

MIKROSTRUKTURNÍ PARAMETRY KOMBINOVANÉHO SVAROVÉHO SPOJE PO DLOUHODOBÉ VYSOKOTEPLTNÍ EXPOZICI.

*Ing. Martin Sondel, Ph.D.^{1,2}, doc. Ing. Drahomír Schwarz, CSc.^{1,2},
prof. Ing. Jaroslav Koukal, CSc.²,*

¹ VŠB-TU Ostrava

² Český svářečský ústav s.r.o., martin.sondel@csuostrava.eu

Annotation

The fundamental knowledge of structural evolution, strengthening and degradation processes occurring during creep exposure is a prerequisite for successful development of ferritic steels with higher creep resistance. Welded joints usually represent the weakest points in any power equipment working under creep conditions. A decrease of creep resistance can occur inside the weld metal itself or in some region of the HAZ of the welded joint in which IPS of secondary phases significantly increases and creep rupture strength decreases. Weld joints on tubes from the creep resistance Cr-Mo-V low alloy and P91 steel have been studied to characterize the changes in microstructure that occur during long term creep exposure at 575°C for up to approximately 100,000 hours.

1. Úvod

V energetických zařízeních se kromě homogenních svarových spojů vyskytují také svarové spoje spojující ocel P91 s dalšími nízkolegovanými žárovečnými oceli. Těmto spojům je věnována velká pozornost, zejména např. z hlediska řešení svařitelnosti, technologie svařování, mechanizace svařování a ověření jejich žárovečných vlastností. Podmínkou úspěšného nasazení heterogenních svarových spojů je, aby jejich žárovečnost dosahovala žárovečnosti homogenních svarových spojů nízkolegovaných ocelí.

Na mikrostrukturní stabilitu kombinovaných svarových spojů má negativní vliv chemická heterogenita spojů. V průběhu creepové expozice dochází k difúzi intersticiálních atomů z méně legované oceli do vícelegované přes hranici ztavení. Tento jev zapříčiní vznik nahličeného pásma na straně více legovaného materiálu a naopak oduhličené zóny v méně legovaném materiálu. Tyto procesy ovlivňují nejenom mechanické a žárovečné vlastnosti heterogenních svarových spojů, ale mohou mít také negativní účinek na korozní odolnost těchto spojů.

Žárovečné vlastnosti nízkolegovaných a modifikovaných 9-12%Cr ocelí jsou určovány hlavně jejich chemickým složením a mikrostrukturou těchto ocelí. Vlastní chemické složení těchto ocelí má vliv na výslednou mikrostrukturu, která závisí na tepelném zpracování a dále se vyvíjí v podmínkách vysokoteplotní expozice. Nezbytnými předpoklady pro další úspěšný vývoj progresivních žárovečných ocelí jsou proto nutné základní znalosti o mikrostrukturním vývoji a degračních mechanismech působících během vysokoteplotní expozice.

2. Mechanizmy zpevnění

Nejdůležitějšími mechanismy zpevnění působící během vysokoteplotní expozice v případě žárovečných nízkolegovaných a modifikovaných ocelí, jsou precipitační zpevnění a zpevnění tuhého roztoku.

2.1. Precipitační zpevnění

Precipitační zpevnění nízkolegovaných CrMoV ocelí (např. ocel 0,5%Cr-0,5%Mo-0,3%V) je hlavně způsobeno nanočásticemi V_4C_3 nebo VCN. Podobně, v případě modifikovaných 9-12%Cr ocelí s nízkým obsahem dusíku (např. 9%Cr-1%Mo nebo 12%Cr-1%Mo-0,3%V) je precipitační zpevnění hlavně způsobeno částicemi typu $M_{23}C_6$. Obě tyto oceli jsou precipitačně zpevněny pouze jednou fází. Disperze částic se charakterizuje střední vzájemnou vzdáleností mezi částicemi, kterou je možné vypočítat podle rovnice (1):

$$\lambda = \frac{1}{2} (N_v \cdot d_{mean})^{-\frac{1}{2}} - d_{mean} \sqrt{\frac{2}{3}} \quad (1)$$

V rovnici (1), je N_v počet částic v jednotce objemu, d_{mean} je střední průměr částic a λ je střední vzájemná vzdálenost částic.

Dusík dolegovaný do 9-12% chromových žárovevých ocelí umožňuje formování velmi malých částic nitridu nebo karbonitridu vanadu, které významně spolu s částicemi $M_{23}C_6$ přispívají ke zvyšování precipitačního zpevnění. V tomto případě je možné precipitační zpevnění charakterizovat efektivní střední vzájemnou vzdáleností mezi částicemi λ_{eff} , která může být vypočítána pomocí rovnice (2):

$$\frac{1}{\lambda_{eff}} = \frac{1}{\lambda_l} + \frac{1}{\lambda_s} \quad (2)$$

V rovnici (2) je λ_l střední vzájemná vzdálenost větších částic ($M_{23}C_6$) a λ_s je střední vzájemná vzdálenost malých částic (MX). Pro výpočet hodnot λ_l a λ_s je možné použít rovnici (1).

Mnohokrát bylo potvrzeno, že pokud se střední vzdálenost mezi částicemi snižuje, tak mez kluzu při teplotě okolí a hodnota meze pevnosti při tečení se zvyšují, zatímco rychlost tečení klesá.

2.2 Zpevnění tuhého roztoku

Často se předpokládá, že na zpevnění tuhého roztoku ocelí má hlavní vliv zvyšování obsahu molybdenu a/nebo wolframu v tuhém roztoku. Nicméně bylo prokázáno, že není důvod zvyšovat ekvivalentní obsah molybdenu Mo_{eq} ($Mo_{eq} = \% Mo + 0,5\% W$) v oceli nad mez rozpustnosti. Vyšší obsah Mo a W v oceli vede k precipitaci sekundárních fází bohatých na Mo nebo W, jako například M_6X a $(Fe, Cr)_2 (Mo, W)$ a tím ke snížení zpevnění tuhého roztoku. Precipitace těchto fází dále způsobuje ve všech feritických ocelích rozpouštění malých vytvrzujících částic MX (V_4C_3 , VCN, VN, NbX) a rovněž malých částic Mo_2C . Jejich precipitace proto významně snižuje precipitační zpevnění. Z tohoto důvodu je zvyšování obsahu Mo a W v oceli nad mez rozpustnosti nevhodné.

S ohledem na provedené experimentální práce je možné konstatovat, že ekvivalentní obsah molybdenu v nízkolegovaných ocelích by měl být pouze do 0,5% a v případě modifikovaných CrMoV ocelí s obsahem 9-12% Cr pouze do 1%. Ekvivalentní obsah molybdenu ve všech feritických žárovevých ocelích by měl být na stejné úrovni, jako bylo stanoveno pro obsah molybdenu v žárovevých ocelích bez W. Tyto experimentální závěry byly rovněž potvrzeny termodynamickými výpočty.

3. Degradční mechanizmy

Degradace žárovevých vlastností ocelí je způsobena vysokoteplotní expozicí, při které dochází k mikrostrukturním změnám vlivem snižování účinků precipitačního zpevnění a/nebo zpevnění tuhého roztoku. Zhrubnutí sekundární fáze způsobuje zvětšení středního průměru částic, jejich počet v jednotce objemu se snižuje, zatímco jejich podíl v jednotce objemu zůstává konstantní. Střední vzájemná vzdálenost částic se z tohoto důvodu zvyšuje a úroveň meze pevnosti při tečení se snižuje.

Na precipitační zpevnění v případě Cr-Mo-V nízkolegovaných ocelí mají kladný vliv hlavně malé částice V_4C_3 nebo VCN, zatímco v případě nízkolegovaných Cr-Mo ocelí jsou přínosem malé částice Mo_2C a Cr_7C_3 . Rozměrová stabilita karbidů precipitujících v Cr-Mo ocelích je nižší než rozměrová stabilita karbonitridu vanadu v Cr-Mo-V ocelích.

U všech nízkolegovaných ocelí je precipitace velkých částic M_6C nevhodná. Precipitace této sekundární fáze způsobuje ochuzení matrice o Mo a/nebo W a je příčinou snížení zpevnění tuhého roztoku. Kromě toho precipitace hrubých částic M_6C způsobuje rozpouštění malých

částic karbidů a karbonitridů (VC, VCN, Mo₂C) a tím dochází ke snížení příspěvku precipitačního zpevnění.

Ve všech feritických ocelích byla pozorována precipitace sekundární fáze M₆X a v modifikovaných 9-12% Cr ocelích rovněž Lavesova fáze Fe₂Mo(W). Precipitace částic M₆C nebo M₆X ve všech feritických ocelích snižuje podíl malých částic V₄C₃, VCN, VN a NbX. V modifikovaných 9-12% Cr ocelích rovněž může docházet k precipitaci sekundární Z-fáze [Cr (V, Nb) N] na úkor malých částic typu MX. Precipitace zmiňovaných sekundárních fází (M₆C, Lavesova fáze, Z-fáze) umožňuje rozpouštění malých částic a tím výrazně klesá mez pevnosti při tečení. Klesá rovněž podíl Mo a/nebo W v tuhém roztoku a tím se snižuje úroveň zpevnění tuhého roztoku.

4. Experimentální materiál

Nejčastějším kombinovaným svarovým spojem, uplatňovaným při opravách a rekonstrukcích českých energetických zařízení je svarový spoj ocelí P91-15128. V tabulce 1 je uvedeno normalizované chemické složení ocelí P91 a 15128 a v tabulce 2 jsou uvedeny mechanické vlastnosti těchto ocelí.

Tabulka 1. Normalizované chemické složení (hm%) ocelí P91 a 15128

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr
P91	0,08-0,12	0,20-0,50	0,30-0,60	≤0,020	≤0,010	≤0,040	8,00-9,50
15128	0,10-0,18	0,15-0,40	0,45-0,70	≤0,040	≤0,040	-	0,50-0,75
	Cu	Mo	N	Nb	Ni	V	-
P91	≤0,030	0,85-1,05	0,03-0,07	0,06-0,10	≤0,40	0,18-0,25	-
15128	-	0,40-0,60	-	-	-	0,22-0,35	-

Tabulka 2. Normalizované mechanické vlastnosti při +20°C ocelí P91 a 15128

Ocel	R_e (MPa)	R_m (MPa)	A₅ (%)		KV (J)	
			podél	napříč	podél	napříč
P91	≥450	630-830	≥19	≥17	≥40	≥27
15128	≥320	460-610	≥20	≥18	≥40	≥27

Kombinovaný svarový spoj trubky ø38x4mm z oceli P91 a ø38x6,3mm z oceli 15128 byl s ohledem na rozměry a žárovečnost svarového kovu svařen celý technologií 141 (GTAW) přidavným materiálem Böhler- FOX IN 9-IG (3Cr0,5Mo0,3V). Svarové spoje byly následně tepelně zpracovány režimem 740-750°C/1h/vzduch. Maximální rychlost ohřevu a ochlazování byla 100°C/h.

Kombinované svarové spoje trubek ø38x4(6,3) byly v roce 1994 umístěny do tlakové části kotle K11 teplárny Vítkovice, kde během provozu byla pracovní teplota 580°C a přetlak cca 10,3 MPa. Svarové spoje byly přibližně po 10 letech provozu (95000 hodin) během odstávky zařízení vyjmuty a v současné době jsou ověřovány jejich vlastnosti.

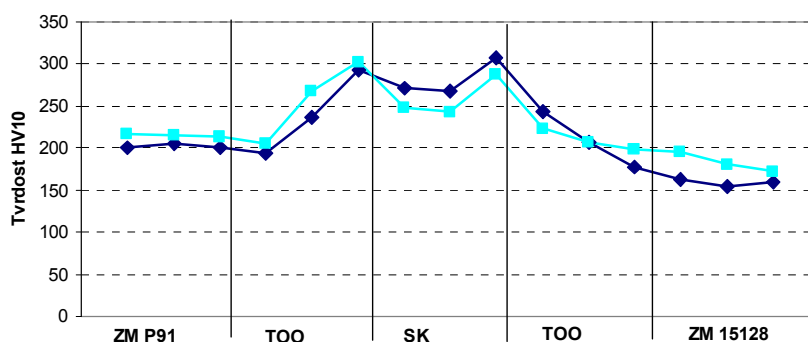
Základní mechanické vlastnosti kombinovaného svarového spoje P91-15128 byly stanoveny pomocí tahových zkoušek při teplotě +20°C. Tabulka 3 uvádí zjištěné hodnoty R_e, R_m, A₅ a Z pro základní materiál oceli P91 a hodnotu meze pevnosti pro svarový spoj P91-15128.

Tabulka 3. Základní mechanické vlastnosti základního materiálu oceli P91 a svarového spoje ocelí P91 a 15128

Ocel	R _{p0.2} (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)	Z (%)
Svarový spoj	-	673	-	-
Základní materiál P91	484	657	20,8	52,5

Zkouška tahem pro svarový spoj byla ovlivněna rozdílnou tloušťkou trubek P91 a 15128 a zjištěná hodnota R_m odpovídá materiálu P91, kde byla menší tloušťka zkušební tyče. Zjištěné základní mechanické vlastnosti základního materiálu P91 splňují požadavky na minimální normované hodnoty - viz. tabulka 2.

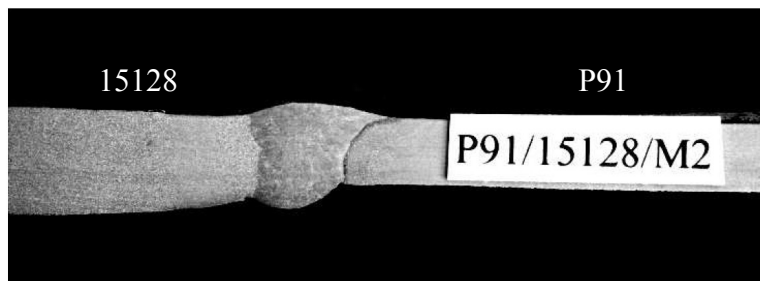
Tvrdomosti kombinovaného svarového spoje byly měřeny dle Vickerse při zatížení 100g a jsou dokumentovány na obrázku 1.



Obrázek 1. Naměřené hodnoty tvrdosti kombinovaného svarového spoje P91-15128.

Nejvyšší hodnoty tvrdosti byly naměřeny ve svarovém kovu (307HV) a v tepelně ovlivněné oblasti - pravděpodobně pásmo přehřátí oceli P91 (303 HV). Hodnoty tvrdosti naměřené ve všech oblastech kombinovaného svarového spoje splňují požadavek normy ČSN EN ISO 15614-1 pro kvalifikaci postupů svařování, která uvádí maximální přípustnou hodnotu tvrdosti 350 HV pro diskutované oceli.

Na makrostrukturu kombinovaného spoje P91-15128 po dlouhodobé teplotní expozici po naleptání roztokem dle Adler-Mattinga a 15% HNO₃, dokumentované na obr. 2, nebyly zjištěny žádné nepřípustné vady, šířka TOO je 6 mm.



Obrázek 2. Makrostruktura svarového spoje P91-15128, zv. 2x

5. Studium mikrostruktury kombinovaného spoje na elektronovém mikroskopu

Pro studium mikrostruktury na transmisním elektronovém mikroskopu JEOL JEM 200 CX byly vybrány tři oblasti kombinovaného svarového spoje: základní materiál obou ocelí, interkritická oblast TOO (oblast ovlivněna teplotou blízko A_{c3}) a svarový kov. Pro hodnocení mikrostruktury byly provedeny strukturně fázová analýza, identifikace jednotlivých typů minoritních fází, stanovena disperze částic precipitátu a hustota dislokací v jednotlivých oblastech kombinovaného spoje. Extrakční uhlíkové repliky byly použity pro studium precipitačních reakcí. Tenké kovové fólie umožňovaly studium dislokační substruktury jednotlivých oblastí spoje. Tenké fólie byly připraveny mechanickým ztenčováním a elektrolytickým leštěním v 10% roztoku kyseliny perchlorové a 90% kyselině octové při teplotě 10°C.

Stanovení hustoty dislokací bylo provedeno pomocí Hamovy [21] a Klarrovy [22] metody. Hustota dislokací ρ uvnitř subzrn byla zjištěna pomocí průsečíků dislokačních čar s mřížkou na mikrosnímcích a je dána rovnicí (3):

$$\rho = \frac{2N \cdot x}{L \cdot t} \quad (3)$$

kde je: ρ hustota dislokací [m^{-2}]
 N počet průsečíků dvou systémů rovnoběžných čar s dislokacemi [-]
 L celková délka čar [m]
 t tloušťka fólie, v daném případě $t = 34,1$ mm
 x faktor zohledňující podíl neviditelných dislokací pro zvolené difrakční podmínky zobrazení

Pomocí metod obrazové analýzy můžeme určit důležité parametry charakterizující disperzní fázi, jako je střední velikost částic, počet částic na jednotku plochy a následně vypočítat počet částic na jednotku objemu či střední vzájemnou vzdálenost částic. Obrazové analýzy TEM (Transmission Electron Microscopy) snímků mikrostruktury byly provedeny pomocí softwaru AnalySIS 3.1.

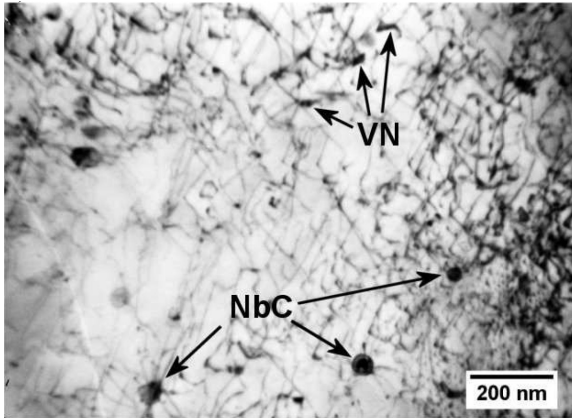
Ekvivalentní průměry částic minoritních fází (ECD) byly vypočítány podle rovnice (4):

$$ECD = 2 \cdot \sqrt{\frac{A_i}{\pi}} \quad (4)$$

Kde A_i je naměřená plocha částic i

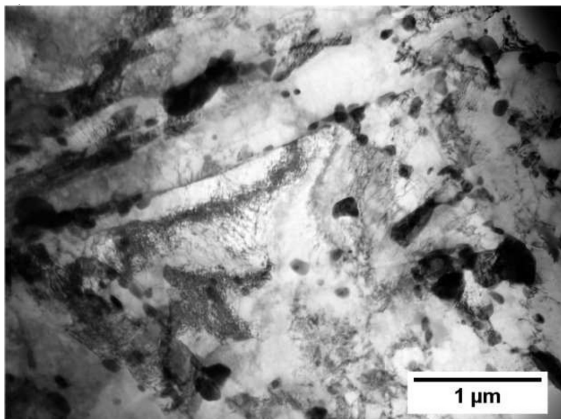
5.1 Základní materiál oceli P91

Mikrostruktura základního materiálu oceli P91 je tvořena popuštěným martenzitem s vysokou hustotou dislokací ($7.77 \cdot 10^{14} \pm 3.32 \cdot 10^{14} \text{ m}^{-2}$) a jemně vyprecipitovanými karbidy nebo karbonitridy, a je dokumentována na obrázku 3.



Obrázek 3. TEM fotografie, MX karbonitridy uvnitř subzrn základního materiálu P91

Dominantními precipitáty v mikrostruktúře základního materiálu oceli P91 jsou částice typu $M_{23}C_6$ (obr. 4).

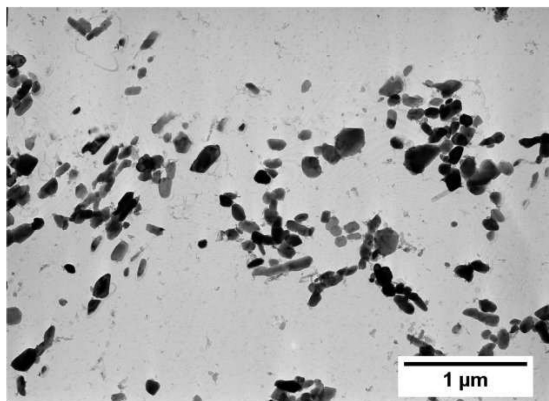


Obrázek 4. TEM fotografie, $M_{23}C_6$ karbidy základního materiálu P91

Karbidy $M_{23}C_6$ se vyskytují hlavně na hranicích primárních austenitických zrn a subzrn, ačkoliv se také vyskytují uvnitř martenzitických latí. Ojediněle byly nalezeny částice δ -feritu. V základním materiálu oceli P91 byly nalezeny dva typy jemných MX částic, globulární karbonitridy Nb a deskovité nitridy VN. Naměřené mikrostrukturní parametry částic MX a $M_{23}C_6$ jsou uvedeny v tabulce 4.

5.2 TOO oceli P91

Interkritické pásmo TOO oceli P91 je charakterizováno popuštěným martenzitem s vysokou hustotou dislokací uvnitř protáhlých subzrn (jejich tvar je odvozen z martenzitu). Částice typu $M_{23}C_6$ byly identifikovány na hranicích původních austenitických subzrn, viz. obrázek 5.



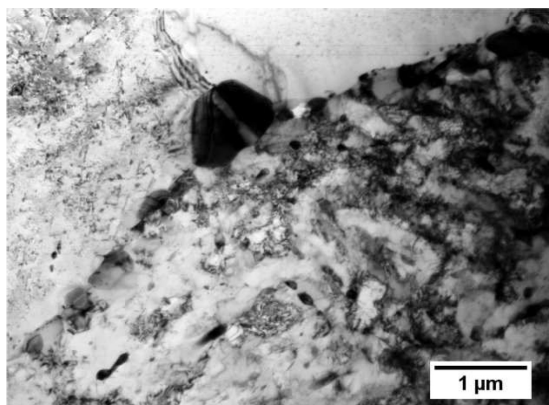
Obrázek 5. TEM identifikace karbidů $M_{23}C_6$ v TOO oceli P91, uhlíková replika

Kromě toho byly v TOO oceli P91 identifikovány rozptýlené precipitáty δ -feritu. Z důvodu vysoké hustoty dislokací nebylo možné identifikovat jemné karbidy pomocí elektronové difrakce na tenkých fóliích. Proto byly dále připraveny další extrakční uhlíkové repliky. Při teplotách pod 900°C docházelo k hrubnutí částic typu $M_{23}C_6$. Naměřené střední průměry částic a ekvivalentní průměr (ECD) jsou uvedeny v tabulce 4.

5.3 Základní materiál nízkolegované oceli 15128

Mikrostruktura základního materiálu oceli 15128 je tvořena feritem a bainitem. V mikrostruktuře byly identifikovány jemné karbidy vanadu VC. Některé z nich vyprecipitovaly řádkovitě na styčných hranicích zrn během transformace $\gamma \rightarrow \alpha$. Další částice vyprecipitovaly na dislokacích uvnitř feritických zrn během procesu žíhání.

Vyšší hustota dislokací a počet částic typu M_3C byly pozorovány uvnitř bainitických zrn. Na některých bainiticko-feritických hranicích zrn a zřídka na feritických hranicích zrn byly nalezeny velmi hrubé částice o průměru kolem $1 \mu\text{m}$, viz. obr. 6. Výjimečně byly pozorovány částice typu M_2X . Výsledek mikrostrukturního rozboru je uveden v tabulce 4.

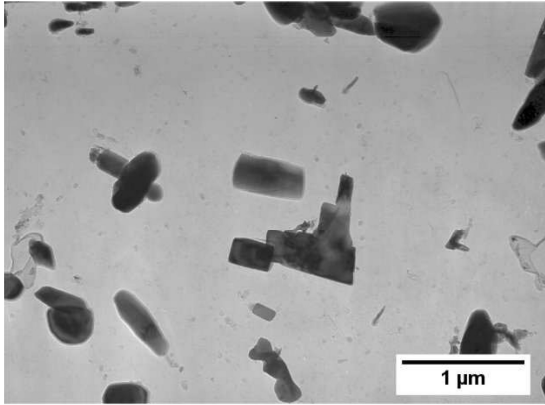


Obrázek 6. Hrubé částice na feriticko-bainitické hranici zrn v základním materiálu oceli 15128

5.4 TOO nízkolegované oceli 15128

Mikrostruktura TOO oceli 15128 je tvořena feriticko-bainitickou mikrostrukturou. Ferit je výrazně zpevněn jemnými částicemi typu VC. Byla zjištěná relativně vysoká hustota dislokací, která je větší než u základního materiálu oceli 15128. Pouze ojediněle byly pozorovány hrubé částice uvnitř feritických zrn.

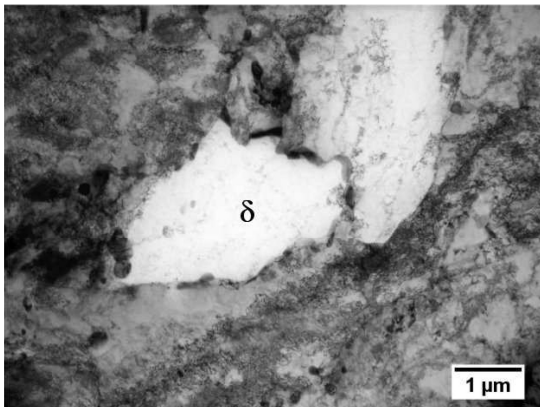
Karbidy vanadu ve feritu jsou formovány blízko hranic zrn. Na druhé straně, karbidy vanadu v bainitu se vyskytují pouze na hranicích latěk. Na uhlíkových replikách byly zjištěny karbidy typu M_7C_3 , viz. obr. 7. Výsledek mikrostrukturního rozboru TOO oceli 15128 je uveden v tabulce 4.



Obrázek 7. Karbidy M_7C_3 v TOO oceli 15128

5.5 Svarový kov kombinovaného spoje ocelí 15128 a P91

Mikrostruktura svarového kovu kombinovaného spoje po dlouhodobé vysokoteplotní expozici je tvořena popuštěným martenzitem s vysokou hustotou dislokací a nehomogenní strukturou. Během tuhnutí svarového kovu se subzrna zformovala ve formě pravidelných latí. V některých oblastech však byla pozorována bainiticko-feritická struktura bez výskytu karbidů. Objemový podíl karbidů ve svarovém kovu je mnohem menší ve srovnání se základním materiálem a TOO. Ve svarovém kovu se rovněž vyskytují velmi jemné částice typu MX. Dále se v některých oblastech svarového kovu pozoroval výskyt δ -feritu, který je dokumentován na obrázku 7. Hrubé částice typu $M_{23}C_6$ se vyskytují na hranicích zrn. Výsledky mikrostrukturního rozboru jsou uvedeny rovněž v tabulce 4



Obrázek 7. TEM fotografie svarového kovu s δ -feritem

Tabulka 4. Statisticky zjištěné parametry identifikovaných částic

Oblast	ECD (nm)	M ₂₃ C ₆ nebo velké částice	MX karbidy	NbC karbidy	VC karbidy	VN karbidy	M ₃ C karbidy
P91 Základní mat.	Mean	95	-	34	38	-	-
	Min	35	-	15	16	-	-
	Max	220	-	53	54	-	-
P91 TOO	Mean	117	-	-	-	23	-
	Min	28	-	-	-	6	-
	Max	439	-	-	-	59	-
15128 Základní mat.	Mean	-	-	-	18	-	128
	Min	-	-	-	6	-	51
	Max	-	-	-	64	-	365
15128 TOO	Mean	47	-	-	12	-	-
	Min	23	-	-	6	-	-
	Max	105	-	-	29	-	-
Svarový kov	Mean	133	43	-	-	-	-
	Min	42	19	-	-	-	-
	Max	288	72	-	-	-	-

6. Závěr

Příspěvek se zabývá studiem vlastností a mikrostruktury kombinovaného svarového spoje oceli P91 a 15128 po dlouhodobé vysokoteplotní expozici. V první etapě úkolu byly ověřeny základní mechanické vlastnosti kombinovaného spoje a provedena charakteristika mikrostruktury jednotlivých oblastí svarového spoje.

V další etapě výzkumu bylo provedeno studium mikrostruktury na elektronovém mikroskopu. Pro přesnější získání informací o disperzi precipitátů a hlavně jejich střední vzájemné vzdálenosti λ_{eff} byly jednotlivé částice identifikovány a rozděleny na částice typu M₂₃C₆ a MX. Nemáme však ještě kompletní informace o mikrostrukturních parametrech, především parametr N_v pro některé částice a nelze tedy zatím vypočítat střední vzájemnou vzdálenost částic λ_{eff} podle rovnic (1) resp. (2).

Na základě získaných výsledků z mikrostrukturního šetření kombinovaného svarového spoje po dlouhodobé teplotní expozici pomocí transmisní elektronové mikroskopie můžeme po ukončení všech výzkumných prací provést srovnání s výchozím stavem a tak odhadovat jeho výslednou žárovečnost. Tento značný soubor výsledků bude přínosem pro využití výsledků práce v praktických aplikacích při optimalizaci svařování kombinovaných spojů oceli P91 a 15128 a také získání poznatků o mikrostrukturním vývoji obou základních materiálů.

V souladu s teoretickými předpoklady a znalostmi a použitím všech výsledků prováděného výzkumu bude umožněn vývoj nových technologických procesů pro levnější progresivní žárovečnou nízkolegovanou ocel pro práci v podmínkách dlouhodobé vysokoteplotní expozice.

Literatura

- [1] PURMENSKÝ J., FOLDYNA V., PRNKA T. Einfluß der Wärmebehandlung auf das Mikrogefüge und die mechanischen Eigenschaften des Stahles 14 MoV63. Stahl und Eisen 94 (1974) Nr. 23., pp. 1155-1160
- [2] FOLDYNA V., PURMENSKÝ J., PRNKA T., KADULOVÁ M. Einfluß des Molybdängehaltes auf die Zeitstandfestigkeit von Chrom-Molybdän-Vanadin-Stählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt. Archiv für das Eisenhüttenwesen. Helf 12, Dezember 1971, pp. 1-6.

- [3] SOBOTKA J., PRNKA T. Einfluß des Gefügestandes und der Gefügebeständigkeit auf die Zeitstandfestigkeit niedriglegierten vanadincarbidhaltigen Schweißgutes. Arch. Eisenhüttenwes. 45 (1974), Nr. 9 September, pp. 629-634.
- [4] FOLDYNA V., PRNKA T. The creep properties of low-alloy Cr-Mo-V steels with low carbon content. Reprinted from Publication 97 „High-temperature properties of steel“, The Iron and Steel Institute, 1967, pp. 115-130.
- [5] PURMENSKÝ J., FOLDYNA V., KUBOŇ Z. Structural stability and high temperature properties of low alloy heat resisting steel. Materials for Advanced Power Engineering, Part I, 1994, pp.183-190.
- [6] PURMENSKÝ J., FOLDYNA V., KUBOŇ Z. Creep resistance and microstructural stability of ferritic steels. Report of the 123rd Committee on Heat-Resisting Materials and Alloys. Japan Society for the Promotion of Science. Vol. 44 (2003) No.3 Tokyo, Japan. pp. 315-329.
- [7] KOUKAL J., SCHWARZ D., SONDEL M. Creep resistant properties of HAZ modelled regions and real welded joints on the steel P91. Zváranie-Svařování 1/2004, 53, pp. 3-13, ISSN 0044-5525.
- [8] FOLDYNA V., KOUKAL J., SCHWARZ D. Trends in development of advanced creep resistant ferritic steels. Proceedings of the 7th International Conference „New materials, technology and equipment for welding“, Ostravice 20.09.-22.09.2004, pp. 13-20, ISBN 80-248-0632-0.
- [9] FOLDYNA V., KOUKAL J., PURMENSKÝ J., SCHWARZ D. Development of advanced creep resistant ferritic steels and their weldability. International Conference „Advanced Metallic Materials and their Joining“. Bratislava 25.10.-27.10.2004, pp. 8.
- [10] KOUKAL J., SCHWARZ D. Conventional and new developed materials for power equipment. Proceedings of the 9th International Conference „New materials, technology and equipment for welding“, Ostravice 25.09.-27.09.2006, pp. 127-139, ISBN 80-248-1154-5.
- [11] SCHWARZ D. Modelling technique utilization at investigation of the HAZ properties on P91 welded joints. Thesis, 2003, VŠB – TU Ostrava.
- [12] PURMENSKÝ J., FOLDYNA V., SONDEL M., KOUKAL J., SCHWARZ D. Creep Rupture Strength of Welded Joints on The Steel P91. Mathematical Modelling of Weld Phenomena 8. 2006.
- [13] PURMENSKÝ J., FOLDYNA V., SONDEL M., SCHWARZ D., KOUKAL J. Microstructure and Creep Rupture Strength of Welded Joints in The Steel P91. ASME 2007 Pressure Vessels and Piping Conference and 8th International Conference on Creep and Fatigue at Elevated Temperature. San Antonio, Texas. USA. July 22-26, 2007, PVP2007-26308.
- [14] SONDEL M. Study of the properties of HAZ modelled regions on the P91 steel weld joints. Ph.D. Thesis. VŠB-TU Ostrava, 2005.
- [15] PRNKA T., FOLDYNA V., SOBOTKA J. Einfluß der Carbidgebung auf die Zeitstandfestigkeit niedriglegierter Chrom-Molybdän-Vanadin-Stähle. Arch. Eisenhüttenwes. 44 (1973) Nr. 4 April, pp. 321-328.

- [16] PURMENSKÝ J., FOLDYNA V., KUBOŇ Z. Creep Resistance and Structural Stability of low-alloy steels. Acta metalurgica Slovaca Stara lesna, Slovak Republic, pp. 120-128.
- [17] JAKOBOVÁ A., FOLDYNA V., VODÁREK V., KUBOŇ Z. Creep resistant ferritic steels containing 0.5 to 12 %Cr. Creep Resistant Metallic Materials 10 th joint International Conference on Creep and fracture of engineering materials and structures. Czech Republic, Prague, pp. 117-126.
- [18] FOLDYNA, V. Creep of Low Alloy and Modified Chromium Steels. DSc. thesis, IPM-Czechoslovak Academy of Sciences, Brno, January 1988.
- [19] PURMENSKÝ J., FOLDYNA V., KUBOŇ Z. Creep Resistance and Structural Stability of Low Alloy CrMo and CrMoV Steels. Creep and fracture of Engineering materials and Structures, T Sakuma and K. Yagi. Tsukuba City, Japan, Nov. 1999, pp. 419-426.
- [20] PURMENSKÝ J., FOLDYNA V. Creep and Structural Damage of low Alloy Steam pipes after Creep Exposure in Service. pp 789/798. Creep and Fracture of engineering materials and Structures, James C. Earthman, Farghalli A. Mohamed, Proc. Of the Seventh International Conference held at the University of California, Irvine, August 10-15, 1997.
- [21] K.R. HAM: PHILOSOPHICAL MAG., 6 (1961), P. 1183
- [22] H.J. KLARR, P. SCHWAAB, W. OESTERLE: PRAKTISCHE METALLOGRAPHIE, 29 (1992) PP. 3-25.