

VĚDECKÉ SPISY VYSOKÉHO UČENÍ TECHNICKÉHO V BRNĚ

Edice PhD Thesis, sv. 429

ISSN 1213-4198

thesis
S
IS

Ing. Bronislav Zlámal

**Strukturní stabilita
heterogenních svarových spojů
žáropevných ocelí**

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálového inženýrství

Ing. Bronislav Zlámal

**STRUKTURNÍ STABILITA
HETEROGENNÍCH SVAROVÝCH SPOJŮ
ŽÁROPEVNÝCH OCELÍ**

**STRUCTURAL STABILITY OF DISSIMILAR WELDS
OF CREEP-RESISTANT STEELS**

ZKRÁCENÁ VERZE Ph.D. THESIS

Obor:	Fyzikální a materiálové inženýrství
Školitel:	prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.
Školitel specialista:	doc. RNDr. Jiří Sopoušek, CSc.
Oponenti:	prof. Ing. Vlastimil Vodárek, CSc. RNDr. Milan Svoboda, CSc. Prof. Ing. Karel Stránský, DrSc.
Datum obhajoby:	8. 6. 2007

KLÍČOVÁ SLOVA

Žáropevné oceli, svarový spoj, strukturní stabilita, kinetická simulace, redistribuce, oduhličená a nauhličená oblast

KEYWORDS

Creep-resistant steels, weld joint, structural stability, kinetic simulation, redistribution, carbon depleted and carbon enriched zone

Rukopis disertační práce je uložen na oddělení vědy a výzkumu Fakulty strojního inženýrství VUT v Brně, Technická 2, 616 69 Brno.

OBSAH

1 ÚVOD	5
2 SOUČASNOST A VÝVOJOVÉ TRENDY ŽÁROPEVNÝCH OCELÍ.....	5
2.1 Degradální mechanismy v žárovevných ocelích	5
2.2 Nízkoaliovaná žárovevná oceli.....	6
2.3 Modifikovaná 9–12% Cr oceli	6
2.4 Austenitické oceli	7
3 STRUKTURNÍ STABILITA SVAROVÝCH SPOJŮ	8
3.1 Příčiny degradace mikrostruktury svarových spojů	8
3.2 Počítačové simulace strukturní stability.....	9
3.2.1 Výpočty fázových rovnováh.....	9
3.2.2 Difúze v multikomponentních soustavách	9
3.2.3 Průběh simulace strukturní stability svarových spojů.....	10
4 CÍLE DOKTORSKÉ DISERTAČNÍ PRÁCE	11
5 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL.....	11
6 EXPERIMENTÁLNÍ METODY, ZAŘÍZENÍ A SOFTWARE	12
6.1 Experimentální studium heterogenních svarových spojů.....	12
6.2 Použitý software, termodynamická a kinetická databáze	13
7 HLAVNÍ VÝSLEDKY A JEJICH DISKUSE	14
7.1 Aktivita uhlíku a dusíku	14
7.2 Difúze uhlíku ve spoji T25 P91	14
7.3 Difúze uhlíku a dusíku ve spoji T25+N P91+N	16
7.4 Mikrostruktura svarového spoje	17
7.5 Fázové složení spoje T25 P91	18
7.6 Fázové složení spoje T25+N P91+N	20
7.7 Rozdíly mezi výpočtem a experimentálními výsledky	24
8 ZÁVĚRY	24
9 VÝBĚR Z POUŽITÉ LITERATURY.....	26
10 PUBLIKACE AUTORA K TÉMATU DISERTACE.....	28
CURRICULUM VITAE	30
ABSTRACT	31

1 ÚVOD

Přestože dochází ke zvyšování podílu tzv. alternativních nebo obnovitelných energetických zdrojů a využívání dalších fosilních paliv, tj. zemního plynu a topných olejů, patří v současnosti mezi nejrozšířenější zdroje elektrické energie tepelné elektrárny spalující uhlí. S rostoucí spotřebou elektrické energie v nejlidnatějších zemích světa (Indie a Čína) se předpokládá výstavba nových tepelných elektráren a u stávajících zařízení v Evropě, USA a Japonsku se očekává náhrada zastaralých a neefektivních elektrárenských bloků [1]. Renovace starších a výstavba nových energetických zařízení je stále více ovlivňována ekologickými (snižování emisí prachu, SO₂ a NO_x) a technickými požadavky (snižování emisí CO₂). Tyto požadavky vyvolávají silný tlak na změnu konstrukce a zvyšování účinnosti energetických zařízení, které lze dosáhnout zvyšováním teploty páry a jejího tlaku na vstupu do parních turbín. Pro dodržení požadavků na redukci ceny elektrické energie je proto nezbytný vývoj nových žárovevných a žárovzdorných materiálů. Za tímto účelem byly v Evropě zahájeny projekty COST 522/536 a v Japonsku projekt NIMS, jejichž cílem je vývoj žárovevných ocelí schopných dlouhodobě pracovat za teplot kolem 650 °C.

V poslední dekádě se kromě experimentálního ověřování žárovevných vlastností při vývoji nových materiálů dosáhlo výrazného pokroku při počítačových simulacích termodynamicky rovnovážných stavů ocelí po dlouhodobé vysokoteplotní expozici (např. program Thermo-Calc) [2, 3] a při simulacích kinetiky difúzně řízených transformacích ve svarových spojích žárovevných ocelí (např. program DICTRA) [4]. Vzhledem k časové a finanční náročnosti experimentálních zkoušek, představují počítačové simulace velmi účinný a úsporný nástroj ve vývoji nových žárovevných materiálů a jejich svarových spojů.

2 SOUČASNOST A VÝVOJOVÉ TRENDY ŽÁROPEVNÝCH OCELÍ

2.1 DEGRADAČNÍ MECHANISMY V ŽÁROPEVNÝCH OCELÍCH

Strukturní stabilita vyjadřuje schopnost materiálu odolávat vlivům pracovního prostředí, tj. vlivu teploty, tlaku, korozního prostředí, ozáření aj. Změny struktury materiálu, spojené se změnami mechanických vlastností, významně souvisí s provozní spolehlivostí součásti. U žárovevných ocelí se jedná o porušování v podmínkách creepu, únavového porušování s případným účinkem koroze a s interakcí všech uvedených procesů [5].

Během dlouhodobé vysokoteplotní expozice probíhají v materiálu mikrostrukturní změny, které vedou ke snížení precipitačního zpevnění (PS) a zpevnění tuhého roztoku (SSS), čímž dochází k degradaci žárovevných vlastností. Mechanismy degradace mikrostruktury lze rozdělit na tyto procesy [6]: a) *hrubnutí částic sekundárních fází*, b) *rozpuštění jemných karbonitridů (M₂X, MX) za současné*

precipitace nových fází, c) zotavení mikrostruktury v oblasti hranic původních austenitických zrn, d) zotavení dislokací.

Snížení PS je výsledkem hrubnutí částic rozpouštění malých precipitátů. Řídicími mechanismy těchto změn jsou termodynamické poměry a difúze přísadových prvků tuhým roztokem. Hrubnutím precipitátů se zvyšuje jejich střední průměr, klesá jejich počet v jednotce objemu při zachování podílu vytvrzujících fází a zároveň se zvyšuje střední vzájemná vzdálenost částic, čímž se snižuje žárovevnost [7]. Rozpouštění vytvrzujících částic MX (V_4C_3 , VCN, VN, NbX) způsobuje ve všech feritických ocelích dodatečnou precipitaci termodynamicky stabilnějších, avšak rychle hrubnoucích fází M_6C nebo M_6X , bohatých molybdenem. U modifikovaných 9–12% Cr ocelí s přísadou niobu se fáze MX, příp. M_2X , rozpouští v důsledku precipitace tenkých destiček stabilnější Z-fáze, což je rychle hrubnoucí nitridická fáze s obecným vzorcem Cr(V,Nb)N. Podle [8] vznik jedné částice Z-fáze způsobí rozpuštění ~ 1000 částic MX. Snížení zpevnění tuhého roztoku způsobuje precipitace fází bohatých na Mo nebo W, což vede ke snížení obsahu těchto prvků v tuhém roztoku. Kromě fáze M_6X , která byla pozorována ve všech chromových ocelích, se na snížení SSS modifikovaných 9–12% Cr ocelí dále podílí precipitace Lavesovy fáze Fe_2Mo , resp. Fe_2W [7]. Bylo prokázáno, že plastická deformace během teplotní expozice výrazně zvyšuje rychlost hrubnutí částic [1]. Precipitace Lavesovy fáze, ale zejména Z-fáze, představuje podle většiny autorů [1, 9] důležitý mechanismus degradace mikrostruktury modifikovaných 9–12% Cr ocelí, který po určité době creepové expozice vyvolává výrazný pokles úrovně creepové pevnosti, tzv. sigmoidální chování.

2.2 NÍZKOLEGOVANÉ ŽÁROPEVNÉ OCELI

V částech energetických zařízení, kde teplota nepřesahuje 580 °C, se používají nízkolegované oceli. Z hlediska zvyšování teploty a tlaku páry je i v oblasti nízkolegovaných ocelí v současné době vyvíjeno úsilí na zvýšení jejich žárovevnosti. Požadavek na snížení ceny energetických zařízení a zlepšení svařitelnosti vedl k vývoji ocelí na bázi 2–3 % Cr s obsahem C do 0,1 hm. %, které jsou legované W, Nb, B, N a Ti (T23, TEMPALLOY F-2W, T24). Při teplotách 550–575 °C je jejich žárovevnost blízká žárovevnosti 9% Cr ocelí.

Nízkolegované oceli se podle složitosti součástí tepelně zpracovávají normalizací, příp. kalením do oleje (resp. do vody) z teplot 1050–1070 °C, a následným popouštěním na teplotě 740–775 °C. Při těchto teplotách popouštění dochází k precipitaci speciálních karbidů. Mikrostruktura je obvykle bainitická, bainiticko-feritická nebo bainiticko-martenzitická s velkým objemovým podílem jemných disperzních částic.

2.3 MODIFIKOVANÉ 9–12% Cr OCELI

Perspektivní materiály pro konstrukci komponent tepelných elektráren s USC parametry páry jsou především modifikované 9–12% Cr oceli. Dominantními

kriterii vývoje těchto ocelí jsou hodnoty meze pevnosti při tečení $R_{mT}/10^5\text{h}/600\text{ }^\circ\text{C} \geq 100\text{ MPa}$, minimální hodnota meze kluzu $R_{p0,2} = 600\text{--}700\text{ MPa}$ a vyšší lomová houževnatost než oceli typu 12%CrMoV (HT91, X20CrMoV 12–1) a 1%CrMoV při vyhovující odolnosti proti oxidaci v prostředí páry [1].

Vysoké úrovně creepové pevnosti je možné dosáhnout díky tepelnému zpracování, které se skládá z normalizace a popouštění. Optimální teplota austenitizace závisí na chemickém složení ocelí. Obvyklé austenitizační teploty leží v rozmezí 1040–1150 °C [1]. Po ochlazení na vzduchu je struktura tvořena laťkovým martenzitem, zbytkovým austenitem, příp. částicemi Nb(C,N). Popouštěním martenzitu na teploty těsně pod A_{c1} , obvykle 675–780 °C [8, 10], se dosáhne optimálního mikrostrukturního stavu z hlediska odolnosti proti tečení, za předpokladu, že rozhodujícím mechanismem creepové deformace je dislokační creep: částice $M_{23}C_6$ brzdí tvorbu a růst subzrn ve feritické matici, zatímco jemné částice sekundární MX fáze účinně kotví dislokace uvnitř subzrn.

Na základě poznatků o chemickém složení ocelí 9%Cr1%MoVNbN (P91) určených pro teploty 600 °C a s využitím počítačových simulací jejich fázových rovnováh, byla navržena celá řada 9–12% Cr ocelí pro pracovní teploty 620–650 °C. Vývoj těchto ocelí byl zaměřen na zvýšení obsahu Cr (11–12 hm. %) pro zvýšení žárovzdornosti, dále na optimalizaci množství W, Co, Mo, C, ale především na optimalizaci B a N. Studován byl i vliv Cu a Pd na strukturní stabilitu a oxidační odolnost 9–12% Cr ocelí. Extrapolace dat z krátkodobých zkoušek tečení ($\sim 10^4\text{ h}$) těchto ocelí však poskytuje nadhodnocené výsledky úrovně $R_{mT}/10^5\text{h}/650\text{ }^\circ\text{C}$.

Rozsáhlým studiem mikrostruktury 11–12% Cr ocelí [11, 12] bylo zjištěno, že velmi hrubé částice Z-fáze precipitují již po krátkých dobách ($\sim 10^3\text{ h}$) vysokoteplotní expozice. Naproti tomu v ocelích s 9 % Cr bylo i po dlouhodobé expozici pozorováno velké množství jemných karbonitridů MX a jen ojedinělý výskyt Z-fáze. Z těchto důvodů se použití martenzitických 9–12% Cr ocelí pro teploty 650 °C zdá prozatím jako nereálné. Nyní se jako perspektivní jeví především modifikace 9% Cr ocelí (např. modifikace oceli P92) pro aplikace do 620–630 °C.

2.4 AUSTENITICKÉ OCELI

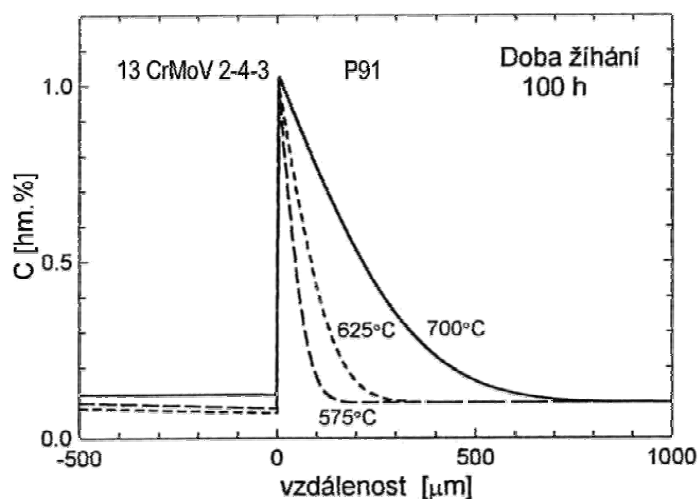
Austenitické oceli se dají rozdělit podle obsahu Cr do čtyř kategorií: 15% Cr, 18% Cr, 20–25% Cr a oceli s obsahem Cr nad 25 %. Širší použití CrNi(Mo) austenitických ocelí v energetice je negativně ovlivněno jejich nízkou tepelnou vodivostí a velkou teplotní roztažností, což představuje v případě cyklického provozu elektráren nebezpečí poškození materiálu tepelnou únavou [1]. Austenitické oceli se používají pro přehřívákové a přihřívákové trubky, kde hraje velmi důležitou roli korozivzdornost a žáruvzdornost společně s vysokou creepovou pevností. Teplota stěn těchto trubek převyšuje teplotu páry o 28–39 °C. Použití nejlepších současných feritických ocelí (P92, P122, E911) je z hlediska žáruvzdornosti a odolnosti proti oxidaci ve vodní páře omezeno teplotou páry 593 °C (teplota kovu 620 °C) [13]. Pro vyšší teploty je nutné použít austenitické oceli, např. oceli typu

18%Cr–8%Ni (304H, 347H). Tyto oceli jsou dobře svařitelné a cenový rozdíl oproti martenzitickým ocelí je relativně malý.

3 STRUKTURNÍ STABILITA SVAROVÝCH SPOJŮ

3.1 PŘÍČINY DEGRADACE MIKROSTRUKTURY SVAROVÝCH SPOJŮ

Degradace mikrostruktury žárovevých ocelí je umocněna v případě jejich svarových spojů. Strukturní stabilita svarových spojů ocelí je výrazně závislá na difúzních procesech probíhajících již při procesu svařování, ale zejména během následného tepelného zpracování a exploatace. Nejvýznamnějším difúzním procesem, snižujícím strukturní stabilitu svarových spojů, je přerozdělování (redistribuce) intersticiálních prvků (zejména uhlíku a dusíku, popř. vodíku) v důsledku rozdílného chemického složení spojovaných ocelí, resp. oceli a svarového kovu [5].



Obr. 3.1 Redistribuce uhlíku ve svarovém spoji nízkolegované a 9% Cr oceli po 100h [14]

Rozdíl v chemickém složení ocelí způsobuje v kombinovaných (heterogenních) svarových spojích vznik gradientu chemického potenciálu, v jehož důsledku dochází během expozice při zvýšených teplotách k difúzi intersticiálních atomů (C, N) přes hranici ztavení z méně legované do vícelegované oceli. Difúzními procesy se struktura materiálu blíží termodynamicky rovnovážnému stavu. Obvykle dochází ke vzniku pásma obohaceného o dusík a uhlík ve vícelegované oceli a zóny ochuzené o tyto prvky v méně legované oceli (*obr. 3.1*), což způsobuje změny v množství, morfologii, typech a chemickém složení sekundárních fází [14]. V nauhličeném pásmu (CEZ – Carbon Enriched Zone) probíhá intenzivní precipitační zpevnění, jehož výsledkem je celkový nárůst tvrdosti CEZ (např. v některých případech spojů ferit | austenit až desetinásobek tvrdosti základního materiálu [5]). Naopak v oduhličené oblasti (CDZ – Carbon Depleted Zone) dochází k rozpouštění

precipitátů, růstu feritického zrna a tím k odpevnění kovové matrice spojené s poklesem tvrdosti. Relaxací vnitřních pnutí vnesených svařováním se vyčerpá plasticita v CDZ a v provozu pak odpevněná CDZ představuje kritické místo kombinovaného svarového spoje [5]. Redistribuce intersticiálních prvků ovlivňují nejen úroveň mechanických vlastností svarových spojů, ale mohou mít negativní účinek i na jejich korozní odolnost.

3.2 POČÍTAČOVÉ SIMULACE STRUKTURNÍ STABILITY

Časová i finanční náročnost experimentů vedla v posledním desetiletí k výraznému prosazení počítačových simulací při posuzování a predikci deformačních procesů struktury žárovevých ocelí a jejich svarových spojů [15]. Volba materiálů pro reálné aplikace a při vývoji nových materiálů se opírá o simulace termodynamicky rovnovážných stavů a kinetiky precipitačních procesů sekundárních fází v multikomponentních soustavách a jejich spojích [16]. Pro studium fázových rovnováh a difúzních procesů v žárovevých ocelích při vysokoteplotní expozici se nejčastěji používá programový balík DICTRA (**D**iffusion **C**ontrolled **T**RANSformation) [17]. Tento program pracuje s databázemi *termodynamických* a *kinetických parametrů*, na jejichž přesnosti je výpočet závislý.

3.2.1 Výpočty fázových rovnováh

Řešením fázové rovnováhy se rozumí určení *fázových dat* (typ a počet fází v rovnováze, jejich podíl a složení) a *termodynamických dat* (chemické potenciály a aktivity složek, molární Gibbsova energie soustavy, entropie složek nebo entalpie fází).

DICTRA je nadstavbou programu Thermo-Calc, který pro výpočty fázových rovnováh využívá semiempirickou metodu CALPHAD (**C**alculation of **P**hase **D**iagrams), jejíž výpočty vyžadují přímou zpětnou vazbu na experimentální výsledky. V těchto programech metoda CALPHAD upřednostňuje pro řešení fázové rovnováhy integrální podmínku, která představuje podmíněnou minimalizaci celkové Gibbsovy energie soustavy za konstantního tlaku, teploty a celkového chemického složení. Rovnovážný stav vykazuje nejnížší možnou hodnotu Gibbsovy energie soustavy, přičemž musí být splněny podmínky zákona zachování hmotnosti, náboje a stechiometrie [2, 18]. Pro popis termodynamického chování neideálních fází kovových soustav se používá tzv. *vícemřížkový model fází*. Výhodou této metody je, že umožňuje predikovat chování složitých soustav na základě termodynamických dat podsoustav.

3.2.2 Difúze v multikomponentních soustavách

Difúze je přenos hmoty krystalovou mříží tuhého roztoku, při kterém dochází k poklesu celkové Gibbsovy energie soustavy. Pro popis difúze v homogenních soustavách se zpravidla používá I. a II. Fickova zákona. Tyto zákony popisují velikost toku atomů a časovou změnu koncentrace v závislosti na difúzním koeficientu a hnací síle [4, 19]. V technické praxi je většina kovových slitin tvořena

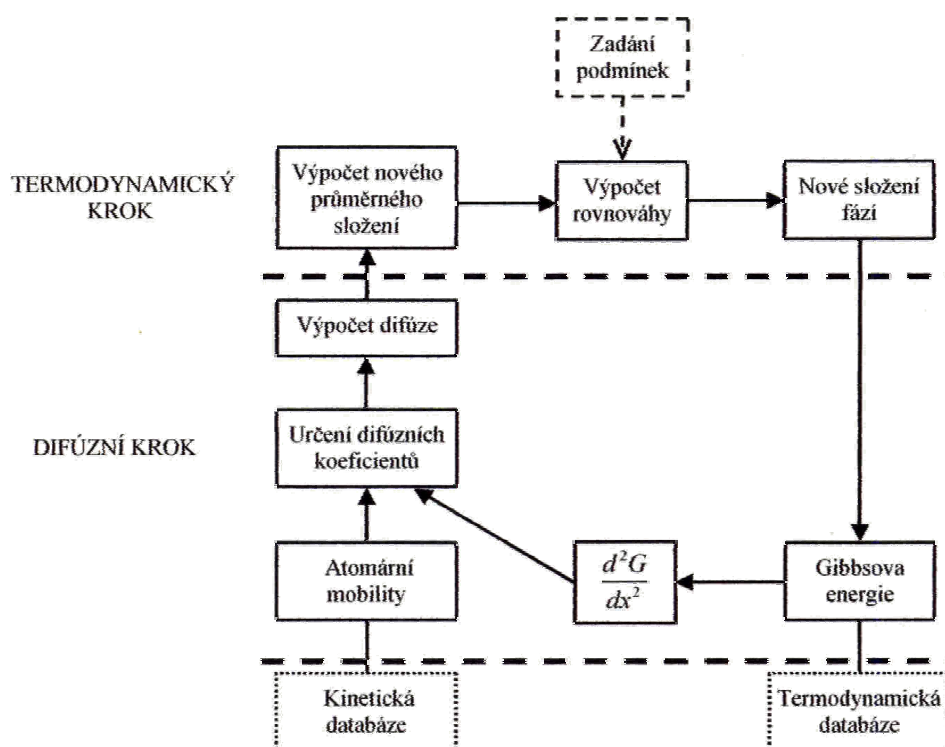
minimálně třemi složkami, z nichž jedna difunduje intersticiálním mechanismem (např. C, N). Tato intersticiální difúze je při teplotách nižších než $0,7T_M$ o několik řádů rychlejší než difúze vakantním mechanismem v substituční podmřížce kovových prvků (např. Fe, Cr, Ni apod.). Difúzi intersticiálních atomů je možné považovat za difúzi vakantním mechanismem v mřížce, kterou tvoří převážně prázdné intersticiální polohy. V takových případech difúzní koeficient D závisí nejen na koncentraci sledovaného prvku (C, N), ale také na koncentraci všech ostatních složek v substituční podmřížce a na jejich gradientech. Hnací silou difúze ve skutečnosti není koncentrační spád složky, ale gradient jejího chemického potenciálu.

Pro řešení difúze v multikomponentních systémech je nutná znalost velkého počtu difúzních koeficientů, jejich závislosti na teplotě a koncentraci složek a vzájemné závislosti mezi koeficienty samotnými. Pro přehlednost a zmenšení velikosti kinetických databází využívaných programem DICTRA je výhodnější uchovávat tzv. atomární mobility [4, 18], které jsou funkcí teploty, tlaku a složení. Atomární mobility jsou výchozí parametry pro určení difúzních koeficientů a jsou na sobě nezávislé.

3.2.3 Průběh simulace strukturní stability svarových spojů

Princip programu DICTRA je založen na numerickém řešení difúzních rovnic v jednorozměrné (1D) síti, za předpokladu objemové difúze a s použitím mobility složek. Simulovaná oblast je rozdělena na lokální buňky, ve kterých je udržována lokální podmínka fázové rovnováhy [4, 20]. Pro vlastní simulaci strukturní stability svarových spojů žárovečných ocelí při vysokoteplotní expozici se nejčastěji používá *model difúze v disperzním systému*. Tento model předpokládá difúzi pouze v matici, kdežto částice rozptýlené v ní uvažuje jako bezdifúzní. Dispergované částice tvoří překážky difúze jednotlivých složek, mohou se vlivem změny složení matrice rozpouštět nebo naopak jejich podíl v materiálu může vzrůstat. Na mezifázové hranici je udržována rovnost chemických potenciálů.

Postup výpočtu se skládá ze dvou kroků (*obr. 3.2*), které se opakují podle zadané doby simulace (žihání). Z počátečních podmínek (chemické složení soustavy, teplota, tlak) se vypočítají lokální rovnováhy ve všech buňkách (určení stabilních fází, jejich složení, celkové Gibbsovy energie) a určí se gradienty chemických potenciálů všech složek přes hranice sousedících buněk. Následně se vypočítají atomární mobility všech složek v každé buňce, určí se difúzní koeficienty a vyřeší se difúze všech složek přes hranice sousedících buněk v časovém kroku. Výsledkem simulací vysokoteplotního žihání svarového spoje mohou být např. gradienty aktivity a redistribuce zvolených složek nebo fázový profil se složením fází v závislosti na čase a vzdálenosti od rozhraní.



Obr. 3.2 Výpočtové schéma programu DICTRA pro model difúze v disperzním systému

4 CÍLE DOKTORSKÉ DISERTAČNÍ PRÁCE

Cílem disertační práce je aplikace metody CALPHAD pro počítačové simulace fázových rovnováh žárovečných ocelí a modelování strukturní stability jejich heterogenních svarových spojů při vysokoteplotní expozici. Práce si klade za cíl rozšířit poznatky o průběhu simultánní difúze uhlíku a dusíku a o precipitačních procesech v heterogenních svarových spojích žárovečných ocelí s využitím programu DICTRA a příslušných termodynamických a kinetických databází. Součástí práce je verifikace modelových výpočtů pomocí analytických metod. Tímto studiem by práce měla přispět k vývoji svarových spojů nových žárovečných ocelí, příp. upozornit na problémy, které se mohou během jejich exploatace objevit.

5 EXPERIMENTÁLNÍ MATERIÁL

Pro studium strukturní stability byly použity laboratorní svarové spoje dvou žárovečných ocelí s rozdílným chemickým složením. Jednalo se o nízkolegovanou ocel 6CrMoV 8-3-2, s pracovním označením T25, a vysokolegovanou ocel X12CrMoVNb 10-1, značenou jako P91 (tab. 5.1). Ocel T25 byla navržena ve společnosti Vítkovice a.s., divize Výzkum a vývoj, Ostrava, jako nová perspektivní žárovečná ocel, určená pro svařované konstrukce energetických zařízení. Dodané materiály byly rozřezány na válečky o $\varnothing d = 12$ mm a výšce 4,5 mm. Výchozí

tepelné zpracování oceli T25 bylo normalizační žíhání 1050 °C/1 h/voda a popouštění 760 °C/5 h/vzduch a pro ocel P91 1050 °C/1 h/vzduch + 760 °C/5 h/vzduch. Vzorky obou ocelí byly rozděleny na dvě skupiny, z nichž jedna skupina vzorků obou ocelí byla před svařením nitridována. Iontová nitridace probíhala za podmínek 500 °C/80 h a následně byly vzorky homogenizačně žíhány při 1050 °C/24 h.

Po homogenizačním žíhání se obsah dusíku v oceli T25+N pohyboval na hodnotách $0,113 \pm 0,07$ hm. % a pro kinetickou simulaci byl nahrazen lineární funkcí $N^{**} = 0,113$. Po homogenizaci oceli P91+N zůstal na povrchu vzorku obsah dusíku $\sim 0,9$ hm. % a směrem do středu vzorku se snižoval, až na hodnotu obsahu dusíku v původní oceli ($\sim 0,07$ hm. %). Do vzdálenosti 1,5 mm od kraje vzorku byl naměřený profil dusíku v oceli P91+N ve výpočtech nahrazen exponenciální funkcí $N^{**} = 0,85 \exp^{-1,83x}$, kde N^{**} [hm. %] je obsah dusíku v oceli a x [mm] je vzdálenost od povrchu vzorku.

Vzorky obou ocelí byly vybroušeny, vyleštěny a svařeny elektrickým pulzem v ochranné atmosféře Ar. Po té byly spoje zataveny do ampulí z křemenného skla a žíhány předepsaným způsobem (tab. 5.2). Po ukončení žíhání byly svarové spoje T25 | P91 ochlazeny ve vodě a spoje T25+N | P91+N na vzduchu.

Tab. 5.1 Chemické složení studovaných žárovevných ocelí [hm. %]

Ocel	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	B	Al	N	Nb	Fe
T25	0,06	0,42	0,34	0,012	0,011	1,91	0,31	0,22	0,003	0,009	0,024	0,058	bal.
P91	0,12	0,38	0,44	0,010	0,003	9,96	0,89	0,22	-	0,010	0,069	0,070	bal.

Tab. 5.2 Tepelné zpracování svarových spojů

Svarový spoj	Režim žíhání				
T25 P91	500 °C/1000 h	600 °C/240 h	700 °C/56 h	750 °C/32,5 h	900 °C/18 h
T25+N P91+N	500 °C/1000 h	600 °C/240 h	-	-	900 °C/18 h

6 EXPERIMENTÁLNÍ METODY, ZAŘÍZENÍ A SOFTWARE

6.1 EXPERIMENTÁLNÍ STUDIUM HETEROGENNÍCH SVAROVÝCH SPOJŮ

K pozorování a hodnocení mikrostruktury byl použit rastrovací elektronový mikroskop (SEM) Philips XL30 a světelné mikroskopy Olympus GX71 a NEOPHOT 30, vybavené digitální kamerou Olympus DP11, resp. Nikon DS-Fi1.

Pro měření koncentračních profilů uhlíku a dusíku ve svarových spojích byla použita tzv. úsečková mikroanalýza. Měření bylo provedeno na elektronovém mikroanalýzátoru JEOL JXA-8600/KEVEX Delta V na VTÚO Brno.

Analýza minoritních fází byla provedena selekční elektronovou difrakcí (SAED – Selected Area Electron Diffraction) a EDS analýzou na transmisním elektronovém mikroskopu Philips CM12 TEM/STEM na ÚFM AV ČR v Brně,

vybaveným analyzátozem EDAX Phoenix. Extrakční uhlíkové repliky byly připraveny ze základních materiálů a z oblastí svarového spoje ovlivněných difúzí (CDZ a CEZ, resp. CNDZ a CNEZ – Carbon and Nitrogen Depleted/Enriched Zone) žíhaných na teplotách 500, 600 a 900 °C.

Mikrotvrdość HV 0,05 ve směru kolmém na svarové rozhraní byla naměřena na poloautomatickém mikrotvrdoměru LECO LM247.

6.2 POUŽITÝ SOFTWARE, TERMODYNAMICKÁ A KINETICKÁ DATABÁZE

Počítačové simulace byly provedeny pomocí programu Thermo-Calc verze Q [21] a jeho nadstavby DICTRA verze 23 [17]. Pro výpočty fázových rovnováh a difúzí řízených změn ve spoji byla použita termodynamická databáze STEEL [3, 22] a kinetická databáze DIF [23]. Svarové spoje byly simulovány a žíhány za teplot, kdy matrice obou spojovaných ocelí T25 a P91 jsou stejné, a to buď feritické (BCC | BCC) nebo austenitické (FCC | FCC). Ve výpočtech termodynamických rovnováh, byly studované oceli aproximovány soustavou Fe-Cr-Mo-V-Mn-Si-Nb-C-N, s obsahem daného prvku uvedeným v *tab. 5.1*. V kinetické simulaci byly vynechány prvky Si a Mn, protože zásadně neovlivňují fázové složení studovaných ocelí, což potvrzuje práce [24]. Výpočet se tím významně zjednodušil a urychlil.

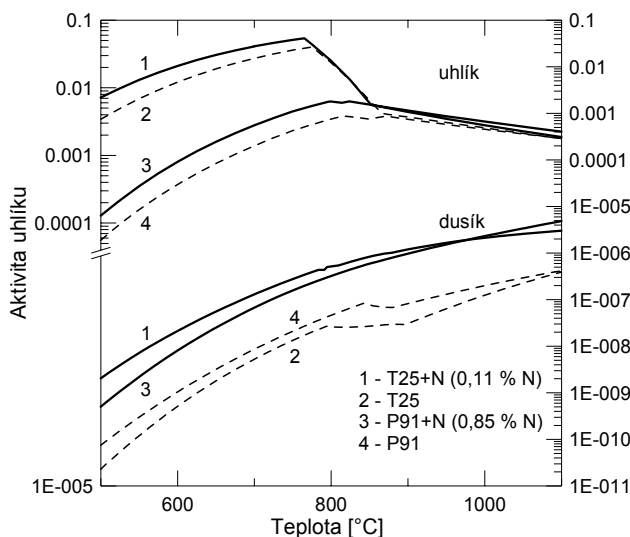
7 HLAVNÍ VÝSLEDKY A JEJICH DISKUSE

7.1 AKTIVITA UHLÍKU A DUSÍKU

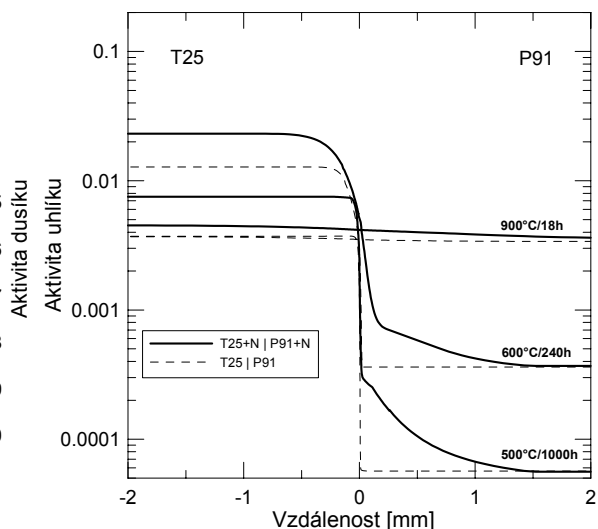
Strukturní nestabilitu svarového spoje je možné předběžně hodnotit podle rozdílu chemického potenciálu (aktivity) C, popř. N, mezi jednotlivými materiály. Výpočet aktivity C a N, vztažený ke standardnímu stavu daného prvku (SER – Standard Element Reference [25]), je důležitou informací o tom, kterým směrem budou C a N difundovat (*obr. 7.1*). Aktivita intersticiálních prvků se řídí rozložením substitučních prvků v tuhém roztoku. Hlavní roli hraje především obsah Cr, který je v žáropevných ocelích zastoupen největší měrou a výrazně snižuje aktivitu C a N ve feritu. Intersticiální atomy difundují do míst kde je jejich aktivita nižší, tedy ve směru gradientu aktivity. Kvantitativní posouzení redistribuce C a N je možné až díky kinetickým simulacím a jejich porovnáním s experimentálními měřeními. Při teplotě 500–870 °C, kdy jsou matrice obou ocelí tvořeny feritem, resp. směsí feritu a austenitu, se nízkolegovaná ocel T25 intenzivně oduhličuje a zároveň dochází k nauhličení oceli P91. Při vyšších teplotách jsou matrice obou ocelí austenitické, rozdíly aktivity malé a redistribuce C minimální. Svarový spoj je při teplotách 900 °C a vyšších relativně difúzně stabilní. Ve spoji T25 | P91 dochází k difúzi N ve směru koncentračního gradientu, tedy proti směru difúzního toku C. Vzájemná difúze C a N byla sledována ve svarovém spoji nitridovaných výchozích materiálů. Nitridací obou výchozích materiálů se aktivita C i N zvyšuje. Ve spoji T25+N | P91+N difundují oba prvky ve směru gradientu aktivity (*obr. 7.2*), tedy z oceli T25+N do P91+N. Vliv nitridace je dobře patrný z průběhu aktivity C v nitridovaném spoji T25+N | P91+N a spoji výchozích ocelí T25 | P91. Šířka difúzí ovlivněné oblasti je v nitridovaném spoji větší než u spoje výchozích materiálů, přičemž se v obou případech zvětšuje s rostoucí teplotou.

7.2 DIFÚZE UHLÍKU VE SPOJI T25 | P91

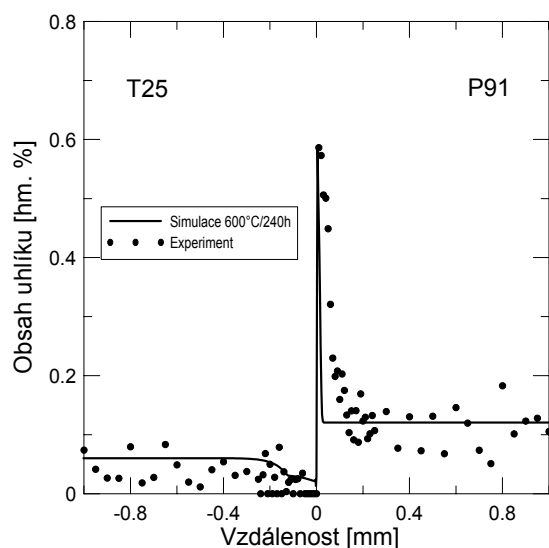
Žiháním svarového spoje T25 | P91 při 500–900 °C dochází k tzv. „up-hill“ difúzi C z nízkolegované do vysokolegované oceli, kdy na rozhraní vzniká oduhličená (CDZ), resp. nauhličená (CEZ) oblast (*obr. 7.3*). Při 900 °C je přerozdělení C minimální (*obr. 7.4*) z důvodu malého gradientu aktivity mezi oběma ocelmi. V intervalu teplot 500–750 °C se množství přerozděleného C zvyšuje s teplotou žihání a současně se zvětšují šířky CDZ a CEZ, přičemž maximální koncentrace C_{\max} v CEZ narůstají od 0,55 do 0,7 hm. % (*tab. 7.1*). Šířka obou oblastí také roste s dobou žihání [14]. Výsledky kinetické simulace přerozdělení C velmi dobře odpovídají naměřeným hodnotám C_{\max} a trendu formování CDZ.



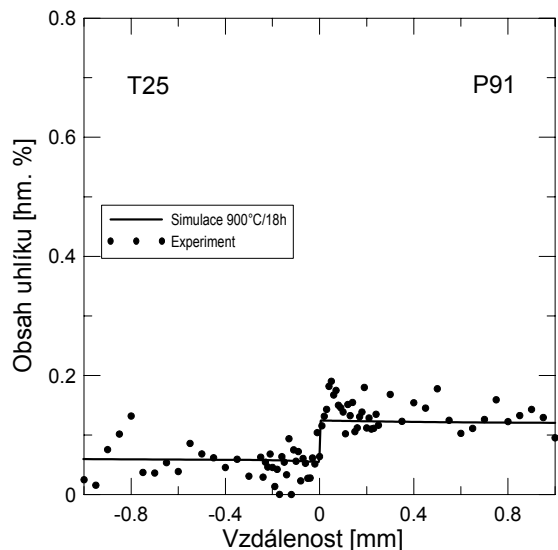
Obr. 7.1 Vypočtená aktivita uhlíku v T25+N a P91+N v porovnání s výchozími stavy (aproximace ocelí soustavami Fe-Cr-Mo-V- Mn-Si-Nb-C-N)



Obr. 7.2 Srovnání průběhu aktivity C ve spoji T25 | P91 a T25+N | P91+N



Obr. 7.3 Redistribuce C ve spoji T25 | P91 žháném při 600 °C/240 h



Obr. 7.4 Redistribuce C ve spoji T25 | P91 žháném při 900 °C/18 h

Tab. 7.1 Hodnoty koncentrace C na rozhraní a šířky CDZ a CEZ

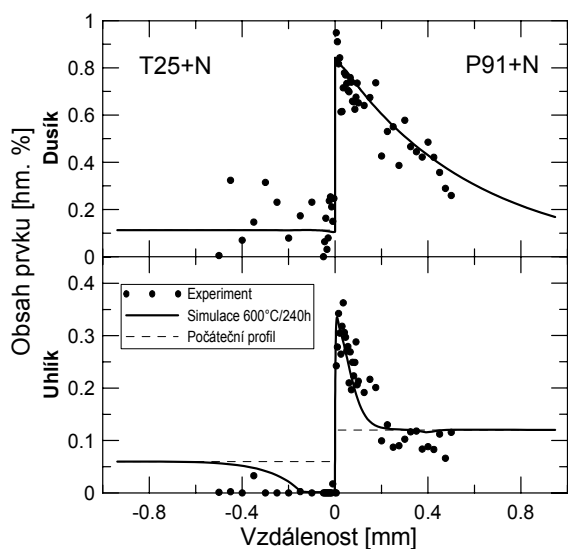
Podmínky žhání	Měření		Simulace			
	C_{\max} [hm.%]	šířka CDZ a CEZ [mm]	C_{\min} [hm.%]	C_{\max} [hm.%]	šířka CDZ a CEZ [mm]	
900 °C/18 h	0,18	1,50 1,50	0,055	0,125	1,20	1,00
750 °C/32,5 h	0,62	1,60 0,40	0,005	0,62	1,54	0,24
700 °C/56 h	0,69	0,85 0,24	0,006	0,65	0,80	0,11
600 °C/240 h	0,60	0,32 0,14	0,010	0,59	0,32	0,03
500 °C/1000h	0,55	0,15 0,05	0,020	0,54	0,14	0,011

Při 700 a 750 °C je vypočtená šířka CEZ 2× menší a při 500 a 600 °C až 5× menší než udává mikroanalýza. Podobné rozdíly zjistil i Helander et al. [26]. Důvody

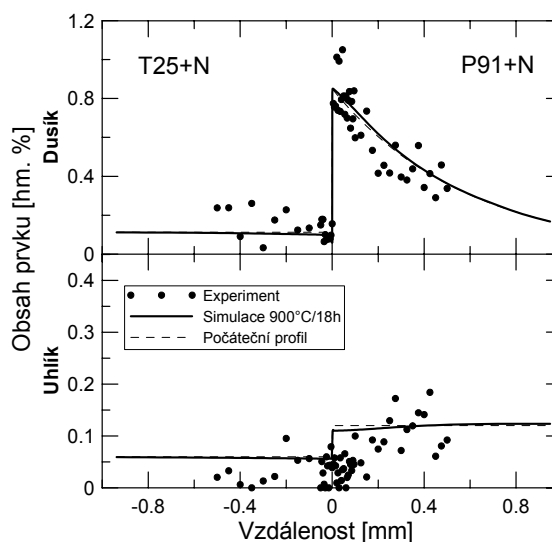
tohoto nesouladu je třeba hledat ve zjednodušení, kterých využívá matematický model. Model difúze v disperzním systému předpokládá objemovou difúzi C, popř. N, rozpuštěného ve feritu, jehož rychlost difúze ovlivňují dispergované částice (např. karbidy). V reálném materiálu se však mohou uplatňovat i jiné způsoby difúze, např. difúze po hranicích zrn. Možným řešením tohoto nesouladu je úprava parametrů mobility C ve feritu a austenitu v kinetické databázi. Na tuto problematiku by bylo vhodné se zaměřit v budoucnu.

7.3 DIFÚZE UHLÍKU A DUSÍKU VE SPOJI T25+N | P91+N

Ve svarovém spoji T25+N | P91+N dominuje difúze C nad N. Ve sledovaném intervalu teplot žihání (500–900 °C) je difúze N minimální (obr. 7.5 a 7.6). Důvodem je jeho velmi nízká rozpustnost v tuhém roztoku (ferit: 10^{-8} – 10^{-7} hm. %, austenit: 10^{-4} hm. %) a vysoká stabilita nitridů, popř. karbonitridů MX, precipitujících v obou ocelích [24]. Vzhledem k nízké koncentraci N v oceli T25+N a složitosti měření N ve vícefázové struktuře, vykazují hodnoty obsahu N v oceli poměrně velký rozptyl, zejména při 500 a 600 °C. Výchozích profil koncentrace N, tvořený lineární (T25+N) a exponenciální (P91+N) funkcí, zůstává po kinetické simulaci při 500 a 600 °C stabilní. Při 700, 750 a 900 °C dochází k mírnému přerozdělení N z T25+N do P91+N. Při teplotě 900 °C potvrzuje „up-hill“ difúzi N i experimentální měření (obr. 7.6).



Obr. 7.5 Redistribuce C a N ve spoji T25+N | P91+N žihaném při 600 °C/240 h



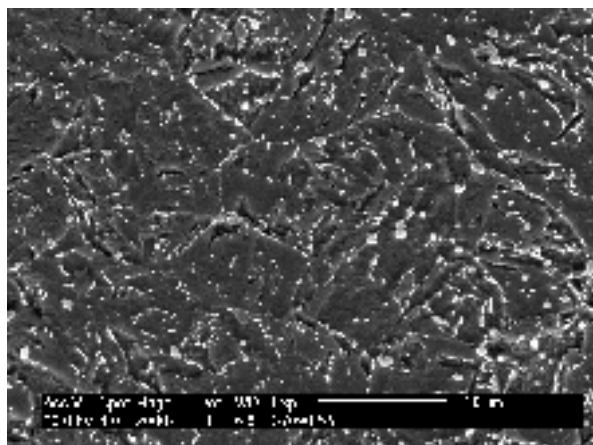
Obr. 7.6 Mikrotvrdost na rozhraní T25+N | P91+N (600 °C/240 h)

Zvýšením aktivity C a tedy snížením jeho rozpustnosti ve feritu oceli T25+N, difunduje uhlík intenzivněji do vysokolegované oceli P91+N než v případě svaru T25 | P91 (obr. 7.3 a 7.5). Malé množství N, které nadifunduje do oceli P91+N, je v nitridované vrstvě obtížně pozorovatelné, ale pravděpodobně se koncentruje na svarovém rozhraní. Při simultánní difúzi C a N dochází k jejich vzájemné interakci.

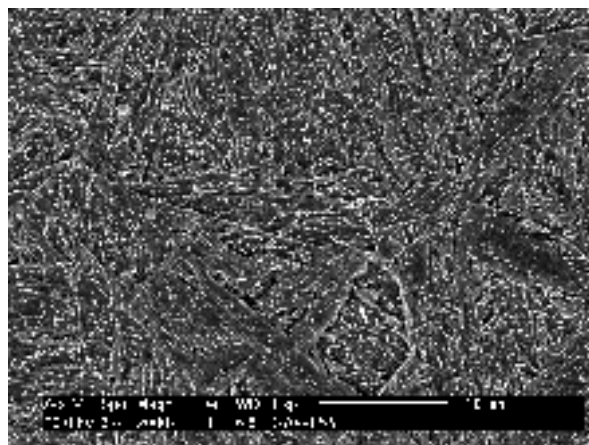
Interakce mezi oběma prvky je zřetelnější při 900 °C. Dusík zůstává u rozhraní díky jeho vyšší interakci s chromem, váže se ve stabilních karbonitridech Cr_2X a nitridech $(\text{Cr},\text{V},\text{Nb})\text{N}$ a uhlík je nucen difundovat dále od rozhraní. Stejná interakce C a N byla pozorována také v práci [27], kde byla ovšem nitridována pouze nízkolegovaná ocel a posun profilu C dále od rozhraní výraznější. Simulací spoje oceli T25+N s nenitridovanou ocelí P91 (T25+N | P91) bylo potvrzeno větší přerozdělení C než v případě spoje T25+N | P91+N. Zvýšení obsahu N v P91 tedy snižuje intenzitu nauhličené oceli a omezuje difúzi N z T25+N, která je spojena s rozpouštěním nitridů MN v CNDZ.

7.4 MIKROSTRUKTURA SVAROVÉHO SPOJE

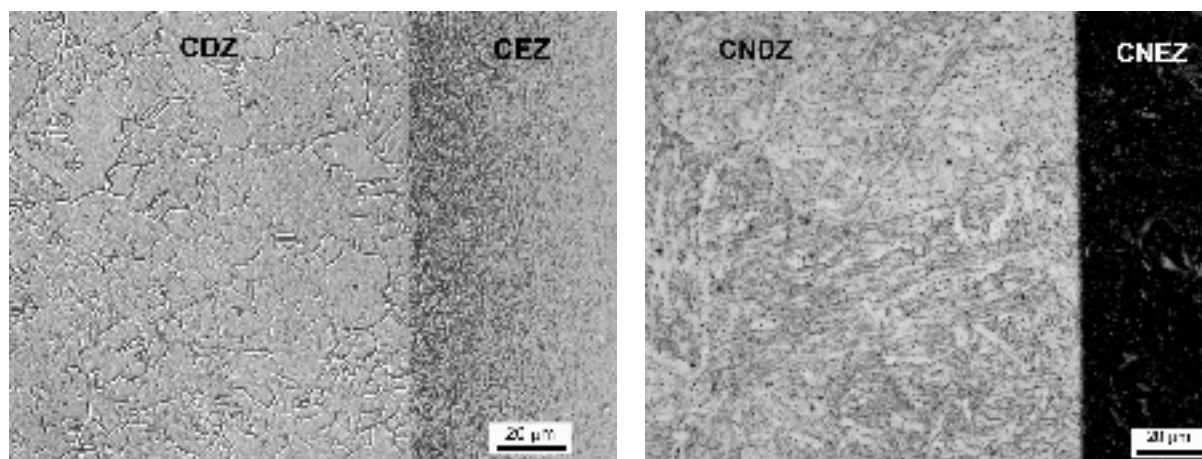
Mikrostruktura oceli T25 a T25+N je po výchozím tepelném zpracování a žihání na 500–750 °C tvořena popuštěným bainitem, s precipitáty vyloučenými na hranicích původních látek bainitického feritu a původních austenitických zrn (*obr. 7.7*). Morfologie látek bainitu se zachovává pouze v difúzi neovlivněné oblasti při 500 a místy při 600 °C. Při teplotách 600 a vyšších dochází k rekrystalizaci a hrubnutí zrna v oduhličené oblasti. Sorbitická mikrostruktura oceli P91 (*obr. 7.8*) je typická pro žíhané 9–12% Cr oceli. Při ochlazování obou typů spojů z 900 °C transformuje austenit v P91 na látkový martenzit. Nitridací obou ocelí se zvyšuje podíl precipitátů, což potvrdil i výpočet. Zvýšené množství precipitátů v CNDZ zpomaluje rekrystalizační pochody matrice (*obr. 7.9*).



Obr. 7.7 Popuštěná bainitická mikrostruktura oceli T25+N (500 °C/1000 h) (SEM)



Obr. 7.8 Sorbitická mikrostruktura v difúzi neovlivněné P91+N (500 °C/1000 h) (SEM)



Obr. 7.9 Mikrostruktura na svarovém rozhraní T25 | P91 (vlevo) a T25+N | P91+N (vpravo) po žihání na 600 °C/240 h (Nital)

7.5 FÁZOVÉ SLOŽENÍ SPOJE T25 | P91

Z analýzy fázového složení svarového spoje T25 | P91 (tab. 7.2) vyplývá, že obě oceli obsahují dva typy částic MX (M = V, Nb, Cr, Mo atd. a X = C, N). Primární částice jsou bohaté niobem a podle výpočtu a práce [1] se jedná o karbidy s obecným vzorcem (Nb,V)C. Ve složení druhého typu převládá V nad obsahem Nb. Tyto částice precipitují v průběhu popouštění oceli a žihání svarového spoje. V oceli T25 výpočet označuje tyto částice jako karbonitridy (V,Nb,Cr)X, zatímco v oceli P91 se jedná téměř o čisté nitridy. Precipitáty MX jsou rozměrově i teplotně vysoce stabilní. Byly identifikovány po žihání na teplotách 500, 600, ale i 900 °C. Jejich složení a velikost se s teplotou a dobou žihání výrazně nemění, jak potvrzuje práce [1].

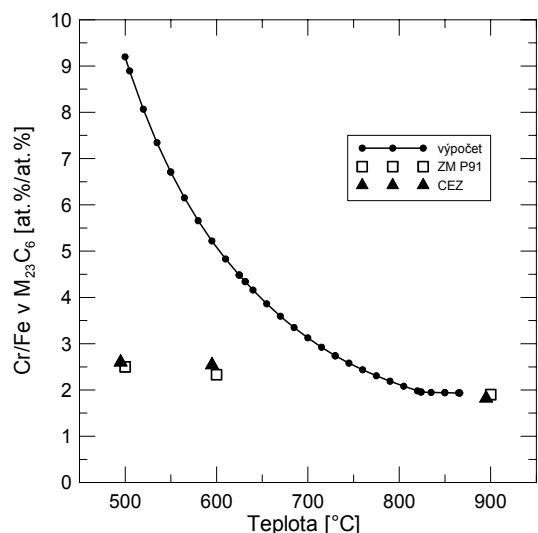
Tab. 7.2 Identifikované a vypočtené složení minoritních fází ve spoji žihaném 600 °C/240 h [at. %]

Oblast	Experiment							Výpočet								
	Fáze	V	Cr	Mn	Fe	Nb	Mo	Fáze	V	Cr	Mn	Fe	Nb	Mo	C	N
T25	M ₇ C ₃	4,1	35,3	1,2	27,7	0,6	1,1	M ₇ C ₃	2,0	55,5	1,8	10,1	0,0	0,7	30,0	0,0
	MX ²	33,0	6,0	0,4	1,4	4,2	5,1	MX ²	44,8	1,8	0,01	0,0	5,1	0,2	26,6	21,6
	MX ¹	28,8	2,4	0,3	0,5	15,5	2,4	MX ¹	26,1	0,1	0,0	0,0	21,8	3,1	46,5	1,8
	NbX	15,6	0,7	0,2	0,4	32,1	1,2									
CDZ	MX ²	39,9	3,2	0,5	0,6	3,2	2,6	MX ²	45,7	1,0	0,0	0,0	5,7	0,0	23,9	23,7
	NbX	23,2	0,7	0,4	0,3	24,4	1,0	NbX	22,4	0,3	0,0	0,0	27,9	1,2	46,8	1,3
CEZ	M ₂₃ C ₆	1,0	52,2	0,5	21,0	0,6	4,0	M ₂₃ C ₆	0,2	55,7	0,6	19,8	0,0	3,0	20,7	0,0
	MX ²	34,9	10,1	0,2	0,7	3,5	0,7	MX ²	35,7	7,9	0,0	0,0	7,2	0,0	2,2	47,1
	M ₂ X ^m	9,6	54,0	0,3	1,1	0,4	1,3									
P91	M ₂₃ C ₆	1,1	51,1	0,6	21,9	0,5	4,0	M ₂₃ C ₆	0,4	63,0	0,3	12,4	0,0	3,3	20,7	0,0
	MX ²	35,8	9,8	0,2	0,6	3,1	0,5	MX ²	37,8	6,2	0,0	0,0	7,2	0,0	1,0	47,8
	NbX ^m	7,7	2,4	0,4	1,0	37,3	1,2									
	M ₂ X ^m	9,3	53,0	0,1	1,1	0,7	2,5	Laves	0,0	18,0	0,0	43,6	0,0	33,3	0,0	0,0

^m) m – malé množství

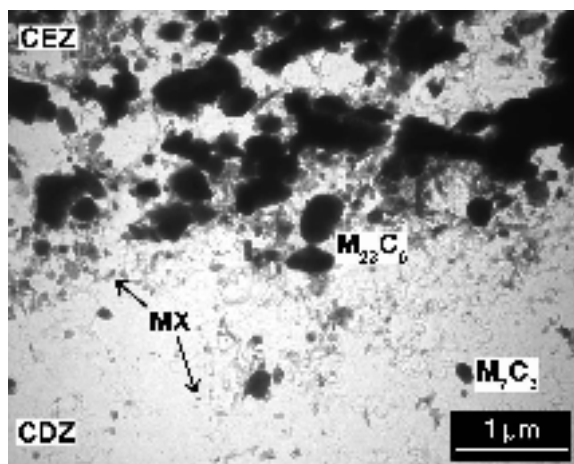
Při 500 a 600 °C byly v oceli T25 navíc pozorovány karbidy M₇C₃. Jejich složení pro teplotu 600°C se velmi dobře shoduje se složením tohoto karbidu v oceli

(hm. %) 0,2C-1,4Cr-1,0Mo-0,28V [3] a v oceli 0,1C-2,5Cr-0,4Mo-0,25V žíhané při 500 a 580 °C po dobu 100, 1000 a 5000 h [28]. V oceli P91 se vyskytují rovněž karbidy $M_{23}C_6$ a malé množství chrómem bohatých nitridů M_2N . S klesající teplotou žíhání dochází v oceli P91 k postupnému obohacování karbidů $M_{23}C_6$ chrómem za současného snižování obsahu Fe (*obr. 7.10*).

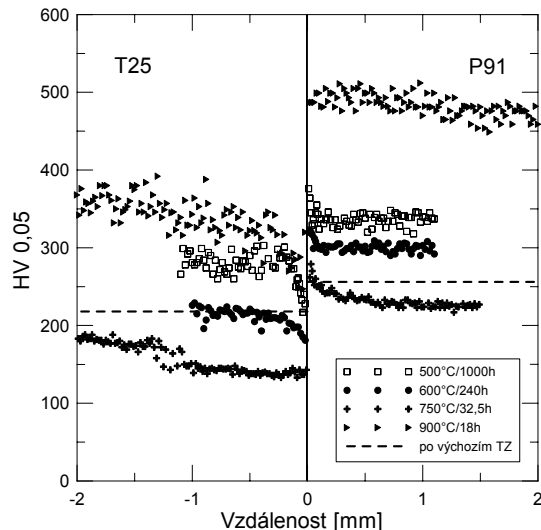


Obr. 7.10 Teplotní závislost poměru Cr/Fe karbidu $M_{23}C_6$ v oceli P91

Žíháním svarového spoje T25 | P91 při teplotách 500–900 °C dochází v blízkosti svarového rozhraní ke strukturálním změnám. Zejména při 500–750 °C dochází vlivem redistribuce C k rozpouštění karbidů M_7C_3 v CDZ a přerozdělený C se podílí na dodatečné precipitaci karbidů $M_{23}C_6$ v CEZ oceli P91 (*obr. 7.11*). Kinetická simulace potvrdila, že přerozdělení dusíku z oceli P91 do T25 vede k částečnému rozpouštění karbonitridů MX v CEZ. Rozpouštění karbidů v CDZ, bránících pohybu dislokací a hrubnutí zrna, způsobuje zotavení, rekristalizaci a především hrubnutí feritického zrna. Tyto procesy se projevují snížením mikrotvrlosti v CDZ (*obr. 7.12*).



Obr. 7.11 Precipitáty na rozhraní T25 | P91 (500 °C/1000 h) (extrakční uhlíková replika)

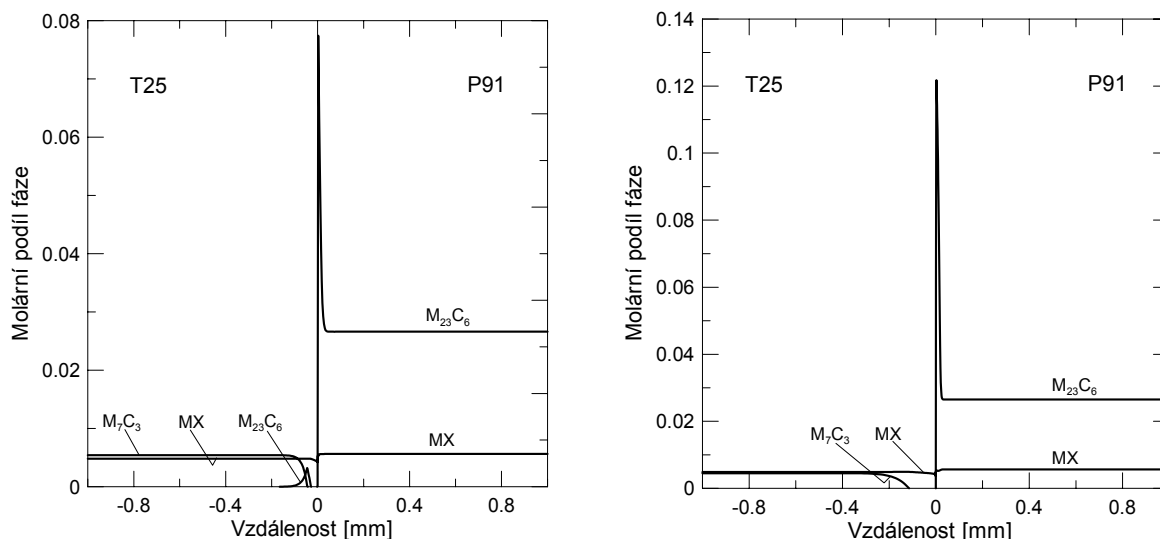


Obr. 7.12 Mikrotvrдость na svarovém rozhraní T25 | P91

Naopak precipitace karbidů $M_{23}C_6$ v CEZ je spojena s nárůstem mikrotvrlosti. Přestože v CDZ zůstávají stabilní karbidy (Nb,V)C a jemné karbonitridy (V,Nb,Cr)X, představuje oduhličená hrubozrnná oblast jedno z kritických míst heterogenního spoje vystaveného creepové expozici [29].

Kinetická simulace postihuje velmi dobře vliv přerozdělení C na strukturní změny probíhající ve svarovém spoji během žihání. Fázové profily a vypočtené rovnovážné složení fází (pro daný obsah C) v jednotlivých oblastech spoje pro teploty 500, 600 (obr. 7.13) a 900 °C relativně dobře odpovídají experimentálně zjištěným hodnotám. Při žihání na 500 °C precipitují v CDZ dva typy karbidů $M_{23}C_6$ v důsledku snížení obsahu C. Z analýz oblastí CDZ vyplývá, že karbidy $M_{23}C_6$ jsou v oceli T25 teplotně nestabilní, protože při žihání na teplotách 600 a 900 °C již nebyly pozorovány.

Po delší době a při vyšší teplotě žihání jsou $M_{23}C_6$ nahrazovány karbidy M_7C_3 . Podle rovnovážného výpočtu je při 500 °C v oceli T25 stabilní kromě MX a M_7C_3 , také karbid M_6C . Ten ovšem nebyl v oceli identifikován. Vysoký poměr Cr/C v oceli stabilizuje především karbid M_7C_3 , kdežto nízký obsah Mo posouvá precipitaci M_6C k delším dobám nebo vyšším teplotám žihání [28]. Rovněž výskyt Lavesovy fáze v oceli P91 je při tak krátkých časech žihání nereálný. Při delších dobách žihání (10–20 tis. hodin) na teplotě 500–625 °C je však nutné s precipitací Lavesovy fáze počítat.

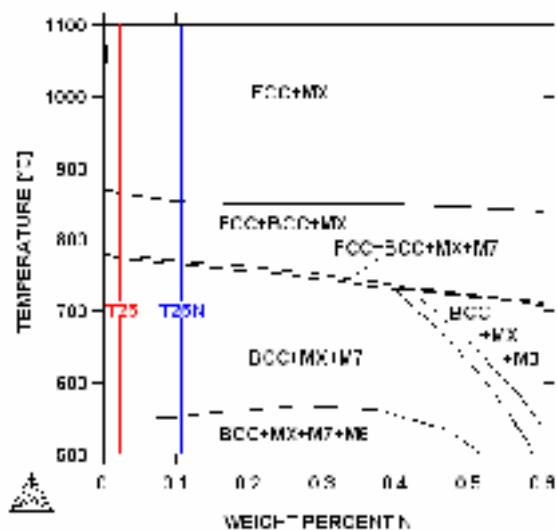


Obr. 7.13 Vypočtený fázový profil ve spoji T25 | P91 žihaném při 500 °C/1000 h (vlevo) a 600 °C/240 h (vpravo)

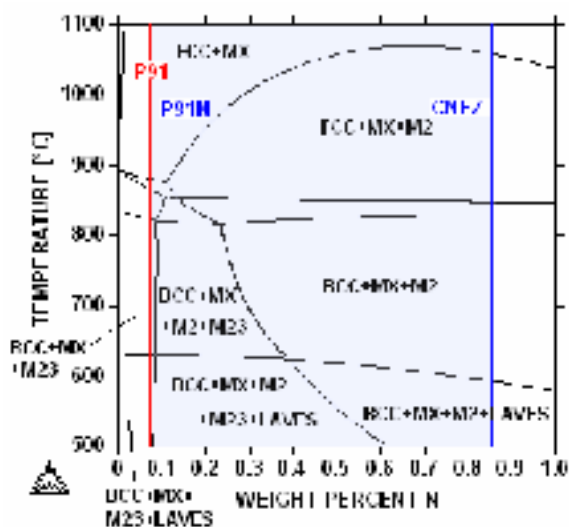
7.6 FÁZOVÉ SLOŽENÍ SPOJE T25+N | P91+N

Rovnovážné fázové složení oceli T25+N (0,113 hm. % N) při 550–750 °C tvoří ferit + MX + M_7C_3 . Při 500–550 °C je v oceli stabilní i karbid M_6C (obr. 7.14). Při teplotě 900 °C je v austenitu stabilní pouze sekundární fáze MX. Podle rovnovážného výpočtu se tedy nitridací oceli T25 (0,024 → 0,113 hm. % N) fázové složení nemění, pouze se snižují teploty přeměn A_{c1} a A_{c3} cca o 10 °C. Rovnovážné fázové složení oceli P91 se zvyšováním obsahu dusíku postupně mění (obr. 7.15). Ve středu vzorku, kde se obsah N pohybuje ~ 0,07 hm. % N, je fázové složení shodné s výchozí (nenitridovanou) ocelí P91. Zvyšováním obsahu N směrem k povrchu vzorku, kde je obsah dusíku 0,85–0,9 hm. % N, se mírně zvyšuje teplota

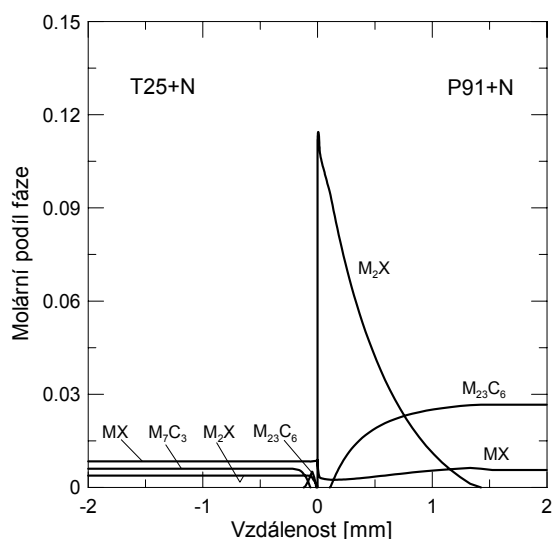
A_{c1} a dochází k postupnému nahrazování karbidu $M_{23}C_6$ ($M=Cr, Fe, Mo$) karbonitridem chrómu, s obecným označením M_2X . Fáze M_2X je na povrchu oceli P91+N stabilní do teploty 1050–1070 °C.



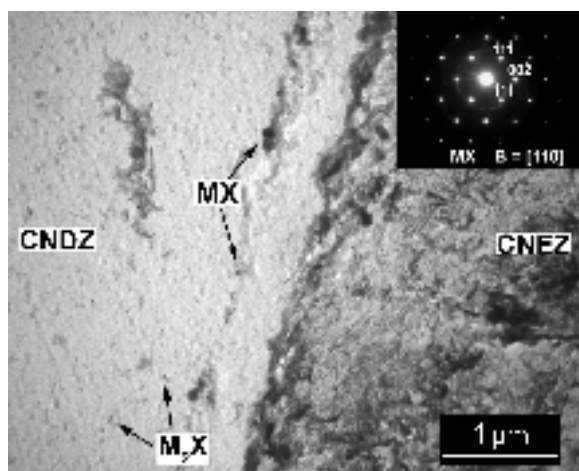
Obr. 7.14 Rovnovážný fázový diagram soustavy Fe-Cr-Mo-V-Mn-Si-Nb-C-N se složením oceli T25



Obr. 7.15 Rovnovážný fázový diagram soustavy Fe-Cr-Mo-V-Mn-Si-Nb-C-N se složením oceli P91



Obr. 7.16 Vypočtený fázový profil ve spoji T25+N | P91+N (500 °C/1000 h)



Obr. 7.17 Precipitáty v CNDZ (500 °C/1000 h) (extrakční uhlíková replika)

Po žihání na 500 a 600 °C byly v základním materiálu T25+N experimentálně potvrzeny fáze MX a M_7C_3 . Niobem bohaté karbidy (Nb,V)C se v nitridovaném stavu oceli T25 již nevyskytují. Karbonitridy MX jsou v oceli T25+N nahrazeny stabilnějšími nitridy MN ($M = V, Cr, Nb$). Oproti karbonitridu MX v nenitridované oceli T25, se v nitridech MN oceli T25+N snížil obsah V a zvýšil obsah Cr. Tento jev je spojen s vyšší interakcí Cr–N oproti Cr–C [27]. Z feritu přesyceného uhlíkem a dusíkem dodatečně precipitují velmi jemné karbonitridy M_2X ($M = Cr, Mo, V$). Rozdíl Gibbsovy energie mezi rovnováhou oceli T25+N při 500 °C (ferit + MX + M_7C_3 + M_6C) a metastabilním stavem ferit + MX + M_7C_3

+ M₆C + M₂X je minimální. Proto se dá přítomnost karbonitridu M₂X v oceli T25+N očekávat. Potvrzuje to i kinetická simulace (obr. 7.16).

Při 500 °C se nízká rozpustnost C v oceli T25+N projevuje zvýšením stability karbidů M₂₃C₆, s obdobným složením jako v CDZ spoje T25 | P91 žíhaného při 500 °C/1000 h. Při vyšších teplotách již nebyly karbidy M₂₃C₆ v oceli T25+N pozorovány. Rovněž stabilita karbonitridů M₂X v T25+N s rostoucí teplotou klesá. Při 900 °C bylo v oceli T25+N zjištěno jen velmi malé množství těchto částic. Složení karbidů M₇C₃ se liší od rovnovážného složení. V práci [3] nebylo dosaženo rovnovážného složení těchto karbidů v oceli 0,2C-1,4Cr-1,0Mo-0,28V ani po exploataci 510 °C/69000 h.

Tab. 7.3 Naměřené a vypočtené složení minoritních fází ve spoji žíhaném 600 °C/240 h [at. %]

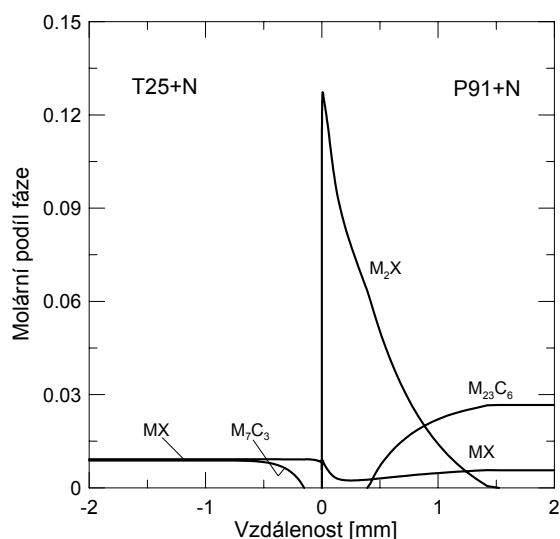
Oblast	Experiment							Výpočet								
	Fáze	V	Cr	Mn	Fe	Nb	Mo	Fáze	V	Cr	Mn	Fe	Nb	Mo	C	N
T25N	M ₇ C ₃	1,3	42,2	1,9	22,5	0,4	1,8	M ₇ C ₃	0,0	54,2	2,5	12,3	0,0	0,9	30,0	0,0
	MX	39,2	3,1	0,2	0,5	6,5	0,5	MX	35,1	11,6	0,0	0,0	3,6	0,0	2,9	46,8
CNDZ	M ₇ C ₃ ^m	1,3	42,2	1,3	22,7	0,5	2,0									
	MX	31,4	12,7	0,0	0,6	4,7	0,6	MX	36,2	10,4	0,0	0,0	3,7	0,0	1,4	48,2
	M ₂ X ^m	1,7	60,1	0,0	1,3	0,4	3,1									
CNEZ	M ₂ X	1,6	60,2	0,3	1,4	0,6	2,7	M ₂ X	0,5	60,4	1,4	1,7	0,1	2,6	12,2	21,1
	MX ¹ _m	29,7	16,1	0,2	0,3	3,2	0,5	MX	23,1-	11,5-	0,0	0,0	2,9 -	0,1	0,5	48,0-
	MX ²	11,8	32,7	0,1	0,6	4,2	0,7		33,1	23,9			6,4			49,2
P91N	M ₂ X	2,7	57,4	0,0	0,5	1,4	4,8	Laves	0,0	18,0	0,0	43,6	0,0	33,3	0,0	0,0
	M ₂₃ C ₆	1,4	57,2	0,1	15,9	0,1	4,7	M ₂₃ C ₆	0,4	63,0	0,3	12,4	0,0	3,3	20,7	0,0
	MX	20,6	26,1	0,0	0,0	2,4	1,0	oMX	20,8	26,0	0,0	0,0	3,7	0,0	0,2	49,3
								MX	37,8	6,2	0,0	0,0	7,2	0,0	1,0	47,8

*) m – malé množství; o - výpočet pro 0,14 hm. % N → vzdálenost 1,3 mm od rozhraní

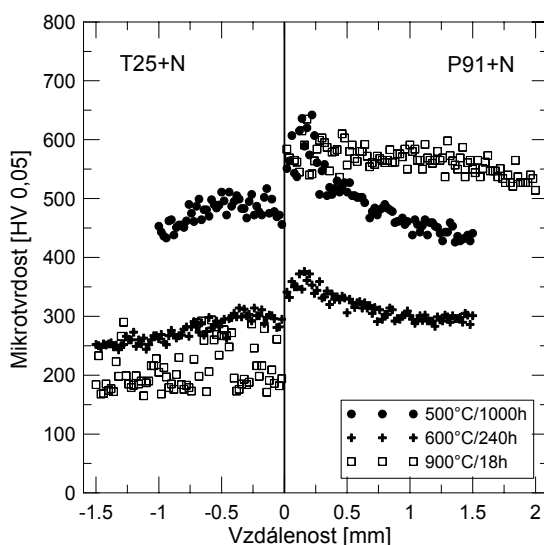
Minoritní fáze difúzí neovlivněného materiálu P91+N, žíhaného na 500, 600 (MX + M₂₃C₆ + M₂X) a 900 °C, se výrazně neliší od fází pozorovaných v nenitridované oceli P91. V karbidech M₂₃C₆ se poměr Cr/Fe rovněž zvyšuje s klesající teplotou žíhání, což potvrzuje i rovnovážný výpočet. Karbonitridy M₂X (M = Cr, Mo, V) rozpouštějí méně vanadu v porovnání s výchozí ocelí P91. Tento jev souvisí pravděpodobně s vyvázáním vanadu ve stabilnějších karbonitridech MX v oceli P91+N.

Při žíhání svarového spoje T25+N | P91+N na teplotě 500 a 600 °C, se vlivem redistribuce C v T25+N rozpouštějí zejména karbidy M₇C₃, popř. M₂₃C₆, a částečně také karbonitridy M₂X, což potvrzuje i kinetická simulace (obr. 7.16). Vzhledem k minimální difúzi N zůstávají v CNDZ stabilní nitridy MN (obr. 7.17), jejichž množství je o 30–50% větší než v CDZ svarového spoje T25 | P91. Nauhličením a nitridací P91+N vzniká v CNEZ množství karbonitridů M₂X a nitridů MN. S rostoucí teplotou se ve spoji typu ferit | ferit zvyšuje množství M₂X v CNEZ (obr. 7.16 a obr. 7.18), což souvisí se zvyšujícím se množstvím přerozděleného C a projevuje se nárůstem mikrotvrdomi (obr. 7.19). Malá redistribuce N se podílí na

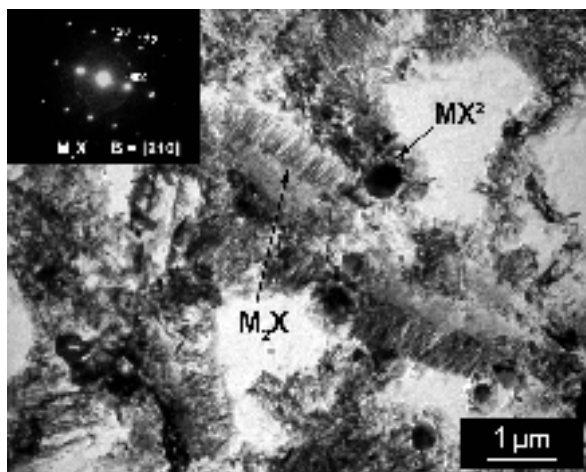
vzniku dalších nitridů MN. Ve spoji austenit | austenit se v CNEZ částice M_2X rozpouštějí za vzniku stabilnějších nitridů MN. V CNEZ se při všech teplotách žhání nacházejí dva typy MN (tab. 7.3). První typ, s poměrem $V/Cr > 1$, má obdobné složení jako v nenitridované oceli P91. Tyto nitridy jsou jemné a precipitují v průběhu žhání. Hrubé nitridy MN ($M = Cr, V, Nb$) s $V/Cr < 1$ (obr. 7.20) vznikají pravděpodobně již v průběhu nitridace. Výpočet složení obou typů MN dobře postihuje (obr. 7.21). V CNEZ se karbonitridy M_2X obohacují o Cr a současně ochuzují o V. Podobné chování bylo pozorováno i v CNDZ při 500 °C a souhlasí s kinetickou simulací.



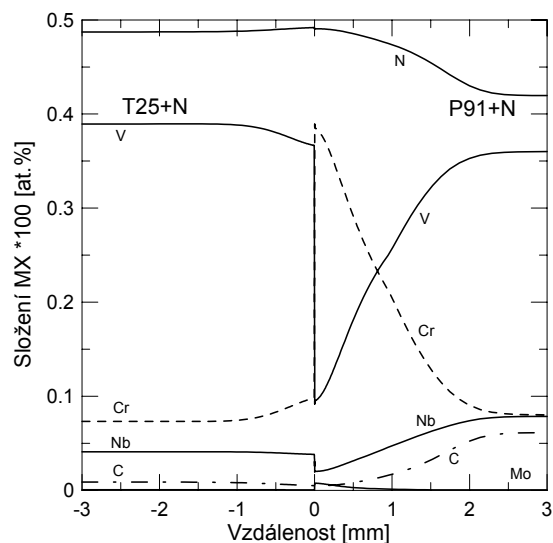
Obr. 7.18 Vypočtený fázový profil ve spoji T25+N | P91+N žhaném při 600 °C/240 h



Obr. 7.19 Srovnání mikrotvrdosti na rozhraní T25+N | P91+N



Obr. 7.20 Precipitáty v CNEZ (500 °C/1000 h) (extrakční uhlíková replika)



Obr. 7.21 Složení MX ve svaru T25+N | P91+N (900 °C/18 h)

Vypočtené fázové profily poměrně dobře odpovídají experimentálně zjištěným fázím v jednotlivých oblastech svaru. Největší odchylky od rovnovážného složení byly pozorovány opět ve spoji žíhaném při 500 °C/1000 h. Ve spoji nebyla zjištěna Lavesova fáze ani M_6C , které precipitují po delších dobách žihání [1, 28].

Zvýšení obsahu dusíku v oceli T25 nemá žádný negativní vliv na precipitaci nežádoucích, rychle hrubnoucích fází. Stabilita karbonitridů M_2X , ale především nitridů MN v CNDZ zamezuje výraznějšímu poklesu mikrotvrlosti a rekrytalizaci feritické matrice, která byla pozorována v CDZ spoje T25 | P91, což může přispět ke creepové odolnosti heterogenního spoje. Zvýšením hustoty jemných nitridů v CNDZ se zvyšuje účinek precipitačního zpevnění a lze tak účinně zabránit porušení typu IIIa [30]. Naproti tomu, nitridací oceli P91 vznikají na povrchu karbonitridy M_2X a hrubé nitridy (Cr,V,Nb)N, které mohou urychlit precipitaci rychle hrubnoucích, a z hlediska creepové odolnosti velmi nebezpečné, modifikované Z-fáze [1]. Z-fáze nebyla v ocelích P91 a P91+N detekována a ani nebyla zadávána do výpočtu. Nitridace oceli P91 se z tohoto pohledu pro reálné spoje jeví jako nežádoucí.

7.7 ROZDÍLY MEZI VÝPOČTEM A EXPERIMENTÁLNÍMI VÝSLEDKY

Přesnost výpočtu závisí na konzistenci termodynamické a kinetické databáze. Přesnost kinetické simulace ovlivňuje také to, že podmínka lokální fázové rovnováhy ve všech objemových elementech, která předpokládá spojitý průběh potenciálů všech složek na fázovém rozhraní, není splněna zejména při nižších teplotách a krátkých dobách žihání, protože se koncentrace složek na rozhraní mění skokově [31]. To potvrzuje i skutečnost, že při 900 °C (austenit | austenit) je shoda naměřeného průběhu C a složení fáze MX i simulace uspokojivá. Pozorovaná dobrá shoda mezi vypočteným a experimentálně ověřeným fázovým složením, včetně chemického složení jednotlivých fází, a v rozdělení C a N napříč svarovým rozhraním, dokládá konzistenci používaných (vytvořených) databází STEEL a DIF2, v jejichž vývoji je třeba pokračovat.

V současné době se na studium vzájemných vztahů mezi vývojem mikrostruktury a mechanickými vlastnostmi heterogenních spojů moderních žárovevých ocelí, vystavených dlouhodobé vysokoteplotní expozici, zaměřuje velká pozornost. Vzhledem ke strukturní nestabilitě žárovevých ocelí a jejich spojů, která ovlivňuje životnost komponent energetických zařízení, se dá očekávat využití termodynamických a kinetických simulací k predikci zbytkové životnosti exponovaných součástí.

8 ZÁVĚRY

Disertační práce obsahuje výsledky aplikace softwaru Thermo-Calc a jeho nadstavby DICTRA pro studium změn mikrostruktury heterogenních svarových

spojů žárovevných ocelí, ke kterým dochází při jejich žhání v důsledku přerozdělení intersticiálních prvků. Modelové výpočty byly z větší části experimentálně ověřeny. Vývoj fázových profilů, chemického složení fází a redistribuce C a N byly studovány na dvou skupinách laboratorních svarů modifikované oceli P91 (X12CrMoVNb 10-1) s nově vyvíjenou nízkolegovanou žárovevnou ocelí 6CrMoV 8-3-2. Tato ocel, s pracovním označením T25, je určena pro svařované konstrukce energetických zařízení. První skupina svarů byla tvořena výchozími materiály. Ve druhé skupině spojů byly obě oceli před svařením nitridovány, za účelem zvýšení koncentrace dusíku. Obě skupiny svarů byly žhány v rozmezí teplot 500–900 °C. Dosažené výsledky disertační práce vedly k následujícím závěrům:

- Heterogenní svarový spoj T25 | P91 a jeho nitridovaná modifikace T25+N | P91+N jsou strukturně nestabilní při žhání v intervalu teplot 500–900 °C. Intenzivní redistribuce uhlíku způsobuje v obou typech spojů výrazné strukturní změny, zejména v oblasti teplot 500–750 °C, kdy jsou matrice obou ocelí feritické. Difúze dusíku mezi oběma ocelmi je minimální v celém teplotním intervalu 500–900 °C.
- Pro posouzení směru difúze C a N ve svarovém spoji lze jako první aproximaci použít rozdíl termodynamických aktivit mezi oběma materiály. Uhlík a dusík difundují do materiálu s nižší aktivitou daného prvku. Ke zjištění přerozděleného množství C a N a k popisu strukturních změn je nutné provést detailní kinetické simulace.
- Z kinetických simulací vyplývá, že C se přerozděluje tzv. „up-hill“ difúzí, tj. difúzním tokem směřujícím do oceli s vyšší koncentrací daného prvku, tedy z nízkolegované do vysokolegované oceli. Nitridace v obou případech ocelí přispívá ke zvýšení aktivity uhlíku, směr toku uhlíku zůstává zachován. Důsledkem je větší redistribuce C než v případě spoje T25 | P91. S rostoucí teplotou se zvětšuje šířka difúzí ovlivněných oblastí a množství přerozděleného C. Difúze C je nejnižší při žhání spoje na teplotě 900 °C, kdy jsou matrice ocelí tvořeny austenitem.
- Vypočtené koncentrační profily uhlíku a dusíku poměrně dobře souhlasí s výsledky zjištěnými mikroanalýzou. Hloubky nauhličení jsou nižší.
- Minimální redistribuce dusíku souvisí se stabilitou nitridů MN, resp. karbonitridů MX, jejichž precipitace snižuje obsah dusíku v matici obou studovaných ocelích.
- Vypočtené profily fází, vyskytujících se ve spojích při teplotách 500, 600 a 900 °C, velmi dobře odpovídají experimentálně zjištěným fázím. Redistribuce C způsobuje v CDZ (CNDZ) rozpouštění karbidů M_7C_3 , popř. $M_{23}C_6$, a v CEZ dodatečnou precipitaci karbidů $M_{23}C_6$, resp. karbonitridů M_2X v CNEZ. V CDZ zůstávají stabilní karbonitridy MX. Při teplotách vyšších než 600 °C dochází k výrazné rekrytalizaci feritu. Při teplotách 600 °C a nižších, které odpovídají předpokládanému použití studovaného svarového spoje, je rekrytalizace feritu účinně brzděna sekundárními fázemi MX. Formování oblastí CDZ a CEZ je doprovázeno poklesem, resp. nárůstem mikrotvrlosti.

Po nitridaci jsou karbonitridy MX v obou ocelích nahrazeny větším množstvím nitridů MN a navíc v matici precipitují i karbonitridy M_2X . Pokles mikrotvrdoti a rekrystalizace matrice v CNDZ nejsou tak výrazné jako ve spoji T25 | P91.

- Rovnovážné chemické složení fází v jednotlivých oblastech spoje je v dobrém souladu s experimentem. Odchytky byly pozorovány u složení karbidů M_7C_3 a $M_{23}C_6$ při teplotách 500 a 600 °C. Největší shoda byla zjištěna po žihání na 900 °C.
- Velmi dobrá shoda rovnovážných výpočtů a kinetických simulací s experimentálně zjištěnými daty potvrzuje konzistenci termodynamické a kinetické databáze, na kterých je přesnost výpočtu závislá. Zjištěné rozdíly jsou spojeny především s nedostatečnými dobami žihání k dosažení rovnovážných stavů materiálu, ale také s přesností parametrů uložených v databázích. Především kinetické parametry je třeba v budoucnu zpřesnit.
- Použitá výpočetní metoda může být aplikována při řešení simultánní difúze C a N v různých druzích spojů ocelí typu ferit | ferit anebo austenit | austenit.
- Programy Thermo-Calc a DICTRA spolu s vytvořenými databázemi STEEL a DIF2 představují užitečný nástroj pro predikci strukturní stability svarových spojů žárovevých ocelí vystavených dlouhodobé vysokoteplotní expozici.

9 VÝBĚR Z POUŽITÉ LITERATURY

- [1] VODÁREK, V. *Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12)%Cr ocelí*. VŠB – Technická Univerzita Ostrava, Ostrava, 2003, 163 s. ISBN 80-248-0329-1.
- [2] SAUNDERS, N., MIODOWNIK, A. P. *CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide*. Cambridge: Elsevier Science Ltd., 1998. ISBN 0-08-0421296.
- [3] UNUCKA, P. *Studium rovnovážných stavů v multikomponentních systémech C-Cr-Fe-Mo-X*. Disertační práce. Brno: VUT Fakulta strojního inženýrství, 2004, 93s.
- [4] BORGSTAM, A., et al. DICTRA, a Tool for Simulation of Diffusional Transformations in Alloys. *Journal of Phase Equilibria*, 2000, vol. 21, p. 269-280.
- [5] PILOUS, V., STRÁNSKÝ, K. *Strukturní stálost návarů a svarových spojů v energetickém strojírenství*. Praha: ČSAV, 1989. ISBN 80-200-0007-0.
- [6] ABE, F. High Performance Creep Resistance Steels for 21st Century Power Plants. In Proc. of Conf. *Super-High Strength Steels* [CD-ROM]. Roma, Italy, November 2-4, 2005.
- [7] FOLDYNA, V., PURMENSKÝ, J. *Strukturní stabilita a žárovevost feritických ocelí*. In Metal 2004: 13. mez. metal. konference. Hradec nad Moravicí, Česká republika [CD-ROM]. Ostrava: TANGER, květen 2004.

- [8] HALD, J. Creep Resistant 9-12% Cr Steels – Long-term Testing, Microstructural Stability and Development Potentials. In Proc. of Conf. *Super-High Strength Steels* [CD-ROM]. Roma, Italy, November 2-4, 2005.
- [9] SKLENIČKA, V., et al. Long-term creep behavior of 9–12%Cr power plant steels. *Materials Characterization*, 2003, vol. 51, p. 35– 48.
- [10] JAKOBOVÁ, A., FOLDYNA, V. Vlastnosti a použití oceli P91. *Hutnické listy*, 1993, č. 7-8, s. 57-64.
- [11] VODÁREK, V., et al. Electron Diffraction Studies on (Nb,V)CrN Particles in 12CrMoVNbN Steels. In Proc. of the 8th COST Conference: *Materials for Advanced Power Engineering 2006*. eds. J. Lecomte-Beckers et al., Forschungszentrum Jülich 2006, Vol. 53, Part III, pp. 1251-1266. ISBN 3-89336-436-6.
- [12] DANIELSEN, H. K, HALD, J. Behaviour of Z-phase in 9-12% steels. *Energy Materials*, 2006, vol. 1, no. 1, p. 49–57.
- [13] VISWANATHAN, R., PURGERT, R., RAO, U. Materials Technology for Advanced Coal Power Plants. In Proc. of Conf. *Super-High Strength Steels* [CD-ROM]. Roma, Italy, November 2-4, 2005.
- [14] SVOBODA, M., PODSTRANSKÁ, I. a BURŠÍK, J. Mikrostrukturní změny ve svarových spojích ocelí P91 a 15128. In *Difúze a termodynamika materiálů*. Tři studně, září 1998, s. 129-132.
- [15] KOZESCHNIK, E., et al. Dissimilar 2.25Cr/9Cr and 2Cr/0.5CrMoV steel welds. Part 1: Characterisation of weld zone and numerical simulation. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2002, vol. 7, no. 2, p. 63-68.
- [16] HELANDER, T., ANGREN, J. Computer Simulation of Multicomponent Diffusion in Joints of Dissimilar Steels. *Metallurgical and Materials Transactions*, February 1997, vol. 28A, p. 303-308.
- [17] DICTRA User's Guide: *Version 23* [online]. Last update 5th September 2004 [cit. 2006-09-20].
Dostupné z: <http://www.thermocalc.com/Download/Man_ex_Dictra.html>.
- [18] SOPOUŠEK, J. Fázové rovnováhy a difúzí řízené procesy ve vybraných soustavách kovů a jejich slitin. Habilitační práce. Brno: MU Přírodovědecká fakulta, 2002.
- [19] KIRKALDY, J. S. and YOUNG, D. J. *Diffusion in the Condensate State*. London: Institute of Metals, c1987. ISBN 0-904357-87-2.
- [20] DICTRA User's Guide: *Version 23* [online]. Last update 5th September 2004 [cit. 2006-09-20].
Dostupné z: <http://www.thermocalc.com/Download/Man_ex_Dictra.html>.
- [21] TCCQ User's Guide. *Version Q* [online]. Last update 2nd September 2004 [cit. 2006-09-20].
Dostupné z: <http://www.thermocalc.com/Download/Man_ex_TCC.html>.

- [22] KROUPA, A., et al. Phase Diagram in the Iron-Rich Corner of the Fe-Cr-Mo-V-C System below 1000K. *Journal of Phase Equilibria*, 2001, vol. 22, no. 3. p. 312-320.
- [23] SOPOUŠEK, J., FORET, R., JAN, V. Simulation of dissimilar weld joints of steel P91. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2004, vol. 9, no. 1, p. 59-64.
- [24] SOPOUŠEK, J., FORET, R. Carbon and Nitrogen Redistribution in Weld Joint of Ion Nitrided 15CrMoV 2-5-3 and Advanced P91 Heat-Resistant Steels. *Journal of Phase Equilibria*, 2006, vol. 27, no. 4, p. 363–368.
- [25] DINSDALE, A. T. SGTE Data for Pure Elements. *CALPHAD*, 1991, vol. 15, no. 4, p. 317-425.
- [26] HELANDER, T., ANDERSON, H., OSKARSSON, M. Structural changes in 12-2.25% Cr weldments – an experimental and theoretical approach. *Materials at High Temperatures*, 2000, vol. 17, no. 3, p. 389-396.
- [27] PILOUS, V., aj. Redistribuce uhlíku a dusíku ve svarových spojích ocelí typu ferit/austenit a austenit/austenit. *Kovové materiály*, 1991, roč. 29, č. 1, s. 31-56.
- [28] JANOVEC, J., et al. Evolution of secondary phases in Cr-V and Cr-Mo-V low alloy steels. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2005, vol. 44, no. 2, pp. 219–235.
- [29] KUBOŇ, Z., VODÁREK, V., TOUŠOVÁ, D. Creep Properties of Heterogeneous P91/P23 Welds at 550 and 600 °C. In Proc. of the 8th COST Conference: *Materials for Advanced Power Engineering 2006*. eds. J. Lecomte-Beckers et al., Forschungszentrum Jülich 2006, Vol. 53, Part III, pp. 1437–1447. ISBN 3-89336-436-6.
- [30] BRETT, S. J. Type IIIa cracking in ½CrMoV steam pipework systems. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2004, vol. 9, no. 1, p. 41-45.
- [31] PLUHAR, J., aj. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*. Praha: SNTL, 1987, 418 s.

10 PUBLIKACE AUTORA K TÉMATU DISERTACE

- [1] ZLÁMAL, B., JAN, V. Computer Simulation of Heat-resistant Steels Welds. Int. conf. *Junior Euromat 2004*. Lausanne, Switzerland, September 6-9, 2004.
- [2] FORET, R., SOPOUŠEK, J., ZLÁMAL, B. Simulation of Structural Stability of Weld Joints of Heat-resistant Steels. In Proc. of int. conf. Thermodynamics of Alloys: *TOFA 2004*. Vienna, Austria, September 12-17, 2004.
- [3] ZLÁMAL, B., JAN, V. Simulation of Phase Profiles of Heterogeneous Heat-resistant Steel Welds. *Zeszyty Naukowe, Politechnika Opolska*, 2004, no. 298, z. 78, p. 207-212. ISSN 1429-6065.

- [4] FORET, R., JAN, V., ZLÁMAL, B., SOPOUŠEK, J., SVOBODA, M. Simulace strukturní stability svarových spojů žárupevných ocelí. In *Metal 2005: 14. mez. metal. konference*. Hradec nad Moravicí, Česká republika [CD-ROM]. Ostrava: TANGER, květen 2005.
- [5] BURŠÍK, J., ZLÁMAL, B., FORET, R., SOPOUŠEK, J. Structural Stability of Heterogeneous Weld Joint of 6CrMoV 8-3-2 and X12CrMoV 9-1 Steels with Increased Nitrogen Content, in Temperature Interval 500-900°C. Int. conf. *Euromat 2005*, Prague, September 5-8, 2005.
- [6] FORET, R., ZLÁMAL, B., SOPOUŠEK, J. Structural Stability of Dissimilar Weld between two CrMoV Steels. *Welding Journal*, 2006, vol. 85, no. 10, p. 211-217. (IF = 0,346).
- [7] ZLÁMAL, B., FORET, R., JAN, V., SOPOUŠEK, J., BURŠÍK, J. Simulation of Interstitials Redistribution in Dissimilar Welds of Heat-resistant Steels with Increased Nitrogen Content. *Zeszyty Naukowe*, Politechnika Opolska, 2005, no. 308, z. 86, p. 311-316. ISSN 1429-6055.
- [8] ZLÁMAL, B., FORET, R., SOPOUŠEK, J., BURŠÍK, J. Redistribution of Interstitial Elements in Dissimilar Welds of Creep-Resistant Steels with Increased Nitrogen Content. In *Metal 2006: 15. mez. metal. konference*. Hradec nad Moravicí, Česká republika [CD-ROM]. Ostrava: TANGER, květen 2006. ISBN 80-86840-18-2.
- [9] ZLÁMAL, B., FORET, R. Simulation of Interstitial Element Redistribution and Phase Profile in Dissimilar Welds of Creep-Resistant Steels. In *Proc. of Junior Scientist Conference 2006*. Vienna, Austria, April 19-21, 2006. ISBN 3-902463-05-8
- [10] FORET, R., ZLÁMAL, B., SOPOUŠEK, J., BURŠÍK, J. Structural Stability of Heterogeneous Weld Joint of 6CrMoV 8-3-2 and X12CrMoV 9-1 Steels with Increased Nitrogen Content. In *Proc. of the 8th COST Conference: Materials for Advanced Power Engineering 2006*. eds. J. Lecomte-Beckers et al. Forschungszentrum Jülich 2006, Vol. 53, Part III, pp. 1449-1458. ISBN 3-89336-436-6.
- [11] ZLÁMAL, B., FORET, R., J., BURŠÍK, J., SVOBODA, M. Microstructural Stability of Dissimilar Weld Joint of Creep-Resistant Steels with Increased Nitrogen Content at 500-900°C. *Defect and Diffusion Forum*, 2007, vol. 263, pp. 195-200. (IF = 0,483).
- [12] ZLÁMAL, B. Modelling of Microstructural Changes in Dissimilar Welds of Low- and High-Alloy CrMoV Steels at 500-750°C. *Zeszyty Naukowe*, Politechnika Opolska, 2006, no.318, z. 88, p. 223-228. ISSN 1429-6065.

CURRICULUM VITAE

OSOBNÍ ÚDAJE

Jméno a příjmení: Bronislav Zlámal

Trvalé bydliště: Pravčice 135, Hulín, 768 24, okr. Kroměříž

Datum narození: 9. 9. 1978

E-mail: zlbr@email.cz

VZDĚLÁNÍ

2003–2007 Postgraduální studium na VUT v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství

1998–2003 VUT v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství
Diplomová práce: *Hodnocení svarů bainitické oceli na odlitky* (vypracováno na Ústavu fyziky materiálů AV ČR v Brně a v DT Výhybkárna a mostárna, spol. s r.o. Prostějov)

1990–1998 Gymnázium Holešov

DOSAVADNÍ PRAXE

10/2006–03/2007 Výzkumný pracovník na Ústavu fyziky materiálů AV ČR v Brně

09/2003–03/2007 Výuka ve cvičeních základních kurzů a odborný výzkum v rámci doktorského studia na Ústavu materiálových věd a inženýrství VUT FSI a na Ústavu fyziky materiálů AV ČR v Brně.

07/2002–06/2003 DT Výhybkárna a mostárna, spol. s r.o. Prostějov - vývoj nového materiálu pro srdcovky železničních a tramvajových výhybek (v rámci řešení diplomové práce)

AKADEMICKÉ STÁŽE

03–09/2005 Aston University, Birmingham, UK – studium „diamond like carbon“ vrstev

ABSTRACT

The work presented in this thesis is about the computer simulation and experimental study of structural stability of creep-resistant steels and their laboratory weld joints. In the theoretical part of the work recent developments in the field of new progressive creep-resistant materials were described, focusing on steels, designed for fossil fired power plants working under USC conditions. Chemical compositions, mechanical properties, strengthening mechanisms, structural instabilities and heat treatment of low alloy CrMoV steels and modified 9–12% Cr steels were taken into account. The last part of theoretical study was concerned with the structural stability of the welds and with related phase equilibrium study, using CALPHAD approach, together with theory of diffusion in multi-component system. DICTRA software with its computational principles suitable for simulation of diffusion in dispersed systems was explained. The experimental methods used for phase analyses were also mentioned in this work.

In the experimental chapter the structural changes taking place in the two types of dissimilar laboratory welds of 6CrMoV 8–3–2, being under development, and modified X12CrMoVNb 10–1 steels annealed at temperatures of 500–900°C were subject of study. In the former case virgin steel were welded by means of an electric current pulse. In the latter case both base steels were nitrated before welding. Carbon and nitrogen redistribution measurement by the EPMA method was complemented with detailed structural analysis aimed at the phase profiles and chemical composition of coexisting phases in particular regions of the weld joint. Results of the experimental work were compared with thermodynamic and kinetic simulation using the DICTRA software. A very good agreement between the simulation and the experimental results was observed.