

Lomové chování homogenních svarů z oceli HR3C během creepu při 650 a 700 °C

Creep Rupture Behaviour of Homogeneous Welds Made of HR3C Steel at 650 and 700°C

Ing. Jakub Řehořek¹; prof. Ing. Vlastimil Vodárek, CSc.¹; Dr. Ing. Zdeněk Kuboň²

¹ Vysoká škola báňská-Technická univerzita Ostrava, Fakulta materiálů-technologická, Regionální materiálově technologické centrum, 17. listopadu 2172/15, 708 00 Ostrava-Poruba, Česká republika

² MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., Regionální materiálově technologické centrum, Pohraniční 693/31, 703 00 Ostrava-Vítkovice, Česká republika

Nová austenitická ocel HR3C (X6CrNiNbN 25-20) se již používá při stavbě moderních bloků tepelných elektráren. V současné době však nejsou k dispozici relevantní data o mechanismech degradace této oceli za podmínek dlouhodobé creepové expozice, což bude významně komplikovat predikci zbytkové životnosti provozovaných komponent. Kritické oblasti konstrukcí představují především svarové spoje. Tento článek se zabývá lomovým chováním homogenních svarových spojů z oceli HR3C během creepové expozice při teplotě 650 a 700 °C. Svary byly studovány jednak ve stavu po svaření a jednak po žhání po svaření při teplotě 1230 °C. Výsledky creepových zkoušek svarů ve stavu po žhání byly lepší než výsledky získané ve stavu po svaření. Výpočtová creepová pevnost pro 10⁵ hodin při teplotě 650 a 700 °C je prakticky shodná pro základní materiál a homogenní svarové spoje žháné po svaření na teplotě 1230 °C.

Klíčová slova: austenitická ocel HR3C; homogenní svarové spoje; tepelné zpracování po svaření; tepelně ovlivněná zóna; zkoušky tečení do lomu

Steel grade HR3C (X6CrNiNbN 25-20) represents an advanced austenitic steel for applications in superheater or reheater systems of modern blocks of fossil fuel power plants. Relevant information about long-term creep resistance and microstructural stability of this new steel grade is missing. This makes the prediction of residual life of components made of this steel very difficult. Critical parts of structures represent first of all weldments. This paper deals with creep rupture behaviour of homogeneous welds made of the HR3C steel during creep exposure at the temperature of 650 and 700°C.

Similar weld joints made of the HR3C steel tubes were manufactured using a combination of GTAW and SMAW welding technologies. Weld joints were studied in both the as-welded state (PW) and after the post-weld heat treatment at the temperature of 1230°C for 15 minutes (PWHT). Results of creep tests were better for welds subjected to post weld heat treatment at the temperature of 1230°C. The calculated creep strength for 10⁵ hours at temperature of 650°C and 700°C is practically identical for base material and homogeneous welds in the state after post-weld heat treatment at the temperature of 1230°C. Metallographic investigations proved coarsening of austenitic grain size in the heat affected zone (HAZ) of homogeneous welds, which resulted from the thermal cycle during welding. The heat treatment after welding at the temperature of 1230°C resulted in further coarsening of austenitic grains in the HAZ. Creep failure in most “cross-weld” specimens occurred in the HAZ.

Key words: austenitic steel HR3C; homogeneous weld joints; post-weld heat treatment; heat affected zone; “cross-weld” creep rupture tests

Nejrozšířenějším zdrojem elektrické energie v globálním měřítku jsou v současné době tepelné elektrárny, kde je tepelná energie získávána spalováním fosilních paliv. Přestože v posledních desetiletích dochází k rychlému rozvoji alternativních zdrojů energie, tepelné elektrárny si své dominantní postavení pravděpodobně udrží i v horizontu několika dalších desetiletí. To souvisí nejen s celkovými zásobami fosilních paliv, ale i s časovou nevyvážeností dodávek elektrické energie z alternativních zdrojů. Neustále rostoucí ceny elektrické energie a zároveň požadavky na snižování emisí vyvolávají tlak na zvyšování tepelné účinnosti nově budovaných nebo reno-

vovaných bloků tepelných elektráren. Toho lze dosáhnout zvyšováním parametrů páry, tj. teploty a tlaku páry na vstupu do parních turbín [1]. Využití páry s vysokými parametry je však podmíněno dostupností vhodných konstrukčních materiálů. V nedávné době byly vyvinuty nové značky žárovevných austenitických ocelí, které jsou v současné době již aplikovány v přehřívačích a přehřívačích modernizovaných energetických zařízení v České republice. Pro tyto nové oceli nejsou k dispozici relevantní údaje o jejich degradaci během dlouhodobého provozování, což bude výrazně komplikovat predikci zbytkové životnosti provozovaných komponent.

Novými značkami austenitických žárovevých ocelí je HR3C, Super304H a TP347HGF. Tyto oceli byly vyvinuty z původních značek AISI310S, AISI304H a AISI347H [1, 2]. Vykazují vyšší creepovou pevnost a odolnost proti vysokoteplotní oxidaci než předchozí generace austenitických ocelí [1]. Vzhledem ke svému vyváženému chemickému složení mají plně austenitickou matici, v některých případech s malým podílem δ -feritu [3]. Hlavní legujícím prvkem je chrom a nikl. Chrom stabilizuje ferit a také zaručuje korozivzdornost od minimálního obsahu 13 hm. % [4, 5]. Maximální obsah chromu v těchto ocelích nepřekračuje 25 hm. % [6]. Vyšší obsah chromu akceleruje tvorbu hrubých částic intermetalické σ -fáze (Fe-Cr). Nikl, mangan a dusík stabilizují austenit [4]. Dusík, vedle stabilizace austenitu, také zvyšuje hodnotu $R_{p0,2}$. Podle [7, 8] vyšší úroveň $R_{p0,2}$ může být dosaženo legováním molybdenem a wolframem. Velmi důležitým mechanismem zvyšování $R_{p0,2}$ je precipitace částic termodynamicky stabilních minoritních fází. Precipitáty musí účinně bránit pohybu dislokací. Mezi takové fáze v austenitických ocelích patří Z-fáze. Ocel Super304H obsahuje 3 hm. % Cu a zvýšený obsah niobu a dusíku. Částice ϵ -Cu se v austenitické matici vylučují jako sférické precipitáty, které mohou ovlivnit distribuci částic σ -fáze [6]. Chemická konstituce oceli TP347HGF se ve srovnání s předchozí generací této oceli nezměnila. Ocel HR3C má ve srovnání s předchozí generací oceli (AISI310S) definovaný obsah dusíku. Vyšší obsah dusíku snižuje citlivost této oceli na tvorbu nežádoucí σ -fáze.

Jemnozrnná struktura oceli HR3C, Super304H a TP347HGF úzce souvisí se stabilizačním účinkem niobu. To je výhodné pro homogenní růst oxidické vrstvy na vnitřním povrchu teplosměnných trubek. Malá zrna umožňují snadnější transport chromu k povrchu trubek, kde je matrice o chrom ochuzena. U oceli HR3C, vycházející z chemického složení 25Cr20Ni, se efektivně zabráňuje růstu austenitických zrn zvyšováním obsahu dusíku. Oceli TP347HGF a Super304H na bázi 18Cr8Ni dosahují jemnozrnné struktury kombinací tváření za studena a tepelného zpracování [3]. Povrch oceli Super304H je v mnoha případech zpracován technologií „shot peening“ (SP) [10].

Při aplikacích moderních austenitických ocelí v tepelné energetice se nelze vyhnout svařování. Svary obecně představují kritické oblasti konstrukcí. V této souvislosti je tento článek věnován studiu lomového chování homogenních svarových spojů z oceli HR3C v průběhu creepu na teplotách 650 a 700 °C. Jsou zde diskutovány creepové vlastnosti a mikrostruktura svarů ve stavu po svaření a ve stavu po tepelném zpracování po svaření při teplotě 1230 °C po dobu 15 min.

Experimentální materiál a metody studia

Homogenní svarové spoje z oceli HR3C byly zhotoveny z trubek o rozměrech $\varnothing 38 \times 6,3$ mm pomocí automatizované technologie orbitálního svařování 141 (TIG,

GTAW). Jako přídavný materiál byl použit drát ze slitiny na bázi niklu UTP A6170 Co (ekvivalent Thermanit 617, koncept „overmatching“). Hodnocení creepových vlastností a lomového chování bylo provedeno na „cross-weld“ vzorcích, které zahrnovaly základní materiál, obě tepelně ovlivněné zóny (TOZ) a svarový kov (SK). „Cross-weld“ vzorky byly zhotoveny z homogenních svarů ve stavu po svaření (PW) a také po tepelném zpracování po svaření (PWHT), které bylo provedeno ohřevem na teplotu 1230 °C s výdrží 15 minut a následným ochlazením ve vodě. Chemické složení studované tavy oceli je uvedeno v tab. 1.

Tab. 1 Tavební chemické složení oceli HR3C (hm.%)

Tab. 1 Heat chemical composition of HR3C steel (wt.%)

C	Mn	Si	P	Cr	Ni	N	Nb
0,06	1,19	0,41	0,016	24,9	19,9	0,26	0,44

Mechanické vlastnosti trubek HR3C v dodaném stavu (as-received AR) jsou shrnuty v tab. 2. Dlouhodobé zkoušky tečení do lomu při konstantním tahovém zatížení byly provedeny na vzduchu při teplotách 650 a 700 °C. Závislost napětí na době do lomu byla popsána pomocí Seifertovy parametrické rovnice (1) [12]:

$$\log(\sigma) = A_1 + A_2 \cdot P + A_3 \cdot P^2; P = T \cdot (\log(t_r) + A_4) \cdot 10^{-4} \quad (1)$$

kde σ je počáteční aplikované napětí, T je zkušební teplota, t_r je čas do lomu, A_1 až A_4 jsou konstanty a P je teplotně-časový parametr. Rov. (1) byla použita pro výpočet hodnot creepové pevnosti $R_{m/650^\circ\text{C}/10^5 \text{ h}}$ a $R_{m/700^\circ\text{C}/10^5 \text{ h}}$.

Tab. 2 Mechanické vlastnosti trubek z oceli HR3C v dodaném stavu

Tab. 2 Mechanical properties of HR3C tubes in as-received state

$R_{p0,2}$	R_{p1}	R_m	A
(MPa)			(%)
186	362	748	46

Cílem experimentálních prací bylo studium vlivu parametrů creepové expozice na lomové chování a mechanismy porušování „cross-weld“ vzorků ve stavech PW a PWHT. Mikrostrukturní rozborby byly provedeny pomocí světelné mikroskopie a rastrovací elektronové mikroskopie (SEM) na podélných řezech přetržených creepových vzorků. Podélné řezy byly připraveny elektrojiskrovým dělením. Mikrostruktura byla vyvolána leptáním v leptadle V2A. V rámci studia mikrostruktury v TOZ byla rovněž využita metoda difrakce zpětně odražených elektronů (EBSD) v SEM. Vzorky pro EBSD studium byly připraveny metodou elektrolytického leštění. U vybraných přetržených creepových vzorků byla provedena fraktografická analýza lomových ploch. V rámci metalografického rozboru byla stanovena velikost a distribuce austenitických zrn v základních oblastech svarů. Na podélných řezech „cross-weld“ vzorků byly rovněž vyhodnoceny profily mikrotvrdosti HV0,5.

Experimentální výsledky

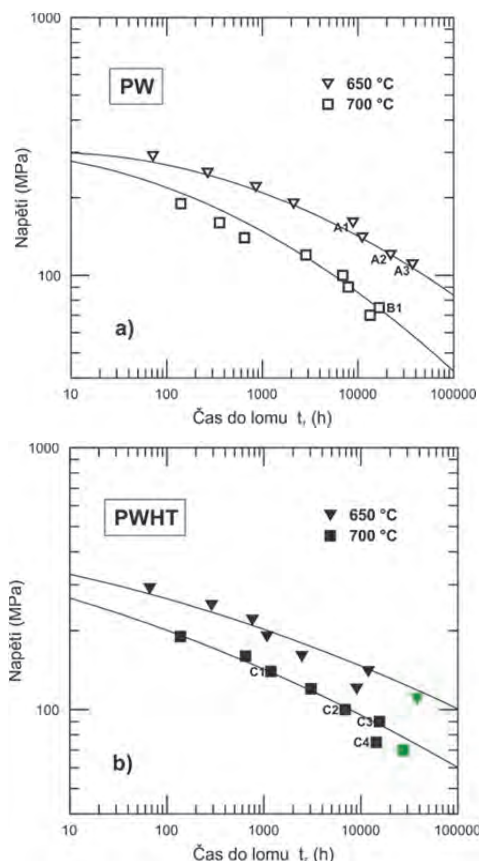
Data z dlouhodobých zkoušek tečení na teplotách 650 a 700 °C, včetně místa porušení tyčí (polohy lomu) jsou shrnuta v tab. 3.

Tab. 3 Parametry creepových zkoušek na „cross-weld“ vzorcích a polohy lomu

Tab. 3 Parameters of creep tests on cross-weld specimens and failure locations

Vzorek	Stav svaru	Teplota	Napětí	Čas do lomu	Creepová tažnost RA	Poloha lomu
		(°C)	(MPa)	(h)	(%)	
A1	PW	650	160	8968	51,1	ZM
A2	PW	650	120	22 256	5,6	TOZ
A3	PW	650	110	37 672	1,6	TOZ
B1	PW	700	75	16 883	-	TOZ
C1	PWHT	700	140	1188	14,7	SK
C2	PWHT	700	100	6958	-	TOZ
C3	PWHT	700	90	15 712	-	TOZ
C4	PWHT	700	75	14 531	13,4	ZM

Dosažené výsledky creepových zkoušek pro oba studované stavy (obr. 1) jsou korelovány se standardizovanými creepovými křivkami oceli HR3C [2]. Vzorky, na kterých bylo provedeno mikrostrukturní studium, jsou na obrázcích označeny A1 až A3, B1 a C1 až C4. Zelené symboly odpovídají doposud probíhajícím dlouhodobým creepovým zkouškám.



Obr. 1 Závislost aplikovaného napětí na čase do lomu: a) stav po svaření (PW), b) stav po tepelném zpracování po svaření (PWHT)

Fig. 1 Dependence of applied stress on time to rupture: a) as-welded state (PW), b) state after post weld heat treatment (PWHT)

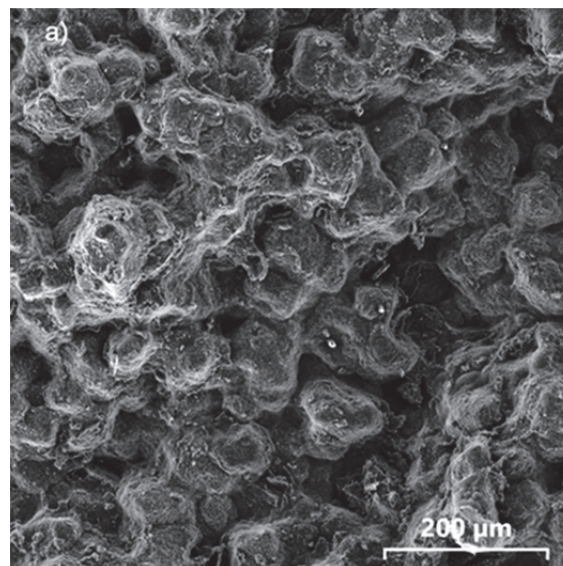
Výsledky creepové pevnosti vypočtené pro 10⁵ hodin při teplotě 650 a 700 °C jsou uvedeny v tab. 4. Standardizovaná pevnost při tečení pro ocel HR3C při teplotě 650 a 700 °C pro 10⁵ hodin dosahují hodnoty 114 a 66 MPa [2], což znamená, že dlouhodobá pevnost v tečení testovaných homogenních svarových spojů leží v povoleném tolerančním pásmu ±20 % kolem standardizovaných hodnot. Je zajímavé, že jak základní materiál, tak homogenní svarový spoj testovaný ve stavu po PWHT, mají pro obě aplikované teploty prakticky stejné výpočtové hodnoty pevnosti $R_{m/T/10^5 h}$ (tab. 4).

Tab. 4 Vypočtené hodnoty dlouhodobé creepové pevnosti pro 10⁵ hodin při teplotě 650 a 700 °C u základního materiálu (ZM) a homogenních svarových spojů studovaných pomocí „cross-weld“ vzorků (CW)

Tab. 4 Calculated values of long-term creep strength for 10⁵ hours at the temperature of 650 and 700 °C for base material (ZM) and homogeneous weld joints studied using cross-weld specimens (CW)

Vzorek	PW		PWHT	
	650 °C	700 °C	650 °C	700 °C
	$R_{m/T/10^5 h}$ (MPa)			
ZM	102	58	102	60
CW	84	43	101	60

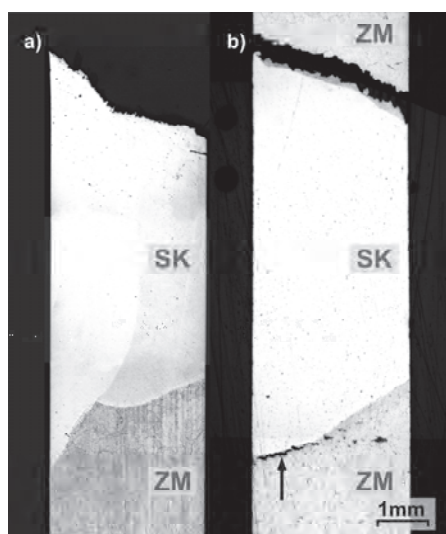
Hodnoty creepové tažnosti RA vykazovaly pro oba studované stavy, jak je patrné z tab. 3, výrazný pokles s prodlužující se dobou do lomu při obou studovaných teplotách. Pokles creepové tažnosti při delších dobách do lomu úzce souvisí s vývojem mikrostruktury, především s probíhajícími precipitačními procesy a s postupným rozvojem creepového poškození. V oceli HR3C lze v průběhu dlouhodobé expozice na teplotách 650 a 700 °C předpokládat intenzivní precipitaci následujících minoritních fází: NbX, M₂₃C₆, σ-fáze a Z-fáze. Negativní účinek na plastické vlastnosti oceli lze předpokládat především u hrubých částic σ-fáze.



Obr. 2 Interkrystalický creepový lom, vzorek A2

Fig. 2 Intergranular creep fracture, specimen A2

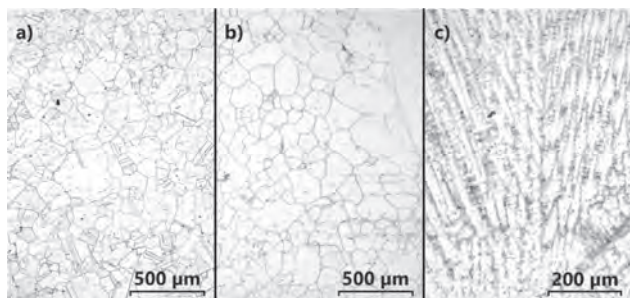
Na obr. 2 je dokumentována lomová plocha vzorku A2. Mikromechanismus porušení odpovídá interkrystalickému creepovému lomu a lomová plocha je zoxidována. Obr. 3 dokumentuje místa porušení „cross-weld“ vzorků C2 a A3. V obou případech došlo k lomu v TOZ. Creepové poškození se však simultánně rozvíjelo v několika oblastech „cross-weld“ vzorků. U vzorku A3 probíhaly kavitáční procesy v TOZ na obou stranách svarového kovu, což je v případě homogenních svarových spojů poměrně běžné. Šipka na obr. 3b) označuje trhlinu, která vznikla v protilehlé TOZ. V některých případech došlo v průběhu creepu ke vzniku trhlin i ve svarovém kovu. Získané výsledky svědčí o tom, že v průběhu creepové expozice se creepové poškození mohlo současně realizovat v několika oblastech „cross-weld“ vzorků a k finálnímu porušení pak došlo v nejslabším místě svarového spoje.



Obr. 3 Podélné řezy přetrženými „cross-weld“ vzorky: a) vzorek C2, b) vzorek A3, šipka označuje trhlinu v protilehlé TOZ

Fig. 3 Longitudinal sections through ruptured cross-weld specimen: a) specimen C2, b) specimen A3, arrow shows a crack in an opposite TOZ

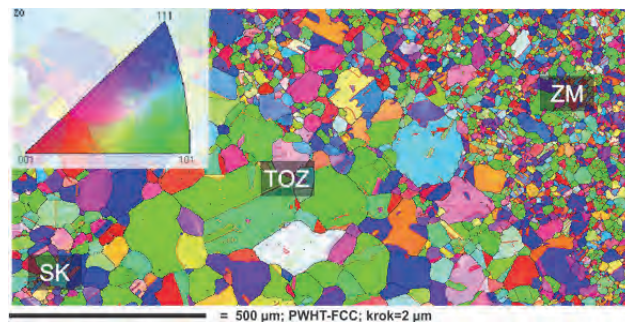
Mikrostruktura základních oblastí svarového spoje vzorku A1 je dokumentována na obr. 4. Základní materiál neovlivněný svařováním je tvořen austenitickými zrny o střední velikosti cca 90 μm (obr. 4a). Zhrubnutí austenitického zrna v TOZ je zřejmé z obr. 4b. Šířka TOZ na obou stranách svarového kovu dosahovala přibližně 1,5 mm. Licí austenitická mikrostruktura svarového kovu je uvedena na obr. 4c.



Obr. 4 Mikrostruktura základních oblastí homogenního svarového spoje, vzorek A1, stav PW: a) ZM, b) TOZ, c) SK

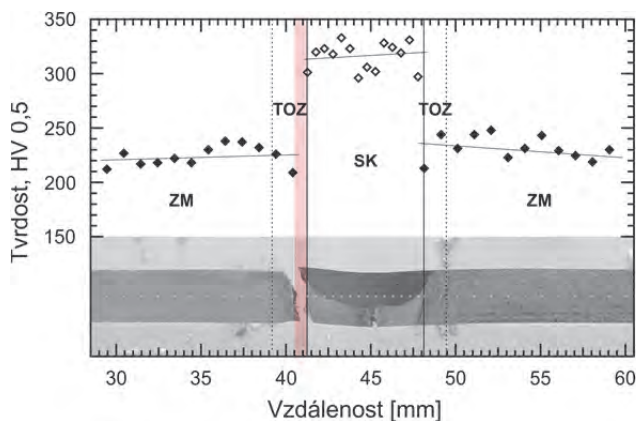
Fig. 4 Microstructure of basic areas of the homogeneous weld joint, specimen A1, PW state: a) ZM, b) TOZ, c) SK

Z údajů uvedených v tab. 3 je zřejmé, že k porušení většiny „cross-weld“ vzorků v průběhu creepové expozice došlo v TOZ. To platí jak pro stav po svaření, tak i pro stav po tepelném zpracování po svaření při teplotě 1230 $^{\circ}\text{C}$. Na obr. 5 je dokumentována orientační mapa inverzního pólového obrazce (IPF) v oblasti TOZ a navazujícího ZM a SK ve vzorku A1. Průměrná velikost austenitického zrna ZM byla za použití techniky EBSD stanovena na cca 85 μm .



Obr. 5 IPF orientační mapa pro směr ND znázorňující zhrubnutí austenitických zrn v TOZ svaru, podélný řez, vzorek A1

Fig. 5 IPF orientation map for ND, coarsening of austenite grains in TOZ, longitudinal section, specimen A1



Obr. 6 Profil mikrotvrlosti HV 0,5 podélný řez vzorkem A2

Fig. 6 HV 0.5 microhardness profile, longitudinal section through specimen A2

Lokální změny mikrostruktury v kritických oblastech svarových spojů je možné efektivně studovat pomocí hodnocení mikrotvrlosti. Mikrotvrdst na podélných řezech porušenými creepovými zkouškami byla měřena v souladu se standardem ASTM E384. Výsledky měření profilu mikrotvrlosti HV 0,5 na vzorku A2 ve stavu po svaření jsou dokumentovány na obr. 6. Hodnoty mikrotvrlosti v TOZ se významněji nelišily od okolního ZM. Lokality lomu je na obr. 6 znázorněna červenou linií. Mikrotvrdst svarového kovu byla významně vyšší než mikrotvrdst svařováním neovlivněného základního materiálu a TOZ. V žádné oblasti svarového spoje mikrotvrdst nepřekročila hodnotu 350 HV.

Tepelné zpracování homogenního svarového spoje na teplotě 1230 $^{\circ}\text{C}$ nemělo za následek významnější změny úrovně mikrotvrlosti základního materiálu a TOZ, ale bylo doprovázeno výrazným poklesem mikrotvrlosti svarového kovu.

Diskuse

Výsledky creepových zkoušek do lomu na „cross-weld“ vzorcích prokazují, že creepové vlastnosti homogenních svarových spojů z oceli HR3C po PWHT při teplotě 1230 °C jsou pro teploty zkoušení 650 a 700 °C lepší než vlastnosti těchto svarů ve stavu po svaření. Provedené creepové zkoušky jednak na „cross-weld“ vzorcích a jednak na základním materiálu ukázaly, že extrapolovaná dlouhodobá creepová pevnost homogenního svarového spoje je velmi blízká dlouhodobé creepové pevnosti základního materiálu. Obdobné chování svarů austenitických žárovevných ocelí bylo dříve pozorováno v těch případech, kdy byl použit předdimenzovaný (overmatching) svarový kov, který vykazoval vyšší creepovou pevnost než ostatní části svarového spoje. Kritická poloha oblasti porušení se při vyšších teplotách a delších časech creepové expozice posouvala z TOZ do ZM a svarový spoj již nepředstavoval nejslabší část konstrukce [13].

Ve stavu po svaření (PW) prokázal metalografický rozbor porušených creepových zkoušek přítomnost úzké TOZ, ve které se vyskytovala zhrublá zrna austenitu. Žíhání svarů při teplotě 1230 °C (PWHT) mělo za následek další významné zhrubnutí austenitických zrn v TOZ. Hrubozrnná struktura je obvykle náchylnější k mezikrystalové korozi.

Závěr

Creepové zkoušky do lomu na „cross-weld“ vzorcích z homogenních svarů oceli HR3C ukázaly, že dlouhodobá creepová pevnost svarových spojů byla v povoleném rozmezí ± 20 % kolem standardizované křivky creepové pevnosti pro ocel HR3C. Výsledky creepových zkoušek do lomu na „cross-weld“ vzorcích homogenního svarového spoje ve stavu po žíhání po svaření na teplotě 1230 °C po dobu 15 minut byly lepší než výsledky získané na vzorcích ve stavu po svaření. Výsledky extrapolace experimentálních dat ukazují, že se zvyšující se teplotou a časem do lomu základní materiál a homogenní svarové spoje ve stavu po tepelném zpracování po svaření mají prakticky stejnou úroveň creepové pevnosti. Metalografický rozbor prokázal zhrubnutí austenitických zrn v TOZ hodnocených svarových spojů ve stavu po svaření, které bylo způsobeno teplotním cyklem během svařování. Tepelné zpracování po svaření na teplotě 1230 °C vedlo k dalšímu významnému zhrubnutí austenitických zrn v TOZ. Interkrystalický creepový lom

u většiny studovaných „cross-weld“ vzorků nastal v TOZ. Creepové poškození se obvykle současně rozvíjelo v několika oblastech „cross-weld“ vzorků, přičemž k finálnímu porušení došlo v oblasti, která byla pro dané podmínky zkoušení nejslabší.

Poděkování

Tento článek vznikl v rámci Projektu č. LO1203 „Regionální materiálové technologické centrum – Program udržitelnosti“ financovaného Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky.

Literatura

- [1] EPRI RESEARCH INSTITUTE. *Boiler Materials for USC Plant* [online]. Created on 2003. 28 p. [cit. 2018-02-26]. Available from: <https://netl.doe.gov/File%20Library/Events/2003/materials/Viswanathan.pdf>
- [2] VdTÜV MATERIAL SHEET. *Heat Resistant Rolled and Forged Steel X6CrNiNbN25-20 (1.4952)*. Issued 2009, 5 p.
- [3] YOSHIKAWA, K., TERANISHI, H., TOKIMASA, K. Fabrication and Properties of Corrosion Resistant TP347H Stainless Steel. *Journal of Materials Engineering*, 10 (1988) 1, 69–83.
- [4] LO, K. H., SHEK, C. H., LAI, J. K. L. Recent Developments in Stainless Steels. *Materials Science and Engineering*, 65 (2009) 4, 39–104.
- [5] ZOHU, Y., LIU, Y., ZOHU, X. Precipitation and Hot Deformation Behavior of Austenitic Heat-Resistant Steels. *Journal of Materials Science & Technology*, 33 (2017) 12, 1448–1456.
- [6] ROSSER, J. C., BASS, M. I., COOPER C. Steam Oxidation of Super 304H and Shot-peened Super 304H. *Materials at High Temperatures*, 29 (2014) 2, 95–106.
- [7] SKLENIČKA, V., KUCHAROVÁ, K., KVAPILOVÁ, M. Creep Properties of Simulated Heat-affected Zone of HR3C Austenitic Steel. *Materials Characterization*, 128 (2017) 238–247.
- [8] ZHANG Z., HU, Z., TU, H. Microstructure Evolution in HR3C Austenitic Steel during Long-term Creep at 650 °C. *Materials Science and Engineering*, 681 (2016) 74–84.
- [9] VODÁREK, V. Stability of Z-phase and M6X in Creep-resistant Steels. *Scripta Materialia*, 66 (2012) 9, 678–681.
- [10] NARULA R. G., KOZA, D., WEN, H. Impacts of Steam Conditions on Plant Materials and Operation in Ultra-supercritical Coal Power Plants. *Ultra-Supercritical Coal Power Plants*, (2013) 23–56.
- [11] WANG, B., LIU, Z., CHENG, S. Microstructure Evolution and Mechanical Properties of HR3C Steel during Long Term Aging at High Temperature. *Journal of Iron and Steel Research*, 21 (2014) 8, 765–773.
- [12] SEIFERT, W. *Heat-resistant Metallic Materials*. Zittau: Technical Institute, 1977.
- [13] ASME MATERIAL STANDARD. *Boiler and Pressure Vessel Code, Code Case N-47-32: Class 1 Components in Elevated Temperature Service*, 1998.