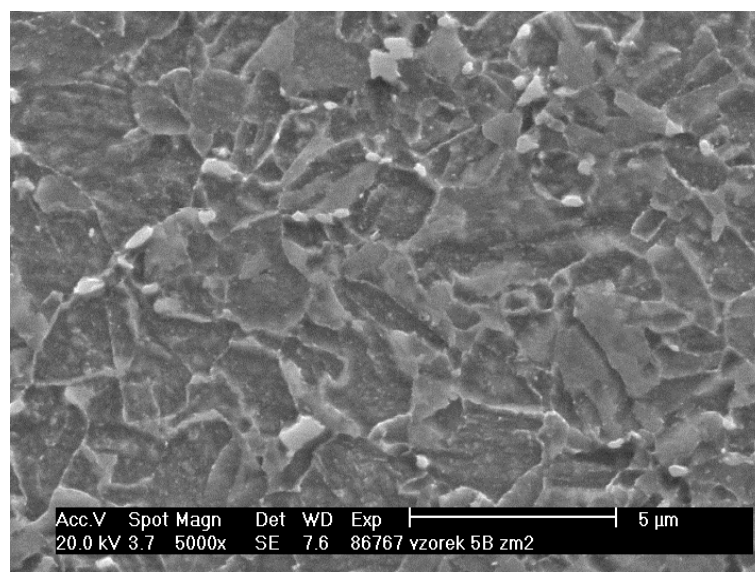
Z vypočtené hodnoty aktivity uhlíku v základním materiálu 2 a v návare P24-IG při teplotě 400 °C je zřejmé, že na tomto rozhraní by měly probíhat intenzivní difúzní procesy v důsledku velkého gradientu aktivity uhlíku mezi návarem a základním materiálem. Nicméně výpočet podle programu SVARY pro podmínky žíhání 400°C/500h udává, že na tomto rozhraní je zanedbatelná redistribuce uhlíku. Nepřímo lze tento výpočet potvrdit vývojem naměřené tvrdosti přes uvedené rozhraní. Na obr. 6.43 je viditelná změna tvrdosti na rozhraní TOO ZM2 – návar, nicméně průběh tvrdosti se skoro neliší od průběhu naměřené tvrdosti ve střední části svaru makroskopického vzorku v dodaném stavu (obr. 6.3), čili ve stavu po PWHT. Na obr. 6.49 je mikrostruktura rozhraní ZM2 – návar. Detail mikrostruktury návaru je na obr. 6.50, kde můžeme vidět vyšší množství vyloučených hrubých, ale i velmi malých karbidů. Na obr. 6.51 je detail mikrostruktury ZM2, v jehož struktuře se nachází malé množství převážně hrubých karbidů.



Obr. 6.49 – Mikrostruktura rozhraní ZM2 – návar, REM



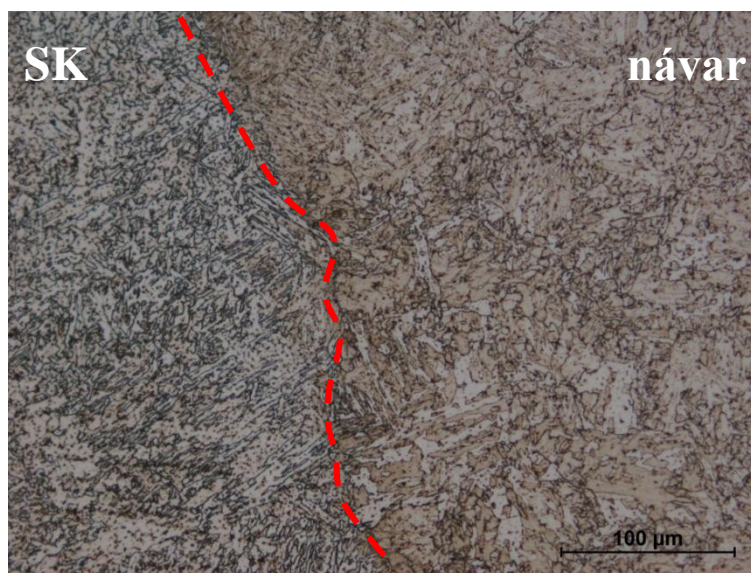
Obr. 6.50 – Mikrostruktura návaru, detail



Obr. 6.51 – Mikrostruktura ZM2, detail

Rozhraní návar P24-IG – svarový kov NiCrMo2,5-IG

Při teplotě 400 °C (předpokládaná pracovní teplota) je aktivita uhlíku ve svarovém kovu daleko vyšší než v návaru. Vzniká tak velký gradient aktivity uhlíku, který má za následek difúzi uhlíku ze svarového kovu do návaru. Svarový kov se tedy bude o uhlík ochuzovat – karbidy M_7C_3 a M_6C se budou rozpouštět a může docházet k hrubnutí zrna svarového kovu na tomto rozhraní (viz obr. 6.52 – červená čára). Návar se bude na rozhraní nauhličovat. Bude docházet k precipitaci nových sekundárních fází a k hrubnutí těch původních.

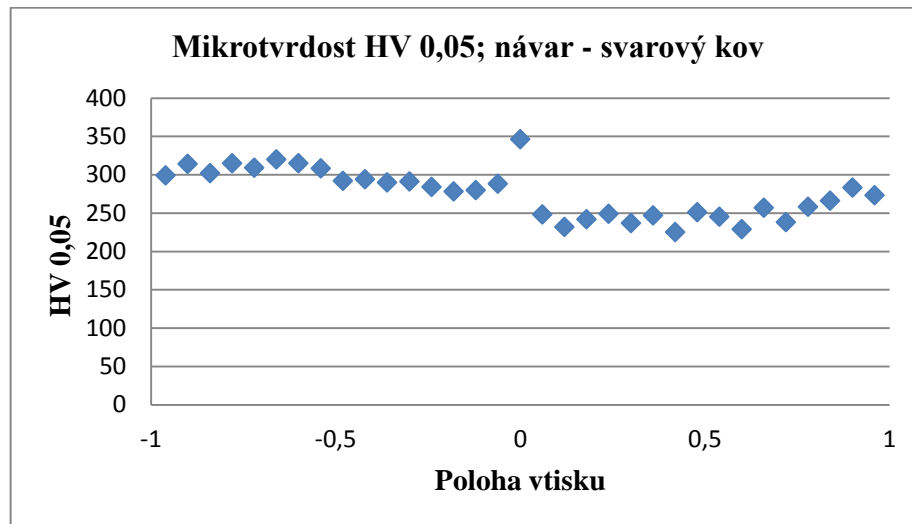


Obr. 6.52 – Mikrostruktura rozhraní SK – návar

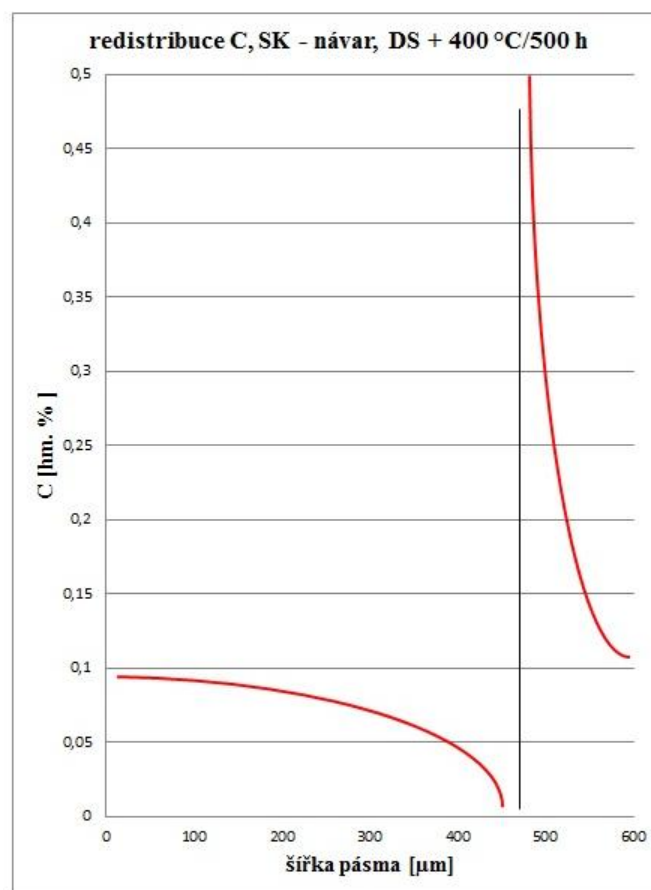
Na obr. 6.53 je graf znázorňující průběh mikrotvrlosti přes rozhraní návar – svarový kov. Maximální hodnota tvrdosti na rozhraní (poloha vtisku 0) je 346 HV a nejnižší hodnota pak 232 HV. Z grafu je viditelné, že na tomto rozhraní dochází k nauhličování návaru (nárůst tvrdosti) a k oduhličování svarového kovu (pokles tvrdosti).

Z průběhu aktivity uhlíku ve SK a v návaru je zřejmé, že přerozdělování uhlíku při teplotě 400 °C bude probíhat v důsledku vysokého rozdílu aktivit a tedy ze svarového kovu do návaru. Tento výpočet byl dále ověřen pomocí software SVARY, viz příloha P2, a přerozdělení uhlíku je graficky znázorněno na obr. 6.54. Při výdrži na teplotě 400 °C po dobu 500 hodin dochází k nauhličování návaru. Obsah uhlíku se zvedá z hodnoty 0,34 hm. % na 0,49 hm. %, přičemž šířka nauhličeného pásma je 103 μm. V případě svarového kovu dochází k poklesu obsahu uhlíku z hodnoty 0,02 hm. % na 0,008 hm. % a šířka oduhličeného pásma je 476 μm.

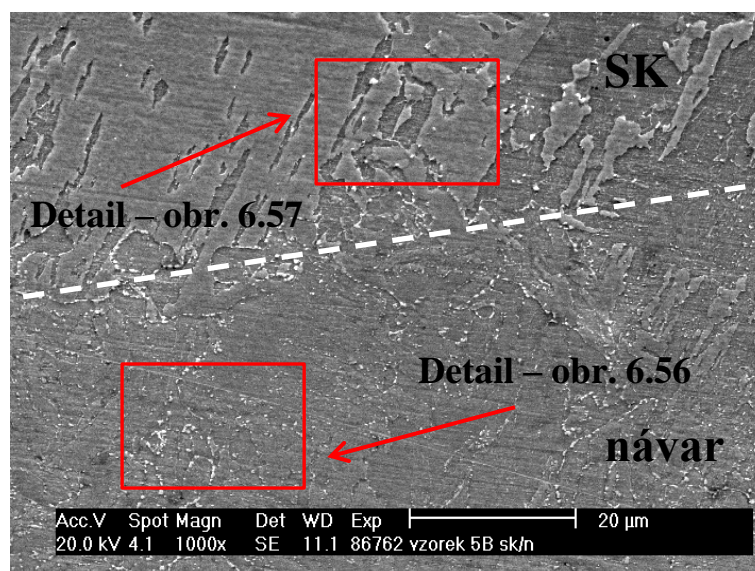
Na obr. 6.55 je bílou čarou znázorněné rozhraní návar – svarový kov. Detail mikrostruktury návaru na obr. 6.56 zobrazuje hrubé karbidy vyloučené po hranicích zrn a jemné karbidy, které se nacházejí uvnitř zrn. Na obr. 6.57 pak vidíme mikrostrukturu svarového kovu s velmi malým množstvím vyloučených karbidů.



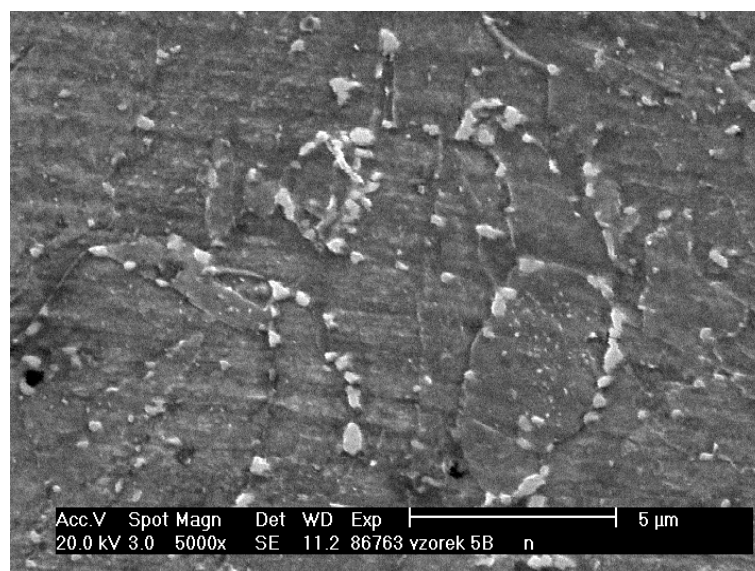
Obr. 6.53 – Průběh mikrotvrdości přes rozhraní návar – svarový kov, 400°C/500h



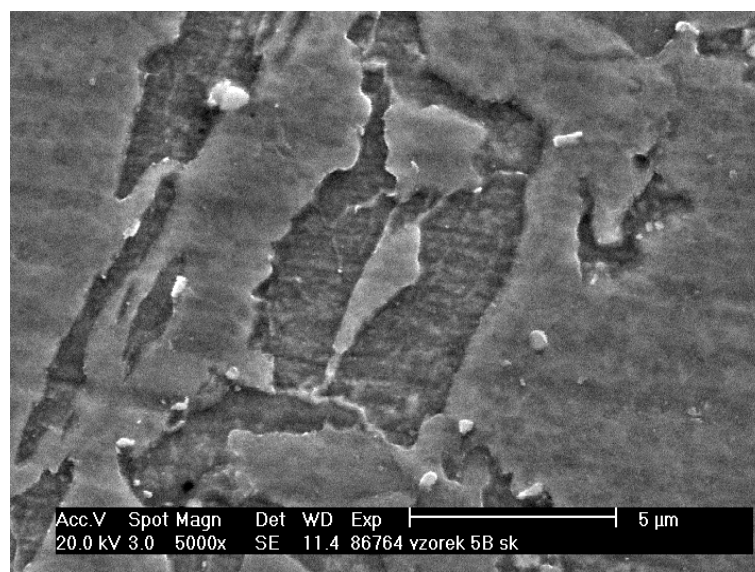
Obr. 6.54 – Grafické znázornění redistribuce uhlíku ze svarového kovu do návaru



Obr. 6.55 – Mikrostruktura rozhraní SK – návar, REM



Obr. 6.56 – Mikrostruktura návaru, detail

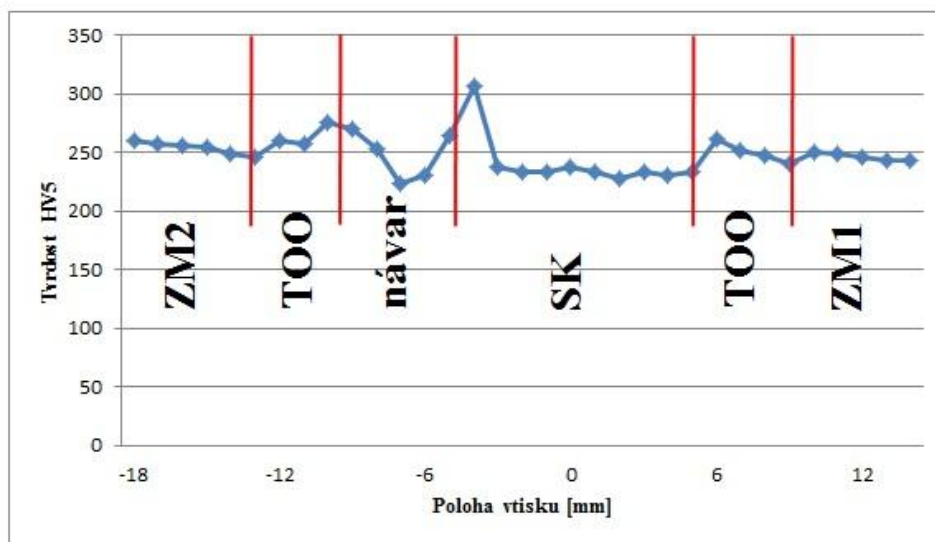


Obr. 6.57 – Mikrostruktura svarového kovu, detail

6.5 Vzorek 6 (300°C/500h)

Místo původu vzorku 6 je ve střední části makroskopického výbrusu. Po žíhání a změření tvrdosti přes všechna rozhraní (obr. 6.57) byl vzorek rozdělen na vzorky 6a a 6b (viz obr. 5.3). Vzorek 6a zahrnuje oblasti: základní materiál 16 537 (ZM1), tepelně ovlivněnou oblast a svarový kov NiCrMo2,5-IG (SK). Vzorek 6b zahrnuje oblasti: základní materiál 16 236 (ZM2), tepelně ovlivněnou oblast, návar P24-IG a svarový kov.

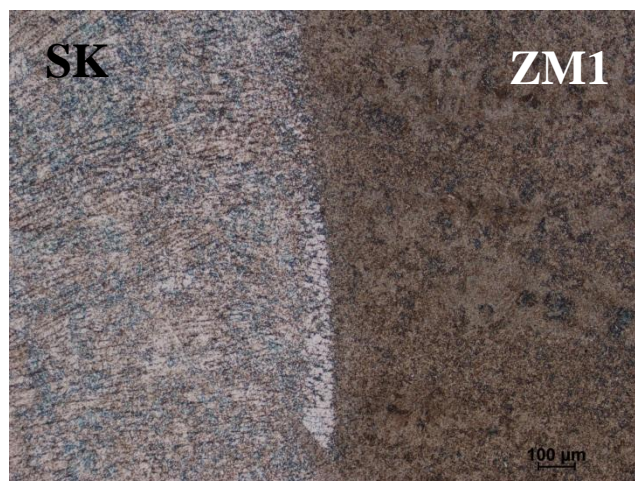
Na obr. 6.57 je průběh tvrdosti přes všechna rozhraní vzorku 6 po žíhání na teplotě 300 °C po dobu 500 hodin. Maximální naměřená hodnota je 307 HV5 a leží na rozhraní návar – svarový kov stejně jako nejnižší naměřená hodnota 223 HV5.



Obr. 6.57 – Průběh tvrdosti přes všechna rozhraní vzorku 6

Rozhraní svarový kov NiCrMo2,5-IG – základní materiál 16 537

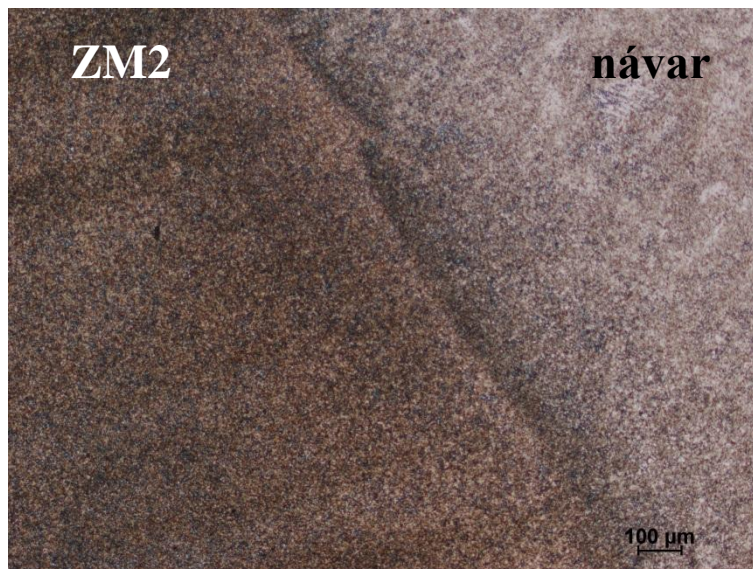
Při teplotě 300 °C je ve struktuře základního materiálu 16 537 (ZM1) vysoký obsah karbidů M_7C_3 , M_2C a malý obsah karbidu MC . Dále se ve struktuře vyskytuje fáze FCC, která byla identifikována jako niklový austenit (55 % Ni + 45 % Fe). Ve struktuře svarového kovu se při teplotě 300 °C nachází karbidy M_7C_3 a M_6C . Na obr. 6.58 je zobrazené rozhraní svarového kovu a základního materiálu 1, kde při nízké teplotě žíhání 300 °C nedošlo žádným významným strukturním změnám.



Obr. 6. 58 – Mikrostruktura rozhraní SK – ZM1

Rozhraní základní materiál 16 236 - návar P24-IG

Při teplotě 300 °C se ve struktuře základního materiálu 16 236 (ZM2) vyskytuje vyšší obsah karbidu M_7C_3 , dále pak karbidy typu M_2C a MC . Návar P24-IG má při této teplotě žhání ve struktuře karbidy $M_{23}C_6$, MC a vyšší obsah Lavesovy fáze. Na obr. 6.59 je viditelné rozhraní základního materiálu 2 a návaru. Jeho mikrostruktura po žhání při teplotě 300 °C odpovídá mikrostruktuře tohoto rozhraní po aplikaci PWHT.



Obr. 6.59 – Mikrostruktura rozhraní ZM2 – návar

Rozhraní návar P24-IG – svarový kov NiCrMo2,5-IG

Ve struktuře svarového kovu se při teplotě 300 °C nachází karbidy M_7C_3 a M_6C . Návar P24-IG má při této teplotě žhání ve struktuře karbidy $M_{23}C_6$, MC a vyšší obsah Lavesovy fáze. Na obr. 6.60 je zřetelné rozhraní návaru a svarového kovu, jehož mikrostruktura odpovídá mikrostruktuře tohoto rozhraní po aplikaci PWHT.



Obr. 6.60 – Mikrostruktura rozhraní návar – SK

7. Diskuse výsledků

Heterogenní svarový spoj z nízkotlakého rotoru parní turbíny, který byl svařený metodou TIG hot wire, byl zkoumán za účelem zjištění mikrostrukturních změn, které v tomto spoji budou probíhat při dlouhodobé teplotní exploataci. Mikrostruktura svarového spoje byla zkoumána zejména ve stavu dodaném (po aplikaci PWHT 620°C/15h) a dále pak po žihání při teplotě 300 °C a 400 °C po dobu 500 hodin. Mikrostruktura byla hodnocena s využitím světelné a elektronové mikroskopie. Jako další nástroj pro predikci chování zkoumaného heterogenní svarového spoje bylo využito programu SVARY, jehož výpočty posloužily pro určení změny koncentrace uhlíku na rozhraních svarového spoje a pro výpočet šířky oduhličeného a nauhličeného pásma na těchto rozhraních. Software ThermoCalc byl využit pro výpočet rovnovážného složení fází a pro výpočet termodynamické aktivity uhlíku ve zkoumaných žarupevných materiálech, ze kterých se svarový spoj skládá.

Z průběhů tvrdostí, které byly naměřené na makroskopickém výbrusu v kořenové, střední a lící části svarového spoje (přes všechna jeho rozhraní) je viditelné, že na rozhraní svarový kov – návar je v celé ose svaru výrazný nárůst tvrdosti a její maximální hodnota je 326 HV 5 (obr. 6.3). Další oblasti, kde jsou patrné nárůsty tvrdosti, jsou rozhraní svarový kov (SK) – tepelně ovlivněná oblast základního materiálu 1 (ZM1) a tepelně ovlivněná oblast základního materiálu 2 (ZM2) – návar (N). Z průběhu těchto naměřených tvrdostí lze nepřímě usuzovat na strukturní změny, které proběhly na zmiňovaných rozhraních v důsledku PWHT a žihání v peci.

Zkoumaný heterogenní svarový spoj obsahuje tři rozhraní, jejichž analýza je důležitá pro určení celkové strukturní stability svarového spoje. Na rozhraní ZM1 – SK ve stavu dodaném, tedy žihaném po svařování při teplotě 620 °C po dobu 15 hodin (vzorek 3), je malý gradient aktivity uhlíku. V důsledku tohoto gradientu, teploty a výdrže na této teplotě probíhala difúze uhlíku ze svarového kovu do základního materiálu. I přes relativně krátkou dobu výdrže na teplotě a malém rozdílu v aktivitě uhlíku ve SK a v ZM1 došlo k tvorbě nauhličených a oduhličených oblastí. V ZM1 došlo k nárůstu obsahu uhlíku z hodnoty 0,23 hm. % na 0,34 hm. % a šířka nauhličeného pásma je 163 μm. Svarový kov se oduhličoval, a to z hodnoty obsahu 0,09 hm. % C na 0,02 hm. % C, šířka tohoto pásma je 340 μm. Tyto výpočty dobře korespondují s naměřenou tvrdostí v lící, střední i kořenové části svaru, kde je na rozhraní ZM1 – SK patrný nárůst tvrdosti přibližně o 20 HV.

Na rozhraní ZM2 – N (vzorek 4) je při teplotě 620 °C poměrně velký rozdíl v aktivitě uhlíku v ZM2 a v N, který způsobuje jeho difúzi ze ZM2 do návaru, což se projeví tvorbou oduhličené oblasti v základním materiálu a nauhličené oblasti v návaru. V základním materiálu došlo k poklesu obsahu uhlíku z hodnoty 0,28 hm. % na 0,02 hm. % a šířka oduhličeného pásma je 15 μm. V návaru došlo naopak k nárůstu obsahu uhlíku, a to z hodnoty 0,11 hm. % na 0,44 hm. %, šířka nauhličeného pásma je 12 μm. Obě dvě pásma mají jen velmi malou šířku, a proto nemá přerozdělení uhlíku v této oblasti kritický dopad na vlastnosti svarového spoje. Tomuto tvrzení odpovídají i průběhy naměřené tvrdosti, kde nebyl zaznamenán žádný jejich výrazný nárůst na tomto rozhraní.

Na rozhraní SK – N je při teplotě 620 °C velký rozdíl v aktivitě uhlíku ve svarovém kovu a v návaru. Tento gradient aktivity uhlíku má za následek výrazné nauhličování návaru (obsah uhlíku vzroste z 0,11 hm. % na 0,34 hm. %) a oduhličování svarového kovu (pokles obsahu uhlíku z hodnoty 0,09 hm. % na 0,02 hm. %). Šířka nauhličeného pásma je 149 μm a šířka oduhličeného pásma 490 μm. Na obr. 6.3 a 6.38 je vidět výrazný nárůst tvrdosti na rozhraní SK – N, což potvrzuje výpočty ze software SVARY a ThermoCalc.

Z hlediska rozpouštění a precipitace sekundárních fází, čili přerozdělení uhlíku po aplikaci PWHT se může zdát, že toto tepelné zpracování není příliš vhodné. Nicméně je nezbytné pro dosažení optimálních mechanických vlastností svarového spoje a navíc při této teplotě žihání nedochází k precipitaci karbidické fáze M_6C ve svarovém kovu a Lavesovy fáze v návaru.

Vzorky 5 a 6 (žihání 400 °C a 300 °C po dobu 500 hodin) neprodělaly z hlediska mikrostruktury žádné výrazné změny oproti stavu po aplikaci PWHT. Difúze uhlíku za takto nízkých teplot probíhá velmi pomalu, a tak se i struktura směřující k termodynamické rovnováze mění velmi pomalu. Karbidy v nauhličovaných oblastech hrubnou velmi pomalu a stejně tak dochází i k pozvolné precipitaci nových karbidů. V oblastech, které se o uhlík ochuzují, dochází k pozvolnému rozpouštění stávajících karbidů, jejich obsah ve struktuře pomalu klesá a mikrostruktura tak není příliš náchylná na hrubnutí zrna. Naměřený průběh tvrdosti a mikrotvrdosti odpovídá hodnotám, které byly naměřené na vzorcích ve stavu dodaném. V důsledku zotavení struktury po žihání na nízké teplotě byly některé hodnoty tvrdosti nižší než hodnoty naměřené ve stavu dodaném. Za teploty 400 °C precipituje ve svarovém kovu podle výpočtů nežádoucí karbid M_6C , nicméně k jeho hrubnutí dochází až při dlouhodobé exploataci za vysokých teplot. V návaru P24-IG se podle výpočtů může v termodynamické rovnováze vyskytovat nežádoucí Lavesova fáze. Bainitická struktura obou základních materiálů (16 236, 16 537) se jeví jako vhodná pro použití za teplot okolo 400 °C.

Zkoumaný heterogenní svarový spoj rotoru parní turbíny se jeví jako strukturně stabilní a vhodný pro práci za teploty 400 °C. Ve struktuře svarového spoje po aplikaci PHWT vznikají oduhličené a nauhličené oblasti. V případě rozhraní SK – ZM1 dochází při teplotě 620 °C k nauhličování ZM1, ale při pracovní teplotě 400 °C k nauhličování SK. Na tomto rozhraní bude tedy v pracovních podmínkách docházet k pochodům, které směřují k rovnovážnému termodynamickému stavu, a až pak budou strukturní změny probíhat podle uvedených výpočtů. Difúze bude při teplotě 400 °C probíhat velmi pomalu, a tak se na tomto rozhraní bude postupně vyrovnávat poměr v obsahu karbidů v nauhličené a oduhličené oblasti, což můžeme považovat za příznivý jev. Na rozhraní SK – N byl sice pozorován velký nárůst tvrdosti po aplikaci PWHT, ale po žihání na teplotě 400 °C po dobu 500 hodin nedošlo dalšímu výraznému nárůstu tvrdosti na tomto rozhraní. Zohlednit navíc musíme možný výskyt nežádoucí Lavesovy fáze (molybdenová Lavesova fáze rychle hrubne a ochuzuje tuhý roztok o Mo atomy) ve struktuře návaru, která sice použitými experimentálními technikami nebyla identifikována, ale v souladu s [31] je z termodynamického hlediska velmi pravděpodobné, že tato fáze se bude ve struktuře návaru vyskytovat.

Provedené experimenty společně s výpočty v software ThermoCalc a SVARY můžeme označit jako vhodný a dostatečný nástroj pro posouzení strukturní stability heterogenního svarového spoje.

S uvážením naměřených hodnot mechanických vlastností tohoto heterogenního svarového spoje v [77] můžeme konstatovat, že zvolená technologie svařování (TIG hot wire), návar P24-IG a tepelné zpracování po svařování vytváří strukturně stabilní heterogenní svarový spoj, který je vhodný pro práci za teploty 400 °C.

8. Závěr

Heterogenní svarový spoj, který se skládal z nízkolegované žárovevné oceli 16 236 a 16 537 byl podroben analýze za účelem zjištění jeho strukturní stability. Analýzou vzorků v dodaném stavu bylo zjištěno, že na rozhraních ZM1 – SK, SK – N a ZM2 – N dochází vlivem rozdílného chemického složení a tedy rozdílné aktivity uhlíku ve zmiňovaných materiálech k difúzi uhlíku přes rozhraní svarového spoje. Hnací silou této difúze je gradient termodynamické aktivity. Po aplikaci PWHT došlo ke vzniku nauhličených a oduhličených oblastí, které jsou dobře patrné na snímcích z elektronového rastrovacího mikroskopu. Tento fakt byl potvrzen vývojem naměřené tvrdosti. Na všech výše zmíněných rozhraních došlo k nárůstu tvrdosti, největší nárůst byl pak pozorován na rozhraní SK – N. Vypočtené změny obsahu uhlíku v těchto oblastech též koresponduje s vývojem tvrdosti ve svarovém spoji. Na rozhraní ZM2 – N je šířka těchto oblastí tak malá, že přerozdělení uhlíku by ani po dlouhodobé teplotní exploataci nemělo vést k strukturní nestabilitě. Podle výpočtu se jako kritické jeví rozhraní SK – N, kde je šířka nauhličených a oduhličených oblastí největší. Tomu odpovídá i maximální naměřená hodnota tvrdosti na tomto rozhraní.

Analýza vzorků, které byly žihány při teplotách 300 °C a 400 °C (předpokládané pracovní teploty) po dobu 500 hodin ukázala, že nedošlo k žádným výrazným mikrostrukturním změnám, které by snižovaly strukturní stabilitu svarového spoje. Vývoj tvrdosti u těchto vzorků byl téměř totožný jako u vzorků po aplikaci PWHT. Pozorovaná mikrostruktura koresponduje s uvedenými výpočty. Redistribuce uhlíku je za takto nízkých teplot velmi malá, na rozhraní ZM2 – N dokonce zanedbatelná. Můžeme říci, že všechny mikrostrukturní změny proběhly hlavně při vysoké teplotě tepelného zpracování svarového spoje po svaření. Při nižších – pracovních teplotách, by nemělo docházet ke ztrátě strukturní stability.

Software ThermoCalc byl využit jako vhodný nástroj pro posouzení strukturní stability z hlediska výskytu minoritních fází ve struktuře žárovevných materiálů. Nutno podotknout, že výsledky z tohoto software jsou spočteny pouze pro termodynamicky rovnovážný stav, ve kterém se ovšem reálný materiál použitý v praxi nemusí nacházet. I tak můžeme tyto výsledky ve spojení s metalografickou analýzou a analýzou tvrdosti považovat za dostatečně vhodné pro posouzení strukturní stability heterogenního svarového spoje z nízkolegovaných žárovevných ocelí.

9. Seznam použitých zkratk a symbolů

a_C	aktivita uhlíku [hm. %, at. zl.]
<i>ASTM</i>	American Society for Testing and Materials
<i>BCC</i>	body center cubic (mřížka kubická prostorově středěná)
d	střední průměr částice [m]
D_C^a	termodynamický koef. difúze uhlíku vztažený na zředěný tuh. roztok [$\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$]
D_{Cef}	efektivní koeficient difúze [$\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$]
<i>FCC</i>	face center cubic (mřížka kubická plošně středěná)
G_m^j	molární Gibbsova energie fáze j [$\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$]
G_m^C	celková Gibbsova energie soustavy [$\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$]
<i>HCP</i>	hexagonal close packet
<i>IIW</i>	International Institut of Welding
K_d	teplotně závislá konstanta hrubnutí fáze [$\text{m}^3 \cdot \text{s}^{-1}$]
N_C	koncentrace uhlíku [hm. %]
<i>PWHT</i>	post weld heat treatment (tepelné zpracování po svaření)
Q	aktivační energie [J]
R	molární plynová konstanta [$\text{J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$]
R_{mT}	mez pevnosti při tečení [MPa]
$R_{p0,2}$	smluvní mez kluzu [MPa]
t	čas [s]
T	teplota [K]
α	ferit
γ	austenit
γ_c	aktivitní koeficient uhlíku
ε_C^j	interakční koeficient uhlíku [$1/\text{hm. \%}$]

10. Použitá literatura

- [1] HEDMAN, B. ENERGY NEXUS GROUP. *Technology Characterization: Steam Turbines* [online]. Arlington, Virginia, 2002. 20 s. [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: <http://www.uschpa.org/files/public/steamturbines.pdf>
- [2] BARELLA, S., M. BELLOGINI, M. BONIARDI a S. CINCERA. Failure analysis of a steam turbine rotor. *Engineering Failure Analysis* [online]. 2011, vol. 18, s. 1511-1519. [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1350630711001300>
- [3] HAGEN, I. a W. BENDICK. MANNESMANN FORSCHUNGSINSTITUT GMBH. *Creep resistant ferritic steels for power plants*. Duisburg, Germany, 2002. 23 s. Dostupné z: http://www.cbmm.com.br/portug/sources/techlib/science techno/table_content/sub_4/images/pdfs/040.pdf
- [4] VODSEĎÁLEK, J., M. VYSTYD a R. PECH. *Vlastnosti a použití žárovevných ocelí a slitin*. 2., upravené vydání. Praha: SNTL, 1974, 312 s. ISBN L13-B3-IV-41/22 371/VIII.
- [5] FREMUND, P. a T. PODRÁBSKÝ. *Konstrukční oceli*. Brno: Cerm, 1996, 267 s. ISBN 80-85867-95-8.
- [6] HODIS, Z. *Difúze uhlíku a dusíku ve svarových spojích žárovevných feritických ocelí*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2009. 88 s. Vedoucí disertační práce doc. RNDr. Jiří Sopoušek, CSc.
- [7] PURMENSKÝ, J., V. FOLDYNA a K. MATOCHA. Perspektivní žárovevné oceli a jejich vlastnosti a praktické využití. *Metal* [online]. 2006, 12 s. [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: <http://www.metal2011.com/data/metal2006/sbornik/papers/162.pdf>
- [8] KANDER, L. a K. MATOCHA. Nekonvenční vlastnosti oceli 15NiCuMoNb5 (WB 36). *Metal* [online]. 2006, 8 s. [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: <http://www.metal2011.com/data/metal2006/sbornik/papers/204.pdf>
- [9] KANDER, L., J. SOBOTKA a K. MATOCHA. Hodnocení lomového chování svarového spoje z oceli 15NiCuMoNb5. *Metal* [online]. 2007, 8 s. [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: http://www.metal2012.com/files/proceedings/metal_07/Lists/Papers/129.pdf
- [10] ALTPETER, I. et al. Copper precipitates in 15 NiCuMoNb 5 (WB 36) steel: material properties and microstructure, atomistic simulation, and micromagnetic NDE techniques. *Nuclear Engineering and Design* [online]. 2001, s. 337-350 [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: <http://www.imwf.uni-stuttgart.de/forschung/veroeffentlichungen/221.pdf>
- [11] SVOBODOVÁ, M., J. DOUDA, F. HNILICA, J. ČMAKAL a J. DUBSKÝ. Strukturní s fázová analýza oceli T23. *Metal* [online]. 2008, 7 s. [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: http://www.metal2012.com/files/proceedings/metal_08/Lists/Papers/072.pdf

- [12] KUDRMAN, J., J. DOUDA a M. SVOBODOVÁ. Chování oceli T23 při dlouhodobém účinku teploty. *Metal* [online]. 2007, 8 s. [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: http://www.metal2012.com/files/proceedings/metal_07/Lists/Papers/049.pdf
- [13] SVOBODOVÁ, M., J. DOUDA, J. KUDRMAN, V. SKLENIČKA a K. KUCHAROVÁ. Porovnání vlastností moderních žárupevných ocelí po dlouhodobém žíhání. *Metal* [online]. 2007, 8 s. [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: http://www.metal2012.com/files/proceedings/metal_07/Lists/Papers/038.pdf
- [14] BENDICK, W., J. GABREL, B. HAHN a B. VANDENBERGHE. New low alloy heat resistant ferritic steels T/P23 and T/P24 for power plant application. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* [online]. 2007, s. 13-20 [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0308016106001591>
- [15] HARTROTT, P., S. HOLMSTRÖM, S. CAMINADA a S. PILLOT. Life-time prediction for advanced low alloy steel P23. *Materials Science and Engineering* [online]. 2009, s. 175-179 [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509308014706>
- [16] DI GIANFRANCESCO, A. et al. RESEARCH FUND FOR COAL & STEEL. *Applications of Advanced Low-alloy Steels for New High-temperature Components* [online]. Luxembourg, 2009, 142 s. [cit. 2012-04-01]. ISBN 978-927-9100-062. Dostupné z: observatorio.aimme.es/otea_document.asp?id=9455&n=1
- [17] NAGODE, A., L. KOSEC, B. ULE a G. KOSEC. Review of creep resistant alloys for power plant applications. *Metalurgija: časopis Fakulteta, instituta i željezare Sisak* [online]. 2011, č. 50, s. 45-48 [cit. 2012-04-01]. ISSN 0543-5846. Dostupné z: hrcak.srce.hr/file/91407
- [18] ZIFČÁK, P., P. BRZIAK, M. BALOG, J. BOŠANSKÝ a M. SRNKA. Vývoj mikroštruktúry a návrh hodnotenia precipitačných zmien a oceli T24 vplyvom creepovej exploatacie. *Acta Metallurgica Slovaca* [online]. 2008, roč. 14, č. 2, s. 195-208 [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: http://www.ams.tuke.sk/data/ams_online/2008/number2/mag01/mag01.pdf
- [19] ADAMIEC, J. a A. HERNAS. Experiences in welding of membrane panels made of 7CrMoVTiB 10-10 (T24) steel. *Trends in the development of machinery and associated technology, 14th International Research/Expert Conference* [online]. Katowice, 2010, s. 57-60 [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: <http://www.tmt.unze.ba/zbornik/TMT2010/015-TMT10-065.pdf>
- [20] KOUTSKÝ, J. *Slitinové oceli pro energetické strojírenství*. Vyd. 1. Praha: Nakl. techn. lit., 1981, 337 s.
- [21] KLUEH, R. OAK RIDGE NATIONAL LABORATORY. *Elevated-temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors*. Tennessee, 2004, 56 s. Dostupné z: <http://www.ornl.gov/~webworks/cppr/y2001/rpt/121054.pdf>

- [22] LAGNEBORG, R., T. SIWECKI, S. ZAJAC a B. HUTCHINSON. SWEDISH INSTITUTE FOR METALS RESEARCH. The role of vanadium in microalloyed steels. *The Scandanavian Journal of Metallurgy* [online]. Stockholm, 1999, 81 s. Dostupné z: <http://www.stratcor.com/steel/Role%20of%20V%20in%20MA%20Steels.pdf>
- [23] HU, Z. SCHOOL OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING. Heat-resistant steels, microstructure evolution and life assessment in power plants. *Thermal Power Plants* [online]. China, Shanghai, 2011, s. 195-226. Dostupné z: http://cdn.intechopen.com/pdfs/26044/InTech-Heat_resistant_steels_microstructure_evolution_and_life_assessment_in_power_plant_s.pdf
- [24] WAN, R., F. SUN, L. ZHANG a A. SHAN. Effects of Mo on high-temperature strength of fire-resistant steel. *Materials and Design* [online]. 2011, 35, s. 335-341 [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306911006236>
- [25] FOLDYNA, V. a M. SONDEL. Vliv nanočástic na žárovevné vlastnosti progresivních žárovevných feritických ocelí. *Metal* [online]. 2009, 8 s. [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: <http://www.nanotechnologie.cz/storage/C5.pdf>
- [26] HLA VATÝ, I. Oceli žárupevné. *Materiály a jejich svařitelnost: Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. Druhé upravené vydání. Ostrava: ZERROS, 2001. Kapitola 14, s. 135–141. ISBN 80-85771-85-3
- [27] B HOLE, S.D., J.B. NEMADE, L. COLLINS a C. LIU. Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel. *Journal of Meterials Processing Technology* [online]. 2006, s. 92-100 [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013605009337>
- [28] ABE, F. Effect of boron on microstructure and creep strength of advanced ferritic power plant steels. *Procedia Engineering* [online]. 2011, 10, s. 94-99 [cit. 2012-04-01]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705811002062>
- [29] DVOŘÁČEK, O. *Modelování fázového složení žárupevných ocelí a jejich spojů*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2009. 77 s. Vedoucí diplomové práce Ing. Vít Jan, Ph.D.
- [30] VODOPIVEC, F., M. JENKO a J. VOJVODIČ. Stability of MC carbide particles size in creep resisting steels. *Metalurgija: časopis Fakulteta, instituta i željezare Sisak*. 2006, 45, s. 147-153. ISSN 0543-5846. Dostupné z: hrcak.srce.hr/file/9813
- [31] UNUCKA, P. *Studium rovnovážných stavů v multikomponentních systémech C-Cr-Fe-Mo-X*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2004. 93s. Vedoucí disertační práce doc. Ing. Rudolf Foret, CSc.

- [32] BALTUŠNIKAS, A., I. LUKOŠIUTĖ a R. LEVINKAS. Transformation kinetics of $M_{23}C_6$ carbide lattice parameters in low alloyed steel. *Materials Science (Medžiagotyra)* [online]. 2010, vol. 16, No. 4, 320-323 [cit. 2012-04-01]. ISSN 1392–1320.
- [33] BAZAZI, A. *Evolution of microstructure during long-term creep of a tempered martensite ferritic steel*. Bochum, 2009. 108 s. Dizertační práce. Ruhr-Universität Bochum. Vedoucí práce Prof. Dr. Gunther Eggeler. Dostupné z: <http://www-brs.ub.ruhr-uni-bochum.de/netahtml/HSS/Diss/AghajaniBazaziAli/diss.pdf>
- [34] ZLÁMAL, B. *Strukturní stabilita heterogenních svarových spojů žárovevných ocelí: Structural stability of dissimilar welds of creep-resistant steels*. Brno: VUT FSI, 2007. 97 s. Dizertační práce. Vedoucí práce Rudolf Foret.
- [35] PURMENSKÝ, J. a V. FOLDYNA. Žárupevnost a její vliv na životnost energetických zařízení. *Metal* [online]. 2008, 16 s. [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: http://www.metal2012.com/files/proceedings/metal_08/Lists/Papers/184.pdf
- [36] SKLENIČKA, V., K. KUCHAROVÁ, M. SVOBODA, L. KLOC, J. BURŠÍK a A. KROUPA. Long-term creep behavior of 9-12%Cr power plant steel. *Materials characterization*[online]. 51. vyd. 2003, s. 35-48 [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S104458030300192X>
- [37] PILOUS, V., STRÁNSKÝ, K. *Strukturní stálost návarů a svarových spojů v energetickém strojírenství*. Praha: Academia, 1989. 206 s. ISBN 80-200-0007-0.
- [38] JHA, B., B. MISHRA, B. SATPATI a S. OJHA Effect of thermal ageing on the evolution of microstructure and degradation of hardness of 2.25Cr-1Mo steel. *Materials Science-Poland* [online]. 2010, Vol. 28, No. 1, s. 335-346 [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: http://materialscience.pwr.wroc.pl/bi/vol28no1/articles/ms_33_2009_121jha.pdf
- [39] SOPOUŠEK, J. *Fázové rovnováhy a difúzí řízené procesy ve vybraných soustavách kovů a slitin*. Brno: Masarykova univerzita, Přírodovědecká fakulta, 2002. Habilitační práce.
- [40] ŠOHAJ, P. *Strukturní stabilita žárovevných ocelí a jejich svarů*, Brno, Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2009, 41 s. Vedoucí diplomové práce: prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.
- [41] MOHYLA, M. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*. 1. vyd. Ostrava: VŠB, 1989, 265 s. ISBN 80-707-8138-6.
- [42] JANOVEC, J., K. MACEK a P. ZUNA. *Fyzikální metalurgie*. Vyd. 1. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2004, 238 s. ISBN 80-010-2935-2.
- [43] STRÁNSKÝ, K. *Termodynamika kvazistacionární difúze uhlíku v ocelích a její aplikace*. 1. vyd. Praha: Academia, 1977, 146 s.
- [44] HRIVŇÁK, I. *Zváranie a zvariteľnosť materiálov*. 1. vyd. Bratislava: Slovenská technická univerzita, 2009, 486 s. ISBN 978-80-227-3167-6.

- [45] BOC LIMITED. *Preheating of materials*. Section 8. 2007, 326-329. Dostupné z: <http://www.bocworldofwelding.com.au/media/pdf/file/library/WOWLibrary-Preheating%20of%20materials-Consumables.pdf>
- [46] SRIVASTAVA, B., S. P. TEWARI a J. PRAKASH. A review on effect of preheating and/or post weld heat treatment (PWHT) on mechanical behaviour of ferrous metals. *International Journal of Engineering Science and Technology* [online]. 2010, Vol. 2, s. 625-631 [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: <http://www.ijest.info/docs/IJEST10-02-04-52.pdf>
- [47] DE COOMAN, B.C. Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* [online]. 2004, Vol. 8, s. 285-303 [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359028604000804>
- [48] FUNDERBURK, R. Key concepts in welding engineering: The importance of interpass temperature. *Key Concepts in Welding Engineering: Welding Innovation* [online]. 1998, Vol. 15, No. 1, 2 s. [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: <http://www.jflf.org/pdfs/papers/keyconcepts3.pdf>
- [49] MOHYLA, P. a J. KOUKAL. Svařitelnost uhlíkových, mikro a nízkolegovaných ocelí pro tlaková zařízení. *All for Power* [online]. 2008, 5 s. [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: <http://www.allforpower.cz/clanek/svaritelnost-uhlikovych-mikro-a-nizkolegovanych-oceli-pro-tlakova-zarizeni/>
- [50] Zváranie: Vol'ba prídavných materiálov. *MatNet: Výskumno-vývojová a inovačná sieť pre oblasť materiálov a technológií* [online]. 2006 [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: <http://www.matnet.sav.sk/index.php?ID=559>
- [51] BÖHLER WELDING GROUP. *Nejpoužívanější přídavné materiály pro svařování, navařování a pájení*. 2003, 40 s. Dostupné z: http://www.bohler-uddeholm.cz/czech/files/2011_Nejpouzivanejsi_materialy.pdf
- [52] KOVAŘÍK, R., ČERNÝ, F. *Technologie svařování*. 2. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2000. 186 s. ISBN 80-7082-697-5.
- [53] FORET, R., B. ZLÁMAL a J. SOPOUŠEK. Structural stability of dissimilar weld between two Cr-Mo-V steels. *Welding Journal* [online]. 2006, s. 211-217 [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: <http://www.aws.org/wj/supplement/wj1006-211.pdf>
- [54] PILOUS, V. *Technologie kovových materiálů*. 2. vyd. V Plzni: Západočeská univerzita, 2008, 125 s. ISBN 978-80-7043-699-8.
- [55] Different types of corrosion: Intergranular corrosion: weld decay. *WebCorr* [online]. [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: http://www.corrosionclinic.com/types_of_corrosion/weld_decay_weldment_corrosion.htm

- [56] SCOTT, P. THERMALTOOL CORP. *Controlling the heat affected zone (HAZ) in HF pipe and tube welding*. East Haven, USA, 2008, 12 s. Dostupné z: [http://www.thermatool.com/information/papers/welding/CONTROLLING-THE-HEAT-AFFECTED-ZONE-\(HAZ\)-IN-HF-PIPE-TUBE-WELDING.pdf](http://www.thermatool.com/information/papers/welding/CONTROLLING-THE-HEAT-AFFECTED-ZONE-(HAZ)-IN-HF-PIPE-TUBE-WELDING.pdf)
- [57] MURATOĞLU, M. a M. EROĞLU. Effect of molybdenum on the intercritical heat-affected zone of the low carbon Cr-Mo steels. *Asian Transactions on Engineering* [online]. 2011, Vol. 1, No. 4, s. 1-5 [cit. 2012-04-02]. ISSN 2221-4267. Dostupné z: <http://www.asian-transactions.org/Journals/Vol01Issue04/ATE/ATE-40126045.pdf>
- [58] GUNARAJ, V. a N. MURUGAN. Prediction of heat-affected zone characteristics in submerged arc welding of structural steel pipes. *Welding Journal: Welding Research* [online]. 2002, s. 94-102 [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: <http://ww.aws.org/wj/supplement/Gunaraj2-02.pdf>
- [59] CLEMEX INTELLIGENT MICROSCOPY. *Micro-hardness testing of heat affected zones*. 2009, 2 s. Dostupné z: http://www.clemex.com/pdf/Solutions/AppNotes/Clemex_Micro-Hardness_Testing-Heat_Affected_Zones.pdf
- [60] MAYR, P. *Evolution of microstructure and mechanical properties of the heat affected zone in B-containing 9% chromium steels*. Graz, 2007. 242 s. Dostupné z: https://online.tugraz.at/tug_online/voe_main2.getvolltext?pCurrPk=30884. Disertační práce. Institute for Material science, Welding and Forming, Faculty of Mechanical Engineering, Graz University of Technology. Vedoucí práce Prof. Horst Cerjak.
- [61] OCHODEK, V. *Struktura svaru. Materiály a jejich svařitelnost: Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. 2. vyd. Ostrava: ZERROS, 2001. Kapitola 7, s. 95–101. ISBN 80-85771-85-3.
- [62] WELDING TECHNOLOGY INSTITUTE OF AUSTRIA. *Post weld heat treatment of welded structures* [online]. 2003, s. 1-10 [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: <http://www.wtia.com.au/pdf/GN6%20PWHT.pdf>
- [63] FUNDERBURK, R. Postweld heat treatment. *Key Concepts in Welding Engineering: Welding Innovation* [online]. 1998, Vol. 15, No. 2, 2 s. [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: <http://www.jflf.org/pdfs/papers/keyconcepts4.pdf>
- [64] AHMED, K. a J. KRISHNAN. CENTRE FOR DESIGN AND MANUFACTURE. Post-weld heat treatment - Case studies. *BARC Newsletter* [online]. 2002. vyd. s. 111-115 [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: <http://barc.gov.in/publications/nl/2003/200310-17.pdf>
- [65] HENDERIECKX, G. GIETECH BV. *Stress relieving basics*. 2005, 5 s. Dostupné z: <http://www.gietech.be/LinkClick.aspx?fileticket=vdpEL3EHxiY%3D&tabid=111&mid=539>

- [66] HILKES, J. a V. GROSS. BÖHLER WELDING. *Welding CrMo steels for power generation and petrochemical applications: Past, Present and Future* [online]. IIW Conference, Singapore, 2009 [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: http://www.t-put.com/EN_welding_CrMo.pdf
- [67] CUNAT, J. EURO INOX. *Svařování korozivzdorných ocelí: Materiály a jejich použití*. 2007, 37 s. ISBN 978-2-87997-177-3. Dostupné z: http://www.euro-inox.org/pdf/map/BrochureWeldability_CZ.pdf
- [68] MILLER. *Guidelines for gas tungsten arc welding (GTAW)*. 2008, 24 s. 215 994 A. Dostupné z: <http://www.millerwelds.com/pdf/gtawbook.pdf>
- [69] MILLER. *Guidelines for shielded metal arc welding (SMAW)*. 2010, 28 s. 155 095 B. Dostupné z: http://www.millerwelds.com/pdf/guidelines_smaw.pdf
- [70] EUROPEAN FEDERATION FOR WELDING, JOINING AND CUTTING. *Technical Sheets: Flux cored arc welding*. 2007. Dostupné z: http://www.ewf.be/media/documentosDocs/doc_24_flux_cored_arc_welding.pdf
- [71] SHIGE, T., S. ITOU, R. MAGOSHI, T. ICHIMURA a Y. KONDOU. MITSUBISHI HEAVY INDUSTRIES, Ltd. Development of large-capacity, highly efficient welded rotor for steam turbines. *Technical Review* [online]. 2001, Vol. 38, No. 1, s. 6-11 [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: <http://www.mhi.co.jp/technology/review/pdf/e381/e381006.pdf>
- [72] BLOCH, H. *A Practical Guide to Steam Turbine Technology*. New York: McGraw-Hill, 1996, 348 s. ISBN 00-700-5924-1.
- [73] PIRSCHER, A. ALSTOM. *Alstom steam turbine designs for AD700 power plant*. 2005. Dostupné z: <https://projectweb.elsam-eng.com/AD700/Milan%20Conference/Attachment%2010%20-%20Milan%20conference%202005.pdf>
- [74] Mechanized TIG welding station for joining similar and dissimilar materials: Producing turbine rotors with precision and repeatability, in high volumes. *Welding design and fabrication* [online]. 2011 [cit. 2012-04-02]. Dostupné z: <http://weldingdesign.com/operations/main/mechanized-tig-welding-station-0822/index.html>
- [75] EUROPEAN FEDERATION FOR WELDING, JOINING AND CUTTING. *Technical Sheets: TIG hot wire*. 2007. Dostupné z: http://www.ewf.be/media/documentosDocs/doc_85_tig_hot_wire.pdf
- [76] HENON, B. Advances in automatic hot wire GTAW (TIG) welding. *Arc Machines* [online]. [cit. 2012-04-09]. Dostupné z: <http://www.arcmachines.com/news/case-studies/advances-automatic-hot-wire-gtaw-tig-welding>
- [77] MAZALOVÁ, E. *Vlastnosti a mikrostruktura svarových spojů kombinovaných rotorů pro parní turbíny*. Plzeň, 2011. 58 s. Diplomová práce. Západočeská univerzita v Plzni, Fakulta strojní. Vedoucí práce Doc. RNDr. Dagmar Jandová, Ph.D.

- [78] ČSN EN ISO 6507-1. Kovové materiály - Zkouška tvrdosti podle Vickerse - Část 1: Zkušební metoda. Praha: Český normalizační institut, 2006. 24 s. 42 0374.
- [79] ČSN EN 1043 – 1. Destruktivní zkoušky svarů kovových materiálů - Zkouška tvrdosti - Část 1: Zkouška tvrdosti spojů svařovaných obloukovým svařováním. Praha: Český normalizační institut, 1998. 24 s. 05 1134.

11. Seznam příloh

Příloha P1 – Protokol o chemickém složení	1
Příloha P2 – Výpočty ze software SVARY	2

Příloha P1 – Protokol o naměřeném chemickém složení

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

Fakulta strojního inženýrství
Ústav materiálových věd a inženýrství
Technická 2896/2
616 69 Brno

Protokol o chemickém složení

Materiál: 27NiCrMoV15-6 (16 537), 28CrMoNiV4-9 (16 236)
Zadavatel: prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.
Označ. vzorku: Zákl. mat. 1, Zákl. mat. 2

Protokol č.: 007/2012
Poř. číslo knihy: 012-013/2012
Zkušební stroj: Spectromat GDS 750

Výsledné chemické složení:

Ozn. vzorku	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	Cu	Al
Zákl. mat. 1	0,23	0,37	0,11	0,006	0,001	1,64	3,4	0,38	0,07	0,00	0,07	0,014
Zákl. mat. 2	0,28	0,69	0,07	0,005	0,001	1,19	0,63	0,88	0,29	0,00	0,09	0,008

Ozn. vzorku	Ti	Co	B	Sn	Sb	Nb	Pb					
Zákl. mat. 1	0,00	0,01	0,000	0,01	0,00	0,00	0,00					
Zákl. mat. 2	0,00	0,01	0,000	0,02	0,00	0,00	0,00					

Zpracoval: Ing. Pavel Doležal, Ph.D.

V Brně 8. února 2012

.....
Prof. Ing. Jiří Švejcar, CSc.

Prof. Ing. Jiří Švejcar, CSc. tel.: 5 4114 3102, E-mail: svejcar@fme.vutbr.cz
Ing. Pavel Doležal, Ph.D. tel.: 5 4114 3189 E-mail: dolezal@fme.vutbr.cz, pavdol@email.cz

Ozn. vzorku	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Nb	Al	Cr _e	Ni _e
16 537	0,23	0,37	0,11	0,006	0,001	1,64	3,4	0,38	0,07	0,07		0,014	2,26	10,49
16 236	0,28	0,69	0,07	0,005	0,001	1,19	0,63	0,88	0,29	0,09		0,008	2,40	9,38
P24-IG ^{*)}	0,11	0,21	0,57			2,53		0,95	0,234	0,05	0,0058		4,57	3,40
NiCrMo2,5-IG ^{**)}	0,09	1,41	0,59			0,26	2,51	0,41					1,56	5,92

^{*)} návar, navíc 0,003 Ti; 0,0002 B

^{**)} svarový kov,

Příloha P2 – Výsledky výpočtu redistribucí C (program Dry., Str.)

Přechod	Cr _e [hm.%]	Ni _e [hm.%]	C [hm.%]	Změna na rozhraní	600 °C/10 h		400 °C/500 h	
					C _q [hm.%]	Šířka pásma [μm]	C _q [hm.%]	Šířka pásma [μm]
16 537	2,26	10,49	0,23	nauhličení	0,34	163	0,39	63
SK	1,56	5,92	0,09	oduhličení	0,02	340	0,005	118
SK	1,56	5,92	0,09	oduhličení	0,02	490	0,008	476
návar	4,57	3,40	0,11	nauhličení	0,34	149	0,49	103
návar	4,57	3,40	0,11	nauhličení	0,44	12	zanedbatelná redistribuce	
16 236	2,40	9,38	0,28	oduhličení	0,02	15		