

Vliv chemického složení na strukturu a vlastnosti martenzitické oceli pro aplikaci v primárním okruhu jaderné elektrárny

Effect of Chemical Composition on the Structure and Properties of Martensitic Steel for Application in the Primary Circuit of a Nuclear Power Plant

Ing. Martin Balcar, Ph.D.¹; Bc. Pavel Růžička¹; Ing. Martin Gregor¹; Ing. Daniela Nacházelová, Ph.D.²; Ing. Petr Martínek²; Ing. David Hradil²; Ing. Jiří Malina, Ph.D.³; Ing. Jan Říha, Ph.D.³; Ing. Radovan Válek⁴; prof. Ing. Jiří Bažan, CSc.⁵

¹ ŽDAS, a.s., Strojírenská 675/6, 591 01 Žďár nad Sázavou, Česká republika

² COMTES FHT a.s., Průmyslová 995, 334 41 Dobřany, Česká republika

³ ŠKODA JS a.s., Orlická 266/15, Bolevec, 316 00 Plzeň, Česká republika

⁴ KOVÁRNA a.s., Za Škodovkou 893, 500 04 Hradec Králové, Česká republika

⁵ VŠB – Technická univerzita Ostrava, FMMI, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, Česká republika

Výroba martenzitické oceli typu 14Ch17N2 dle GOST 5632 (platnost od r. 1972) s ohledem na požadavky konstruktérů zařízení a komponent pro použití v primárním okruhu jaderných elektráren vyžaduje účelné řízení chemického složení materiálu. V rámci povoleného rozpětí koncentrace legujících prvků dané jakosti oceli lze získat vysokou variabilitu struktury, mechanických a technologických vlastností polotovaru a finálních výrobků. Současně nelze zanedbávat vliv struktury oceli na hodnoty deformačního odporu v rozsahu tvářecích teplot. Znalost deformačního odporu v rozsahu teplot tváření je efektivní nástroj pro optimalizaci technologie volného i zápusťového kování, válcování a případně dalších postupů využívaných pro dosažení požadovaných rozměrů finálních výrobků. Výsledná struktura martenzitické oceli, definovaná zejména přítomností a poměrem jednotlivých legujících prvků stabilizujících austenit nebo ferit v přímé souvislosti s aplikovaným procesem tváření a tepelného zpracování, se zásadně podílí na úrovni dosažených parametrů užitečných vlastností.

Klíčová slova: martenzitická ocel; Schneiderův diagram; deformační odpor

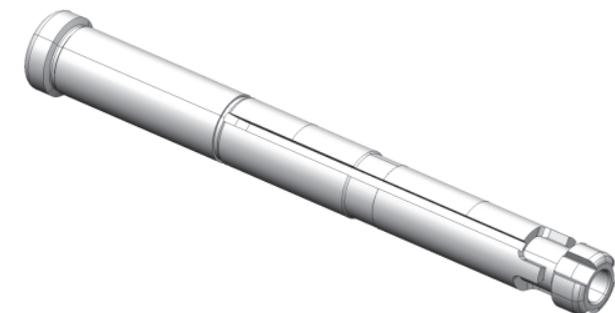
The production of martensitic stainless steel grade 14Ch17N2 according to GOST 5632 (valid since 1972) with regard to the requirements of designers of equipment and components for use in the primary circuit of nuclear power plants requires an effective targeting of the chemical composition of the material. Within the allowed range of concentration of alloying elements for investigated steel grade, it is possible to obtain high variability of structure, mechanical and technological properties of semi-finished and final products. At the same time, the influence of the steel structure on the deformation resistance values within the forming temperature range cannot be neglected. The knowledge of the deformation resistance within the forming temperature range is an effective tool for optimizing the technology of open die- and die-forging, rolling and possibly also of other techniques used to achieve the required dimensions of the final products. The resulting martensitic steel structure, defined in particular by the presence and the ratio of the individual alloying elements, which stabilize austenite or ferrite, in direct connection with the applied forming and heat treatment processes, contributes substantially to the level of the achieved performance parameters

Key words: martensitic stainless steel; Schneider diagram; deformation resistance

Komponenty strojních součástí instalovaných v primárním okruhu jaderných elektráren musí kromě požadavků na mechanické vlastnosti zohledňovat také některé speciální požadavky zajišťující bezpečný provoz zařízení. Výzkum vlastností oceli 14Ch17N2 a vývoj technologie výroby výkovků byl iniciován požadavkem na dosažení specifických mechanických parametrů. Komponenty vyrobené z této oceli se využívají v konstrukci pohonu modernizovaného regulačního orgánu PRO-M reaktoru VVER 440/V-213 a lineárního krokového pohonu LKP-M pro reaktor VVER 1000. Na příkladu komponent „Záchytu“ pohonu a „Brzdové čelisti“ je možné ilustrovat

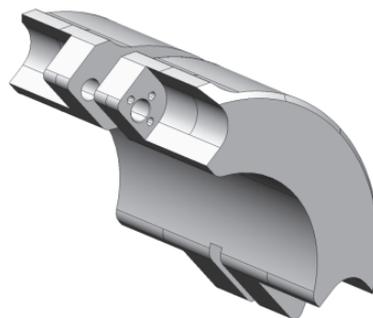
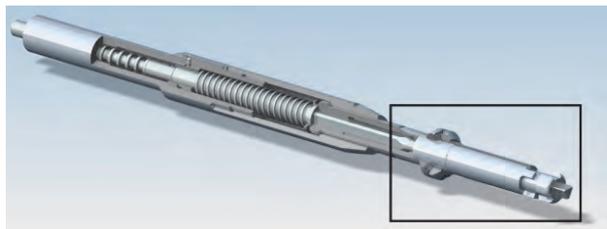
šíři požadavků na mechanické vlastnosti, kterých je nutné dosáhnout kombinací vhodného chemického složení, technologie kování a tepelného zpracování polotovarů z oceli 14Ch17N2. „Záchyt“ pohonu se základní pevností (obr. 1) je součástí hřebenového uzlu a slouží ke spojení s vloženou tyčí pomocí bajonetového zámku. Proti tomu „Brzdová čelist“ (obr. 2), která je součástí odstředivého regulátoru pro usměrnění rychlosti posuvu regulační kazety v režimu havarijní ochrany reaktoru, vyžaduje výrazně vyšší tvrdost.

Obecně je pro ocel 14Ch17N2 dle normy GOST 5632 definováno chemické složení dle tab. 1.



Obr. 1 Záchyt PRO-M (VVER 440/V)

Fig. 1 Component of Capture Part PRO-M (VVER 440/V)



Obr. 2 Brzdová čelist PRO-M (VVER 440/V)

Fig. 2 Brake Jaw PRO-M (VVER 440/V)



Tab. 1 Chemické složení – ocel jakosti 14Ch17N2 dle GOST 5632 (hm. %)

Tab. 1 Chemical Composition – Steel Grade 14Ch17N2 (GOST 5632) (wt. %)

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	V	W	Ti
min.	0,11	max.	max.	max.	max.	16,00	1,50	max.	max.	max.	max.	max.
max.	0,17	0,80	0,80	0,030	0,025	18,00	2,50	0,30	0,30	0,20	0,20	0,05

Vlastnosti dané oceli, zejména pevnost, houževnatost a tvrdost, vycházejí z obsahu legujících a doprovodných prvků, tedy i výchozí struktury a vhodného režimu tváření a tepelného zpracování.

K posouzení vlivu chemického složení na strukturu oceli, podílu fází martenzitu, feritu nebo austenitu, je možné využít niklový ekvivalent podle rov. (1), chromový ekvivalent podle rov. (2) a Schneiderův diagram dle obr. 3, který je pro martenzitické oceli vhodnější než rozsáhlejší diagram dle Schaefflera [1 – 3].

$$Ni \text{ ekvivalent} = Ni + Co + 0.5Mn + 0.3Cu + 30C + 25N \quad (1)$$

$$Cr \text{ ekvivalent} = Cr + 2Si + 1.5Mo + 5V + 5.5Al + 1.75Nb + 1.5Ti + 0.75W \quad (2)$$

Z porovnání rovnic (1) a (2) s předpisem chemického složení oceli 14Ch17N2 uvedeném v tab. 1 je zřejmé, že hodnoty niklového a chromového ekvivalentu jsou závislé i na obsahu dalších prvků, které nejsou v materiálové normě zmíněny. Hodnoty niklového a chromového ekvivalentu přímo ovlivňují podíl martenzitické, austenitické nebo feritické fáze, a proto je nezbytné se zajímat o přítomnost ostatních prvků s vlivem na hodnoty počítaných ekvivalentů. V daném případě oceli 14Ch17N2 to platí zejména o dusíku, který patří k prvkům stabilizujícím austenit [4]. Dusík je navíc v ocelích legovaných chromem přítomen obvykle v koncentraci, která je z pohledu vlivu na strukturu materiálu velmi významná. V metalurgické praxi se vlivu dusíku na strukturu oceli záměrně využívá, ale legování dusíku pro zvýšení hodnoty Ni ekvivalentu je limitováno u svařovaných konstrukcí jeho negativním vlivem na kvalitu svarových spojů [5].

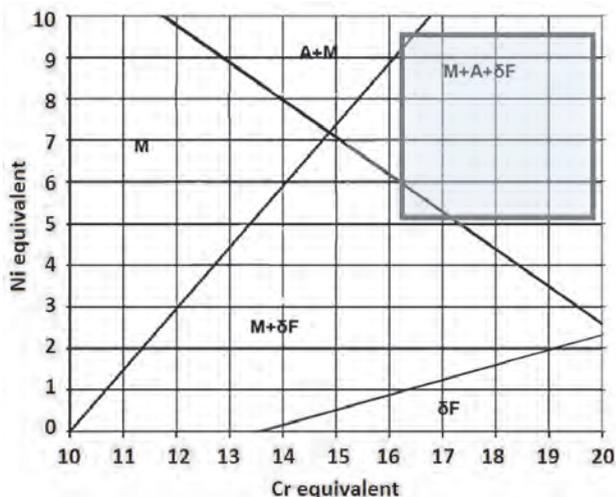
Při zahrnutí povolených rozpětí obsahů legujících prvků v oceli 14Ch17N2 dle tab. 1, včetně běžných doprovodných prvků, jak je uvedeno v tab. 2, je možné provést výpočet niklového a chromového ekvivalentu.

Tab. 2 Koncentrace doprovodných prvků – oceli jakosti 14Ch17N2 dle GOST 5632(hm. %)

Tab. 2 Concentration of tramp elements – Steel Grade 14Ch17N2 (GOST 5632) (wt. %)

	Co	N	Al	Nb
min.	0,01	0,01	0,003	0,010
max.	0,05	0,05	0,030	0,030

Zanesení vypočtených hodnot niklového a chromového ekvivalentu do Schneiderova diagramu umožňuje vymezit hranice poskytující představu o možné struktuře oceli, jak uvádí obr. 3.



Obr. 3 Schneiderův diagram – vyznačena oblast rozpětí chemického složení oceli 14Ch17N2 dle GOST 5632

Fig. 3 Schneider Diagram – The Range of Chemical Composition of the Steel 14Ch17N2 (GOST 5632) is indicated

Obr. 3 dokládá, že variabilita z pohledu struktury oceli ve vazbě na chemické složení je značná, zahrnující okrajově oblasti M+δF, A+M a poměrně rozsáhle oblast M+A+δF, kdy se podíl jednotlivých fází může poměrově měnit ve smyslu změny chemického složení, resp. niklového a chromového ekvivalentu [6]. Současně lze očekávat přítomnost karbidů a případně intermetalických fází [7, 8]. V souvislosti s přípustnou variabilitou chemického složení, a tedy i struktury oceli, lze pak předpokládat proměnlivé technologické a užité vlastnosti ocelových polotovarů a výrobků [9, 10].

Experimentální práce

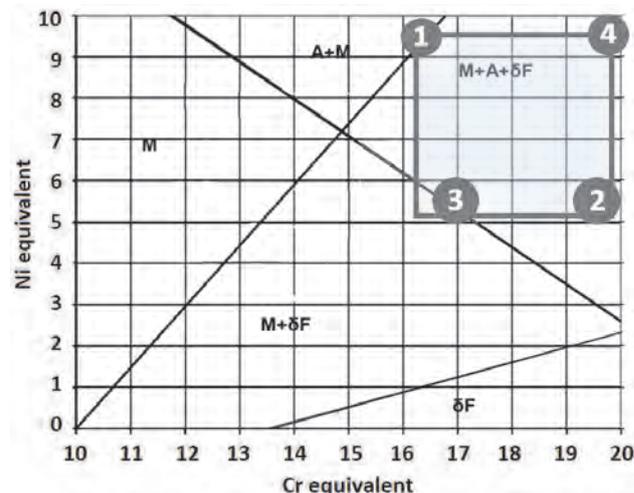
Na základě teoretických předpokladů, poskytujících prostor k řízení technologických a užitných vlastností oceli 14Ch17N2, byl navržen experiment pro stanovení trendů sledovaných parametrů oceli v závislosti na chemickém složení. Pro experimentální práce byly definovány 4 varianty chemického složení spadající do předpisu povolených rozpětí zkoumané oceli, jak uvádí tab. 3.

Tab. 3 Chemické složení experimentálních ingotů oceli jakosti 14Ch17N2 (hm. %)

Tab. 3 Chemical Composition of Experimental Ingots of Steel Grade 14Ch17N2 (wt. %)

		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N
GOST 5632	min.	0,11	max.	max.	16,00	1,50	max.	-
	max.	0,17	0,80	0,80	18,00	2,50	0,30	-
Tavba Heat No.		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N
1		0,17	0,75	0,15	16,00	2,50	0,05	0,060
2		0,11	0,20	0,75	18,00	1,50	0,15	0,020
3		0,11	0,20	0,10	16,00	1,50	0,10	0,020
4		0,17	0,75	0,75	18,00	2,50	0,10	0,060

Zvolené varianty, jak je zřejmé z tab. 3, počítaly s mezními obsahy prvků stabilizujících ferit a austenit ve variantách zahrnujících možné maximální a minimální hodnoty niklového a chromového ekvivalentu podle rov. (1) a (2). Chemické složení návrhu čtyř experimentálních taveb je uvedeno v Schneiderově diagramu na obr. 4.

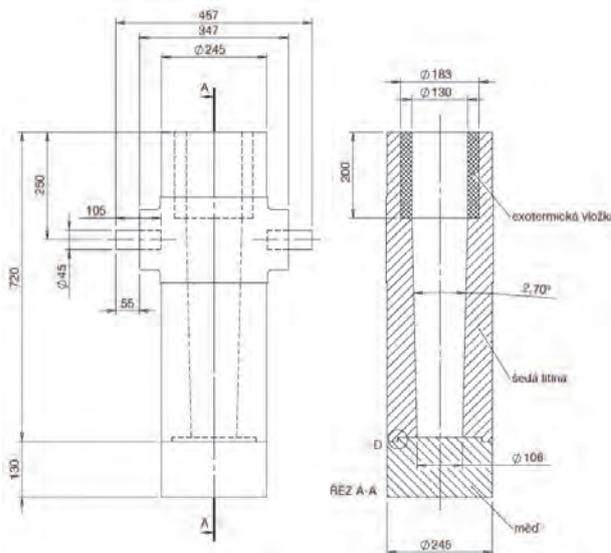


Obr. 4 Schneiderův diagram – pozice čtyř experimentálních taveb v oblasti rozpětí chemického složení oceli 14Ch17N2

Fig. 4 Schneider Diagram – The Position of Four Experimental Heats in Range of Chemical Composition of the Steel 14Ch17N2

Z diagramu na obr. 4 je patrná snaha o zajištění čtyř variant experimentální oceli se základní strukturou martenzitu a přítomností odlišných obsahů feritu a austenitu.

Dle návrhu variant chemického složení uvedeného v tab. 3 byla realizována výroba experimentálních taveb v podmínkách společnosti COMTES FHT a.s. Vyrobená ocel byla odlita do kokil z šedé litiny dle obr. 5 s následným chladnutím ingotů v kokile až do teploty pod 100 °C.



Obr. 5 Kokila pro odlévání experimentálních ingotů

Fig. 5 The Mould for Casting of Experimental Ingots

Ingoty byly následně podrobeny analýzám chemického složení. Využity byly dále pro navazující experimentální práce s cílem stanovit vybrané technologické parametry materiálu, definovat strukturu oceli pomocí metalografických metod a potvrdit, na základě Schneiderova

diagramu, předpokládaný podíl strukturních fází. Současně byla provedena dokumentace struktury oceli v litém stavu a po zpracování ingotů volným kovááním.

V rámci laboratorních taveb byly vyrobeny experimentální ingoty s chemickým složením dle tab. 4.

Tab. 4 Dosažené chemické složení experimentálních ingotů oceli jakosti 14Ch17N2 (hm. %)

Tab. 4 Achieved Chemical Composition of Experimental Ingots, Steel Grade 14Ch17N2 (wt. %)

		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N
GOST 5632	min.	0,11	max.	max.	16,00	1,50	max.	-
	max.	0,17	0,80	0,80	18,00	2,50	0,30	
Tavba	Heat No.	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N
1	Aim	0,17	0,75	0,15	16,00	2,50	0,05	0,060
	Result	0,17	0,73	0,16	16,48	2,55	0,08	0,084
2	Aim	0,11	0,20	0,75	18,00	1,50	0,15	0,020
	Result	0,10	0,28	0,76	18,00	1,61	0,19	0,042
3	Aim	0,11	0,20	0,10	16,00	1,50	0,10	0,020
	Result	0,11	0,19	0,09	15,82	1,51	0,13	0,029
4	Aim	0,17	0,75	0,75	18,00	2,50	0,10	0,060
	Result	0,17	0,74	0,73	17,58	2,46	0,13	0,071

Experimentální ingoty s chemickým složením dle tab. 4 byly dále zkoumány v litém stavu a po zpracování volným kovááním s následným vychlazováním výkovků na vzduchu.

Analýza v litém stavu

Z povrchové a osové oblasti ingotů byly odebrány vzorky vhodné pro provedení metalografické analýzy. Mikrostruktura vzorků byla vyvolána leptáním v činidle Vilella Bain a v činidle Beraha s přidáním $K_2S_2O_5$

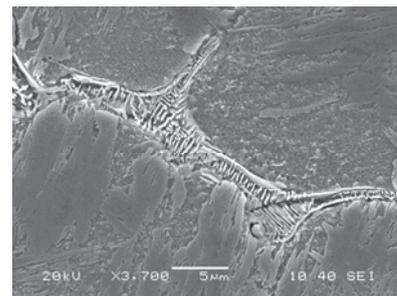
a dokumentována pomocí optického mikroskopu NIKON EPIPHOT 200. Mikroskop je vybaven softwarem pro digitální zpracování a analýzu obrazu NIS Elements 3.2. Detailní snímky vybraných vzorků byly pořízeny na řádkovacím elektronovém mikroskopu Jeol 6380. Lokální chemické složení bylo měřeno pomocí EDX analyzátoru INCAx-sight. Snímky byly pořízeny v režimu sekundárních elektronů (SEI) a zpětně odražených elektronů (BEC).

Příklady mikrostruktury ingotu tavby 1 uvádí obr. 6 a ingotu tavby 4 uvádí obr. 7.



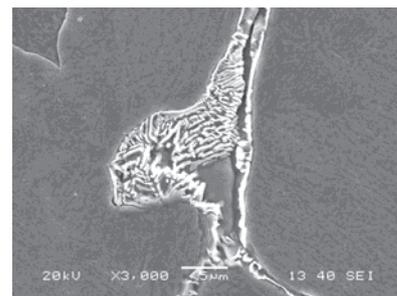
Obr. 6 Tavba 1 / Osa, Vilella Bain

Fig. 6 Heat No. 1 / Axis Part, Vilella Bain



Obr. 7 Tavba 4 / Osa, Vilella Bain

Fig. 7 Heat No. 4 / Axis Part, Vilella Bain



Jak je zřejmé z obr. 6 a obr. 7, mikrostruktura v osových částech ingotů z taveb 1 a 4 je tvořena martenzitickou maticí s rozdílným zastoupením plošného podílu δ -feritu. Detailní snímky pořízené metodou SEM SEI dokládají přítomnost částic precipitujících přednostně ve feritu nebo na rozhraní mezi martenzitickou maticí a částicemi δ -feritu, kde tvoří souvislé síťoví. Byla provedena analýza částic metodou EBSD a bylo zjištěno, že se jedná o karbidy typu $M_{23}C_6$ s vysokým obsahem chromu.

Tváření experimentálních ingotů

Pro potřeby dalších analýz bylo provedeno tváření experimentálních ingotů, které odpovídalo běžným podmínkám volného kování, tedy deformaci materiálu v rozsahu teplot 1150 až 950 °C s postupnou změnou tvaru

prodlužováním ingotu až do okamžiku dosažení průměru tyče 70 mm. Tyče z experimentálních ingotů byly pomalu vychlazeny na vzduchu částečně chráněné vláknitým tepelně izolačním materiálem. Na tvářených polotovarech byla následně provedena řada analýz a měření.

Hodnocení podílu fází po překování ingotů

Hodnocení podílu fází s cílem stanovit u jednotlivých variant chemického složení množství δ -feritu bylo provedeno v souladu s normou ASTM E 1245 mřížkovou metodou. Hodnocení v každé oblasti měření (povrch a osa výkovku) na vzorcích odebraných v podélném směru probíhalo z 20 polí. Výsledky měření množství δ -feritu ve struktuře martenzitu uvádí tab. 5.

Tab. 5 Podíl δ -feritu + karbidy, experimentální ingoty – po kování (14Ch17N2)

Tab. 5 Share of δ -ferrite + Carbides, Experimental Ingots – Forged (14Ch17N2)

Tavba Heat No.	Pozice Position	Podíl δ -feritu + karbidů Share of δ -ferrite + carbides (%) (base martenzite)
1	Povrch / Surface	0
	Osa / Axis part	0
2	Povrch / Surface	47,1 ± 1,9
	Osa / Axis part	45,4 ± 2,2
3	Povrch / Surface	20,3 ± 1,6
	Osa / Axis part	19,2 ± 1,0
4	Povrch / Surface	8,5 ± 0,7
	Osa / Axis part	8,9 ± 1,1

Z výsledků uvedených v tab. 5 je patrné, že podíl δ -feritu s karbidy je ve sledovaných oblastech povrchu a osy výkovků prakticky shodný. V množství δ -feritu nejsou pozorovány výrazné rozdíly nebo trendy. Současně je zřejmé, že zvolené varianty chemického složení umožňují

získat výrazně odlišné struktury oceli s podílem feritu od 0 až do 45 %. Příklady mikrostruktury výkovku z ingotu tavby 1 uvádí obr. 8 a výkovku z ingotu tavby 4 uvádí obr. 9.

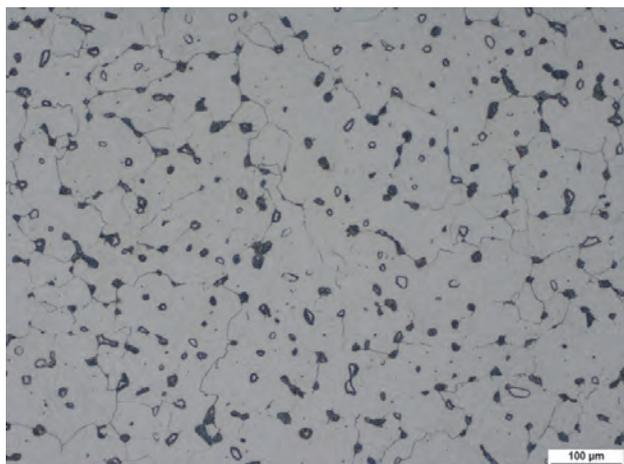


Obr. 8 Tavba 1 – výkovek / Příčný směr, Vilella Bain

Fig. 8 Heat No. 1 – Forging / Transversal direction, Vilella Bain



Jak je zřejmé z obr. 8 výkovku z ingotu tavby 1, mikrostruktura v příčném směru je tvořena martenzitickou maticí bez přítomnosti δ -feritu. Na hranicích zrn jsou patrné drobné karbidy.



Obr. 9 Tavba 4 – výkovek / Příčný směr – Vilella Bain
Fig. 9 Heat No. 4 – Forging / Transversal direction – Vilella Bain



Obr. 9 vztažený k tavbě 4 dokládá mikrostrukturu výkovku v příčném směru, která je v daném případě tvořena martenzitickou maticí a δ -feritem obsahujícím velké množství vyložených karbidů chromu.

Z porovnání obr. 8 a 9 s obr. 6 a 7 je zřejmé, že tváření přispělo jednak ke zvýšení homogenity rozložení feritu ve struktuře martenzitu a jednak mělo patrně spolu s vyšší rychlostí ochlazování výkovků za následek potlačení výskytu δ -feritu.

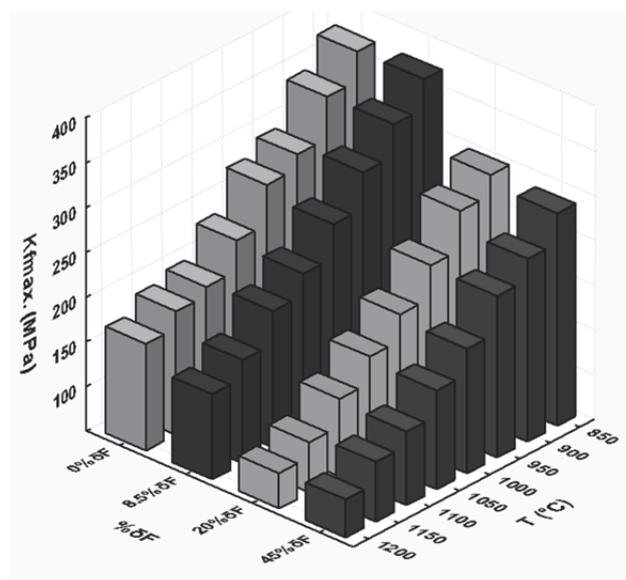
Lze předpokládat, že množství δ -feritu a jeho rozložení ve struktuře ovlivňuje nejen výsledné užitné vlastnosti výkovků, ale má i významný vliv na některé technologické vlastnosti. Proto byly další výzkumné práce směřovány i do problematiky spojené s plasticitou materiálu v podmínkách využívaných pro volné kování.

Porovnání plastických vlastností experimentálních materiálů

Pro stanovení vlivu chemického složení, struktury oceli a podílu jednotlivých fází ve stavu při pokojové teplotě na chování materiálu v podmínkách výroby volně kovaných výkovků byla provedena řada zkoušek tlakem. Zkouška tlakem poskytuje informaci o maximální hodnotě tlakové síly nutné pro zajištění požadované deformace materiálu. Zjištěné hodnoty tlaku můžeme za určitých podmínek považovat za deformační odpor materiálu a na základě naměřených hodnot deformačních odporů tak lze posuzovat rozdíly v tvařitelnosti jednotlivých variant chemického složení oceli.

Vzorky o rozměrech $D = 8$ mm a $L = 12$ mm odebrané z materiálu experimentálních taveb martenzitické oceli jakosti 14Ch17N2 s obsahem 0; 8,5; 20 a 45 % δ -feritu (dle tab. 5) byly podrobeny zkoušce tlakem za teplot 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150, 1200 °C při rychlosti pohybu tlakového nástroje 250 mm·s⁻¹. Zkouška byla

provedena na zařízení MTS 810 v laboratořích společnosti COMTES FHT a.s. Výsledky zkoušky tlakem uvádí obr. 10.



Obr. 10 Zkouška tlakem – rychlost pohybu tlakového nástroje 250 mm·s⁻¹

Fig. 10 Pressure Test –Speed of pressure tool 250 mm·s⁻¹

Z výsledků zkoušky tlakem uvedených na obr. 10 vyplývá pro všechny zkoumané vzorky oceli výrazná závislost deformačního odporu (K_{fmax}) na teplotě. Je zřejmé, že s klesající teplotou zkoušení roste maximální síla v tlaku (deformační odpor). Současně však můžeme pozorovat závislost deformačního odporu na množství δ -feritu stanoveného ve vzorcích při pokojové teplotě, jak uvádí tab. 5. Je patrné, že deformační odpor materiálu jen zanedbatelně klesá s rostoucí hodnotou zjištěného podílu δ -feritu v rozmezí 0 – 8,5 nebo 20 – 45 % δ -feritu. Skokově se však deformační odpor materiálu mění při změně hodnoty z 8,5 na 20 % zjištěného podílu δ -feritu.

Závěr

Výzkumné práce, realizované při vývoji technologie komponent z oceli 14Ch17N2 dle normy GOST 5632 pro aplikaci v primárním okruhu jaderné elektrárny, umožňují komplexní přístup při návrhu jednotlivých technologických operací, počínaje návrhem vhodného chemického složení, postupu a podmínek tváření a navazujícího tepelného zpracování. Získané informace o struktuře oceli, podílu δ -feritu, jeho vlivu na technologické a následně i užité vlastnosti, lze využít při realizaci volně kovaných výkovků a je možné je dále přenášet i do dalších výrobních technologií využívajících postupů tváření oceli za tepla.

Další vývojové práce a analýzy budou realizovány s cílem ověření vlivu tepelného zpracování na hodnoty mechanických vlastností finálních výrobků, a to v přímé návaznosti na konkrétní požadavky předepsané pro komponenty konstrukce pohonu modernizovaného regulačního orgánu PRO-M reaktoru VVER 440/V-213 a lineárního krokového pohonu LKP-M pro reaktor VVER 1000.

Poděkování

Práce byla řešena v rámci programu Epsilon projektu TH01021066 „Progresivní technologie výroby polotovárů z korozivzdorných ocelí pro aplikace v primárním a sekun-

dárním okruhu jaderných elektráren“ za finanční podpory Technologické agentury České republiky.

Literatura

- [1] SCHAEFFLER, A. L. Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metal. *Metal Progress*, 56 (1949) 11, 680–680B.
- [2] Application of the Schaeffler diagram. Dacapo Stainless [online]. Helmond: Dacapo, 2017 [cit. 2017-11-07]. Dostupné z: <http://dacapo.com/uploads/documents/40-document.pdf>
- [3] SCHNEIDER, H. *Foundry Trade Journal*, 108 (1960) 108, 563.
- [4] ČÍHAL, V. *Korozivzdorné oceli a slitiny*. Praha: Academia, Česká matice technická Academia, 1999. ISBN 80-200-0671-0, 437 s.
- [5] ESPY, R. H. Weldability of Nitrogen – Strengthened Stainless Steels. *Welding Journal*, 61 (1982) 5, 149–156.
- [6] ŽÍDEK, M. *Metalurgická tvařitelnost ocelí za tepla*. Ostrava: Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava, (učební texty) 1982, 167 s.
- [7] HETZNER, D. W., GEERTRUYDENB, V. W. *Crystallography and Metallography of Carbides in High Alloy Steels. Materials Characterization* [online]. 59 (2007) 7, 825–841 [cit. 2017-12-03].
- [8] VANDER VOORT, G. F., MANILOVA, E. P., MICHAEL, J. R., LUCAS, G. M. A *Study of Selective Etching of Carbides in Steel. Microscopy and Microanalysis* [online]. 10 (2004) 2, 1–6 [cit. 2017-12-03]. DOI:0.1017/S1431927604883375.
- [9] Koutský, J. *Slitinové oceli pro energetické strojírenství*. Praha: SNTL, 1981, 337 s.
- [10] FREMUNT, P., PODRÁBSKÝ, T. *Konstrukční oceli*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 1996, 267 s., ISBN 80-858-6795-8.

Zvětšení tloušťky bramy povede k většímu výtěžku / Higher yield through increased slab thickness

SMS group newsletter, issue 01/2017 p.64

SMS group bude v ruském Magnitogorském Metalurgickém Kombinátu (MMK) modernizovat bramové kontilít č. 6 a válcovnu tlustých plechů a provede jejich inovaci elektrickými a automatizačními systémy X-Pact. Kontilít, které v současné době vyrábí bramy v tloušťkách 190, 250 a 300 mm, bude v budoucnu vyrábět i bramy o tloušťce 350 mm. Maximální odlévaná šířka zůstává nezměněna – 2700 mm. Vyšší metrová hmotnost bramy umožní v budoucnu lépe optimalizovat sortiment plechů válcovaných z bram.

SMS group bude mj. dodávat zařízení pro optimální sekundární chlazení, inovovat modely řízení technologického procesu (level 2), provádět supervizi montáže a uvedení do provozu.

Aby bylo možné vypořádat se s brami větší tloušťky, zvýší se maximální zdvih válce horizontální stolice z 320 na 350 mm. Dosáhne se toho hlavně modifikací CVC systému pro ohyb a posun válců, instalací nových ložiskových těles horního pracovního válce a adaptací systému vyvážení opěrných válců. SMS group také dodá nový model pro řízení ohřívací pece (level 2) a inovované procesní modely válcovny.

Plánovaný termín ukončení projektu byl do konce roku 2017. Válcovací stolice dodaná SMS group do Ruska v roce 2009 byla jako první vybavena systémem CVCplus. S válcovací silou 120 MN je to jedna z nejmohutnějších válcovacích stolic na světě.