

Recenzované vědecké články

Vliv teploty a napětí na vlastnosti vybraných moderních austenitických ocelí

Effect of temperature and stress on properties of modern austenitic steels

Ing. Šárka Hermanová; Dr. Ing. Zdeněk Kuboň; Ing. Ladislav Kander, Ph.D.; Ing. Šárka Stejskalová

MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM, s.r.o., Pohraniční 31/639, 703 00 Ostrava-Vítkovice, Česká republika

Austenitické žárupevné oceli nové generace Super 304H, HR3C a TP 347HFG byly vyvinuty pro použití v přehřívácích a přihřívácích ultra-superkritických (USC) kotlích tepelných elektráren pracujících s teplotou páry 600 °C. V ČR jsou trubky z oceli Super 304H použity ve výstupním přehříváku a přihříváku retrofitovaných 220 MW kotlů v elektrárnách Tušimice a Pruněřov, trubky z oceli HR3C pak v tlakovém systému 660 MW USC kotle v Elektrárně Ledvice. V příspěvku jsou uvedeny výsledky provozního experimentu, který spočíval v jednorozměrné expozici vzorků trubek bez a po 30 %-ní deformaci a s využitím žíhání po ohýbání v provozních podmínkách energetického kotle. Na vzorcích po expozici byly stanoveny mechanické vlastnosti pomocí metody malých vzorků a analýza mikrostruktury, která ukázala na deformačně podmíněnou precipitaci intermetalické fáze sigma, která má za následek pokles zejména plastických charakteristik všech tří značek oceli.

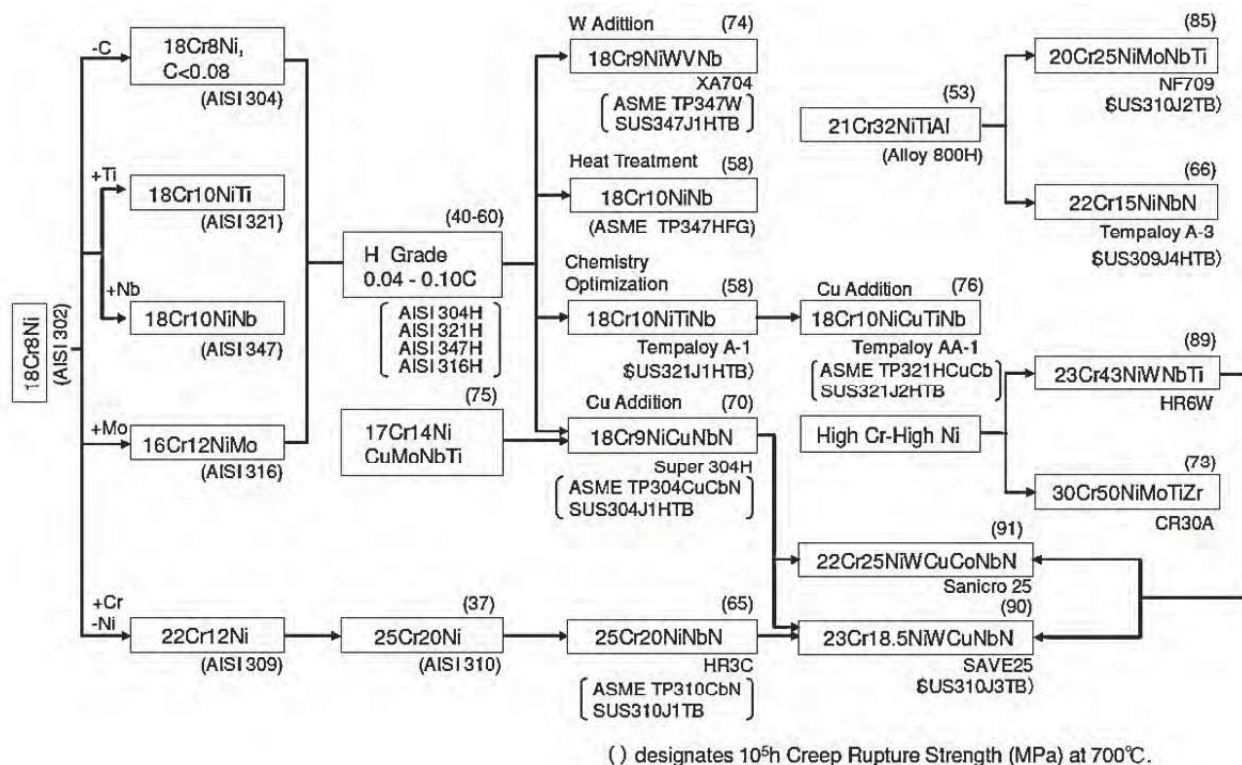
Klíčová slova: austenitické oceli; creep; ohýbání; zkoušení malými vzorky; přehřívákové trubky

Steels Super 304H, HR3C and TP 347HFG represent new generation of austenitic heat resistant steels and were developed for use in superheaters and reheaters of ultra-supercritical (USC) boilers operating at steam temperature of 600°C. In the Czech Republic, tubes made of Super 304H steel are used in the superheaters and reheaters of retrofitted 220 MW boilers in the Tušimice and Pruněřov power plants, and tubes made of HR3C steel are used in the 660 MW USC boilers in the Ledvice power plant. The precipitation of the intermetallic sigma phase in modern austenitic heat-resisting steels may represent an application limitation of these materials in the future. High-temperature exposure results in the precipitation of this phase preferably along grain boundaries, resulting in their embrittlement and at the same time a decrease in high-temperature corrosion resistance, as has been proven many times. The paper presents the results of the experiment, which consisted of a one-year exposure of the tube samples in the operating conditions of the power plant boiler. Tested tubes were used either in the as-received state or after 30% deformation. Unlike European standards (EN), PBHT is required in the ASME Code (Section I) for tubes after cold deformation more than 15 %, therefore the part of tubes was exposed after post-bend heat treatment (PBHT). The extent of material degradation after high temperature exposure was evaluated by the small punch tests (SPT) and microstructure analysis, which showed a deformation induced precipitation of the sigma phase, resulting in a decrease in the plastic characteristics of all three steel grades mentioned above. The SPT method can therefore be recommended not only for the determination of proof stress and tensile strength, but also for the fracture properties and brittleness of the steel due to its minimal demands on the amount of test material.

Key words: austenitic steels; creep; bending; small punch tests; superheater tubes

Austenitické žárupevné oceli nové generace Super 304H, HR3C a TP347HFG byly vyvinuty především pro použití v superkritických, resp. ultra-superkritických (USC) kotlích tepelných elektráren. Byly vyvíjeny konkrétně pro výrobu trubkových teplosměnných ploch a jsou výrobci deklarované jako materiál pro použití v rozsahu teplot 600 až 750 °C. Trubky vyrobené z oceli Super 304H byly v ČR použity na výstupní přehřívák retrofitovaných 220 MW kotlů v elektrárnách Tušimice a Pruněřov, ocel HR3C je zase součástí tlakového systému jediného 660 MW kotle, který v ČR pracuje s USC parametry

v Elektrárně Ledvice. Postup vývoje austenitických žárupevných ocelí od původní značky AISI 302 (18%Cr-8%Ni) je graficky shrnut na obr. 1 [1]. Všechny tři výše uvedené značky oceli jsou zařazeny v normách ASME i v EN. V normě pro výrobu kotlů dle ASME (Section I) je ale pro všechny austenitické oceli obsahující N a/nebo Nb maximální deformace za studena, pod kterou není nutno ocel po ohýbání tepelně zpracovat, limitována na 15 % pro pracovní teploty do 675 °C a jen na 10 % pro pracovní teploty nad 675 °C.



Obr. 1 Schéma vývoje austenitických žárupevných ocelí [1]
Fig. 1 Scheme of development of austenitic creep resistant steels [1]

V evropských normách se však žádný takový požadavek nevyskytuje, třebaže bylo prokázáno, že minimálně u některých typů austenitických žárupevných ocelí lze po deformaci za studena pokles žárupevnosti očekávat [2]. Při výrobě trubkových ohybů je dosaženo 10 %-ní plastické deformace při poměru poloměru ohybu k průměru trubky (R/D) ve výši 5 a až 20 %-ní plastické deformace při R/D = 2,5. S klesajícím poměrem R/D se snižují rozměrové nároky teplosměnných ploch, a tedy zvyšuje ekonomičnost provozu kotle.

Cílem prováděných prací bylo proto posoudit vliv deformace trubek za studena na jejich vlastnosti, mikrostrukturu a jejich vývoj během dlouhodobé expozice v oblasti provozních teplot. Část vzorků trubek ze všech tří ocelí byla po deformaci za studena podrobena i tepelnému zpracování po ohýbání a byly srovnávány jejich vlastnosti s vlastnostmi trubek, které toto tepelné zpracování neprodělaly. Vzhledem k malým rozměrům zkušebních kroužků zavěšených v elektrárnách byly pro zjištění degradace mechanických vlastností materiálů v provozních podmínkách použity penetrační zkoušky.

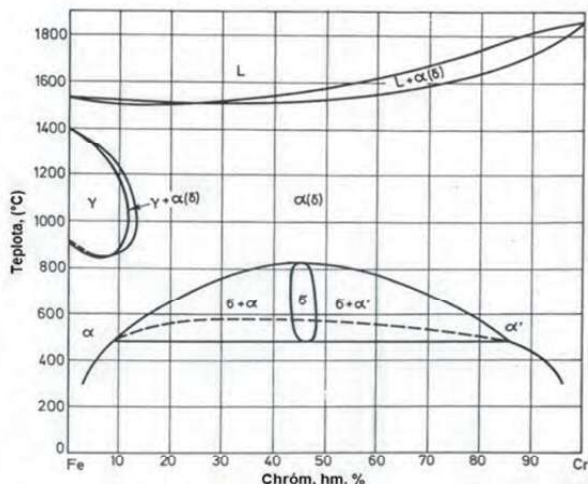
1. Vlastnosti a struktura moderních austenitických žárupevných ocelí

Moderní austenitické žárupevné oceli se vyznačují kromě zvýšené korozní odolnosti také vysokou pevností v creepu, která je dána jejich chemickým složením (tab. 1), zejména pak optimalizací kombinace přísady niobu a dusíku (oceli Super 304H, HR3C i TP347 HFG), resp. přísadou mědi, která tvoří nanočástice samostatné fáze ϵ (ocel Super 304H) [3]. U oceli TP347 HFG jsou změny ve složení minimální, snad jen s výjimkou zvýšení poměru niobu k uhlíku, a lepších užitných vlastností se zde dosahuje speciálním tepelným zpracováním, které má za následek jemnozrnnou strukturu. Ocel HR3C pak má definovaný obsah dusíku a oproti své předchůdkyni, oceli AISI 310 S je opět dolegována niobem a dusíkem s cílem snížit náchylnost této oceli k tvorbě nežádoucí tvrdé a křehké σ -fáze [4]. Vyvážené složení austenitických žárupevných ocelí z pohledu obsahů austenitotvorných a feritotvorných prvků pak znamená, že tyto oceli jsou převážně monofázové, pouze někdy s malým podílem δ -feritu.

Tab. 1 Chemické složení ocelí moderních austenitických žárupevných ocelí (hm. %)
Tab. 1 Chemical composition of modern austenitic creep resistant steels (mass %)

Značka	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	B	Cu	Nb	Al	N
Super 304H	0,07-0,13	max 0,30	max 1,0	max 0,04	max 0,01	17,0-19,0	7,5-10,5	0,001-0,010	2,5-3,5	0,30-0,60	0,003-0,030	0,05-0,12
HR3C	max 0,10	max 1,50	max 2,00	max 0,030	max 0,030	23,0-27,0	17,0-23,0	-	-	0,20-0,60	-	0,15-0,35
TP 347 HFG	0,06-0,10	max 0,75	max 2,00	max 0,040	max 0,030	17,0-20,0	9,0-13,0	-	-	8xC	-	-

Po deformaci těchto ocelí za studena u nich dochází k významnému deformačnímu zpevnění, jako ostatně u všech materiálů s kubickou plošně centrovanou mřížkou. Studium rozsahu zpevnění vlivem deformace za studena bylo na trubkách a trubkových ohybech všech tří značek ocelí provedeno již dříve [5], ovšem pokles zpevnění po expozici za vysokých teplot v provozních podmínkách však běžně publikován není, a proto je předmětem tohoto článku.



Obr. 2 Binární diagram Fe-Cr [6]
Fig. 2 Binary diagram of Fe-Cr [6]

Během provozu austenitických žárupevných ocelí při teplotách 600-750 °C dochází postupně k degradaci jejich struktury i vlastností. Především dochází k precipitaci karbidů chromu a vzniku různých intermetalických fází, z nichž má pro praxi největší význam σ -fáze, intermetalická fáze na bázi Fe-Cr s tetragonální mřížkou. Sigma fáze obvykle vzniká z feritu, někdy však přímo z austenitu, v rozmezí teplot 650 °C až cca 870 °C (obr. 2), přičemž u vysoce legovaných ocelí (např. molybdenem) je teplotní interval jejího vzniku posunut až k 1200 °C [6, 7]. Teoreticky je σ -fáze tvořena přibližně z 50 % Fe a 50 % Cr, ale obvykle je v ocelích její složení komplexnější. Většina legujících prvků ve vysoce

legovaných austenitických ocelích podporuje možnost vzniku σ -fáze, stejně jako plastická deformace a tváření za studena. Protože je σ -fáze tvrdá, je její precipitace spojena se zkřehnutím oceli a také poklesem creepové pevnosti, zejména v případech, kdy se vylučuje po hranicích zrn. Z tohoto důvodu je její přítomnost ve struktuře austenitických žárupevných ocelí nežádoucí, což bylo prokázáno zejména na poklesu lomové plasticity jak u oceli Super 304H [2], tak i TP 347HFG [8].

2. Experimentální materiál a výsledky zkoušek

Pro studium vlivu teploty a napětí na vlastnosti moderních austenitických žárupevných ocelí byly vybrány za studena tažené trubky $\varnothing 38 \times 6,3$ mm z oceli Super 304H, HR3C a TP 347HFG a vzorky trubek byly exponovány v kotlích tepelných elektráren při teplotách od 630 °C do 670 °C po dobu jednoho roku. Byly připraveny dvojí zkušební vzorky, jednak kroužky vyřezané z původních rovných trubek, jednak kroužky z vrcholu ohybu trubek. Poměr poloměru trubky k poloměru ohybu byl takový, aby bylo dosaženo 30 %-ní plastické deformace. Polovina z takto připravených vzorků ohybů trubek byla navíc před expozicí v kotli podrobena žihání po ohnutí (rozpuštěcí žihání). Vzorky byly umístěny volně v kotli a nebyly ani chlazeny ani vystaveny tlaku páry. Pro vlastní zkoušení deformovaného stavu byly použity jen vzorky vyřezané z extradosu (vnější tažená část ohybu trubky), který odpovídá maximální deformaci. Na těchto vzorcích byla studována degradace vlastností jednotlivých ocelí metodou malých vzorků a srovnávací strukturální analýzou v dodaném stavu a po provozní expozici. Experimentální program byl dále rozšířen i o creepové zkoušky, prováděné při teplotách 650 °C a 700 °C, jejichž cílem bylo ověřit vliv deformace za studena na creepové vlastnosti ocelí. V tomto případě však byla plastická deformace vyvozena natažením polotovaru zkušebního tělesa creepové zkoušky. Chemické složení trubek je uvedeno v tab. 2, jejich mechanické hodnoty v dodaném stavu před ohýbáním jsou uvedeny pak v tab. 3.

Tab. 2 Chemické složení analyzovaných trubek (hm. %)
Tab. 2 Chemical composition of tested tubes (mass. %)

Ocel	C	Mn	Si	Cu	Cr	Ni	N	B	Nb
Super 304H	0,08	0,81	0,25	3,04	18,30	9,00	0,11	0,004	0,49
HR3C	0,06	1,19	0,41	-	24,90	19,90	0,03	-	0,44
TP 347HFG	0,09	1,50	0,42	-	18,70	11,70	-	-	0,90

Tab. 3 Mechanické vlastnosti analyzovaných trubek
Tab. 3 Mechanical properties of tested tubes

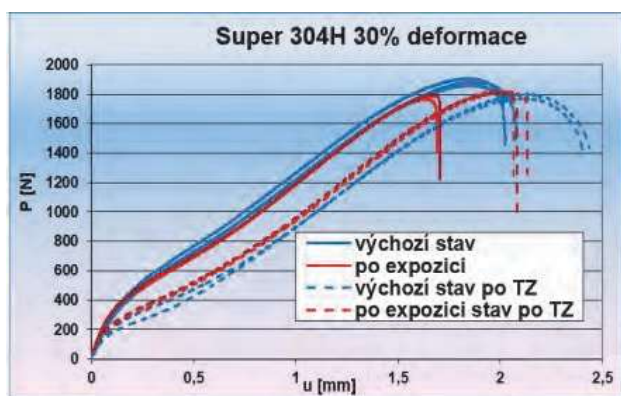
Ocel	$R_{p0,2}$	R_m	A	KV*
	(MPa)		(%)	(J)
Super 304H	318	635	46	30
HR3C	371	750	47	38
TP 347HFG	323	613	49	25

* Rozměry zkušebních těles $10 \times 2,5$ mm

2.1 Výsledky zkoušek mechanických vlastností

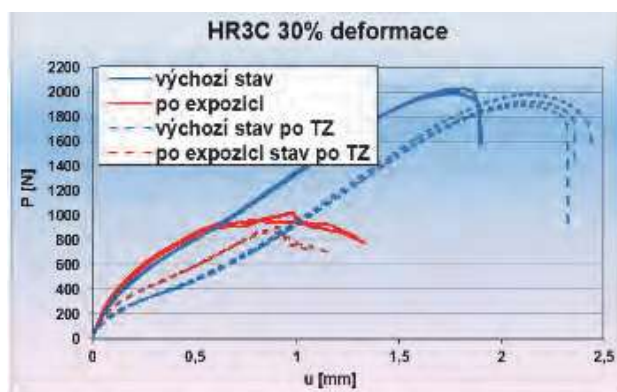
Studium vlivu vysokoteplotní expozice na mechanické vlastnosti trubek ve srovnání s výchozím stavem bylo provedeno pomocí zkoušek malých vzorků (dále jen SPT). Na obr. 3a až 3c jsou vyneseny závislosti zatížení-deflexe (průhyb) zkoušek trubek po 30% plastické deformaci jak ve výchozím stavu, zde znamená bez expozice (modré čáry), tak i po expozici v kotli – (červené čáry), přičemž plné čáry reprezentují trubky po plastické deformaci bez TZ, kdežto čáry čárkované trubky

po aplikaci rozpouštěcího žihání po deformaci. Výsledky ukázaly, že tepelné zpracování po ohýbání sice nezvyší pevnost žádné z ocelí, ale zvýší jejich plasticitu (posun křivek doprava). Po vysokoteplotní expozici pak došlo u ocelí Super 304H a TP 347HFG k mírnému poklesu pevnosti i plasticity, zatímco v případě oceli HR3C klesla pevnost i plasticita velmi výrazně. Tepelné zpracování aplikované po deformaci tento účinek snížilo, opět ale s výjimkou oceli HR3C, kdy je průběh obou křivek po expozici velmi odlišný a pevnost i plasticita zůstávají hluboko pod výchozí úrovní.



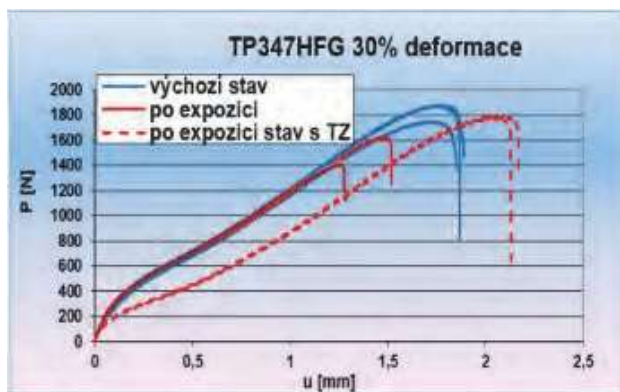
Obr. 3a Srovnání křivek závislosti zatížení na deflexi pro ocel Super 304H

Fig. 3a Comparison of deflection-load curves for Super 304H steel



Obr. 3b Srovnání křivek závislosti zatížení na deflexi pro ocel HR3C

Fig. 3b Comparison of deflection-load curves for HR3C steel



Obr. 3c Srovnání křivek závislosti zatížení na deflexi pro ocel TP347HFG

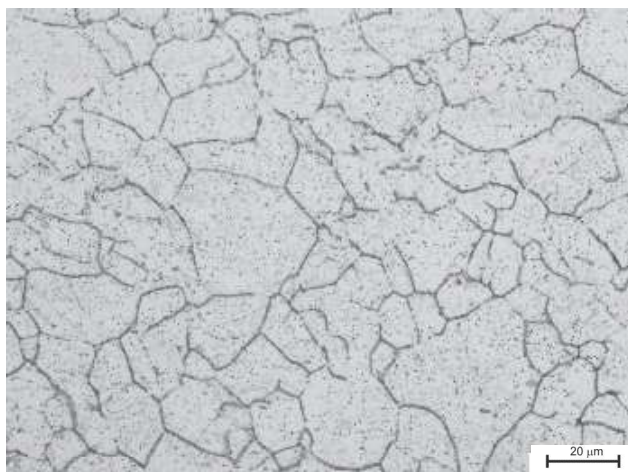
Fig. 3c Comparison of deflection-load curves for TP 347HFG steel

2.2 Hodnocení mikrostruktury a jejích změn v důsledku vysokoteplotní expozice

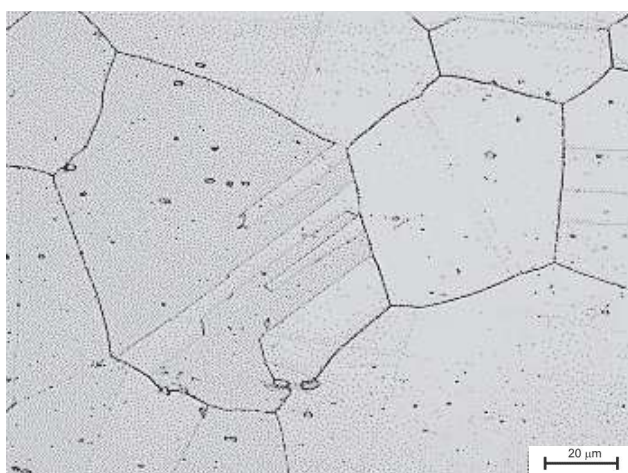
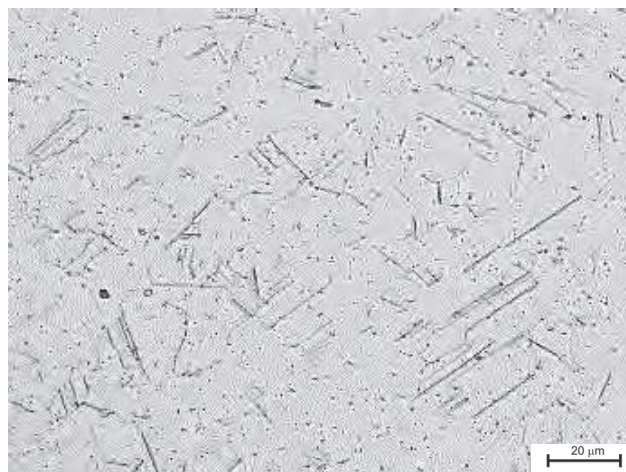
Při hodnocení vlivu vysokoteplotní expozice na mikrostrukturu a její změny byl srovnáván u jednotlivých ocelí výchozí stav bez deformace se vzorky rovné trubky po expozici (bez deformace) a deformovaných kroužků po expozici, přičemž byly ve většině případů zároveň srovnávány stavy bez a s aplikací rozpouštěcího žihání. Pro vyvolání mikrostruktury bylo ve všech případech použito leptadlo V2A a pro zviditelnění fází bylo zařazeno i elektrolytické leptání v 10N NaOH.

2.2.1 Mikrostruktura v dodaném stavu a po rozpouštěcím žihání

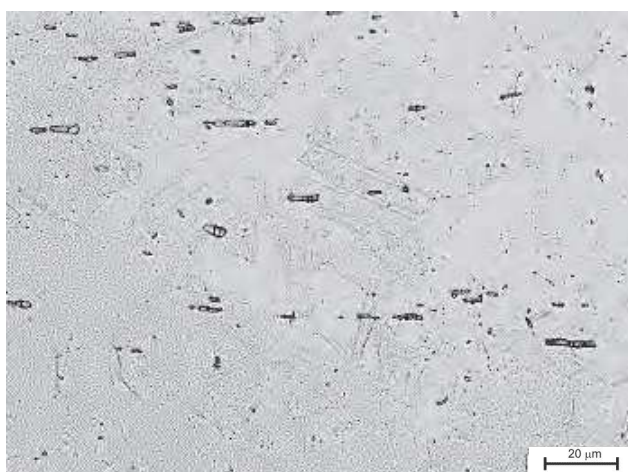
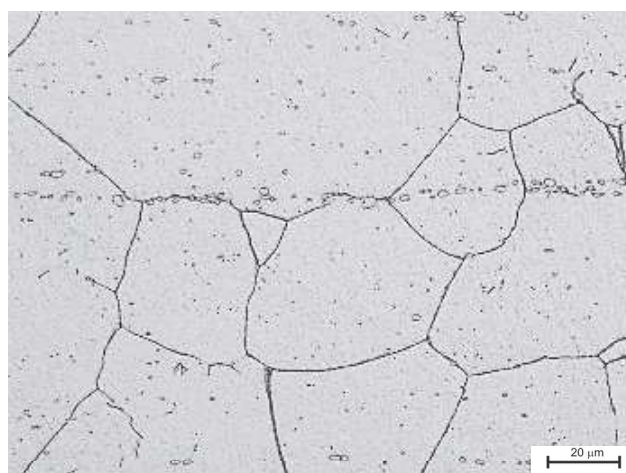
Na obrázcích 4 až 6 je provedeno srovnání mikrostruktury jednotlivých jakostí trubek jak v dodaném stavu bez plastické deformace, tak i po deformaci za studena a následném rozpouštěcím žihání. Tímto tepelným zpracováním došlo k zrovnomnění velikosti zrna u všech materiálů, u oceli HR3C došlo zároveň i k nahrubnutí zrna a v případě oceli TP 347HFG pak také k precipitaci karbidů po hranicích zrn.



Obr. 4 Mikrostruktura trubky z oceli Super 304H ve výchozím stavu
Fig. 4 Microstructure of Super 304H steel tube in the as-received state



Obr. 5 Mikrostruktura trubky z oceli HR3C ve výchozím stavu
Fig. 5 Microstructure of HR3C steel tube in the as-received state



Obr. 6 Mikrostruktura trubky z oceli TP 347HFG ve výchozím stavu
Fig. 6 Microstructure of TP 347HFG steel tube in the as-received state



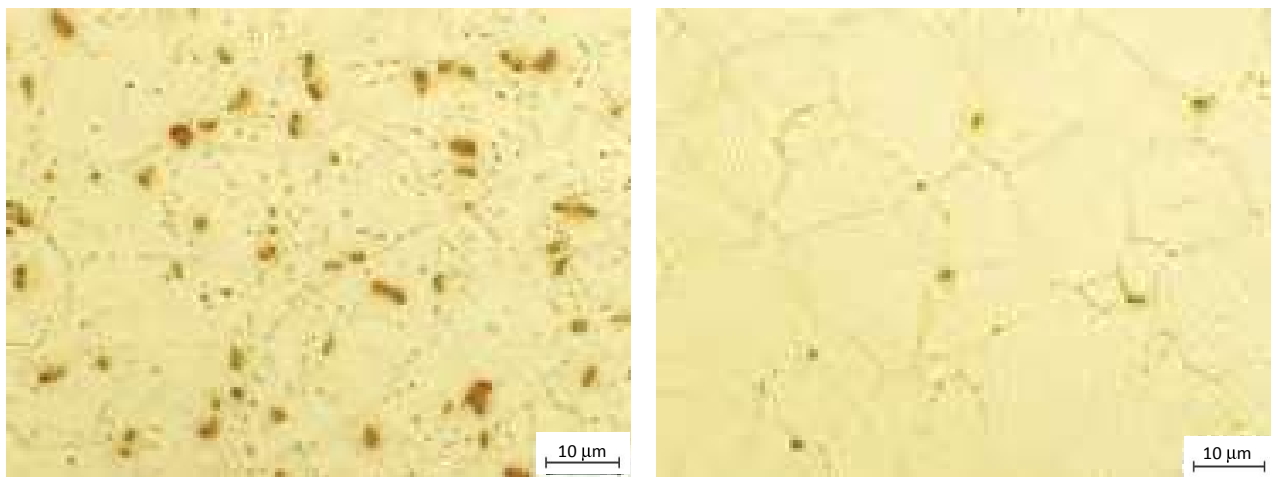
2.2.2 Mikrostruktura vzorků po deformaci a deformaci s TZ ve stavu po expozici

Na metalografických výbrusech vzorků exponovaných na teplotě 630-670 °C po dobu 1 roku byly ve struktuře

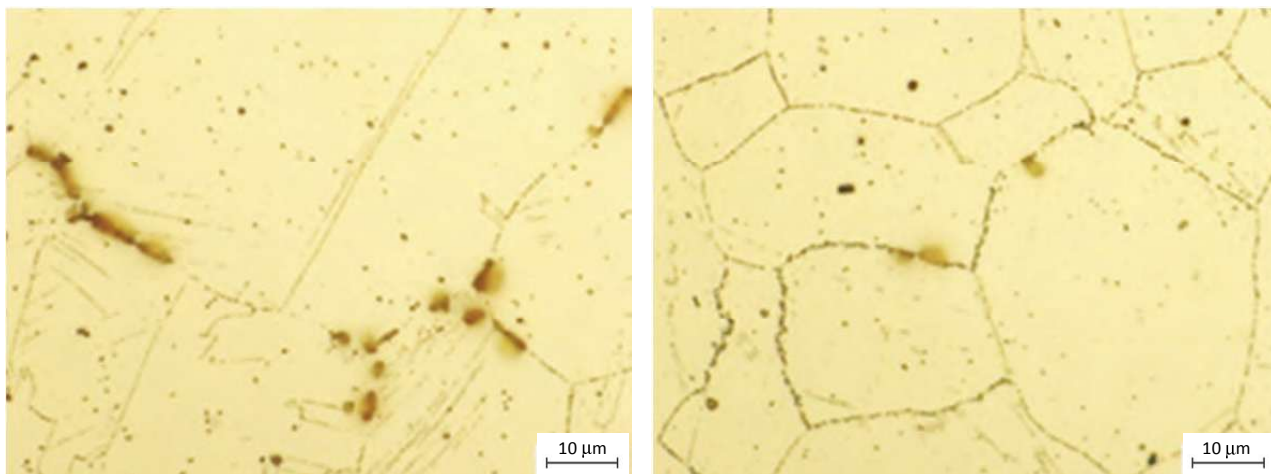
pozorovány částice nové fáze, proto bylo pro potvrzení přítomnosti δ -feritu, resp. σ -fáze použito elektrolytického leptání v 10N NaOH, která jednoznačně tuto fázi prokáže.

Vzorky z oceli Super 304H po expozici ve stavu bez tepelného zpracování se vyznačují relativně rovnoměrnou austenitickou strukturou s velkým množstvím deformačních čar, mikrostruktura se jeví neuspořádaně, kdežto vzorky po tepelném zpracování mají strukturu rovnoměrnější. Uvnitř zrn se v obou případech vyskytuje jednak jemný precipitát a také větší množství hrubších

karbidických částic, které u vzorků po tepelném zpracování tvoří řetízky po hranicích zrn. Ve struktuře všech vzorků se vyskytují částice σ -fáze. Četnost σ -fáze je vyšší u vzorků bez tepelného zpracování po plastické deformaci (obr. 7 vlevo) než u vzorků s rozpouštěcím žíháním po deformaci (obr. 7 vpravo).



Obr. 7 Mikrostruktura deformovaných kroužků z oceli Super 304H po expozici, vlevo bez žíhání po ohýbání, vpravo vzorky vyžíhané
Fig. 7 Microstructure of deformed rings of Super 304H steel after exposure, left - samples without post bending annealing, right – annealed samples



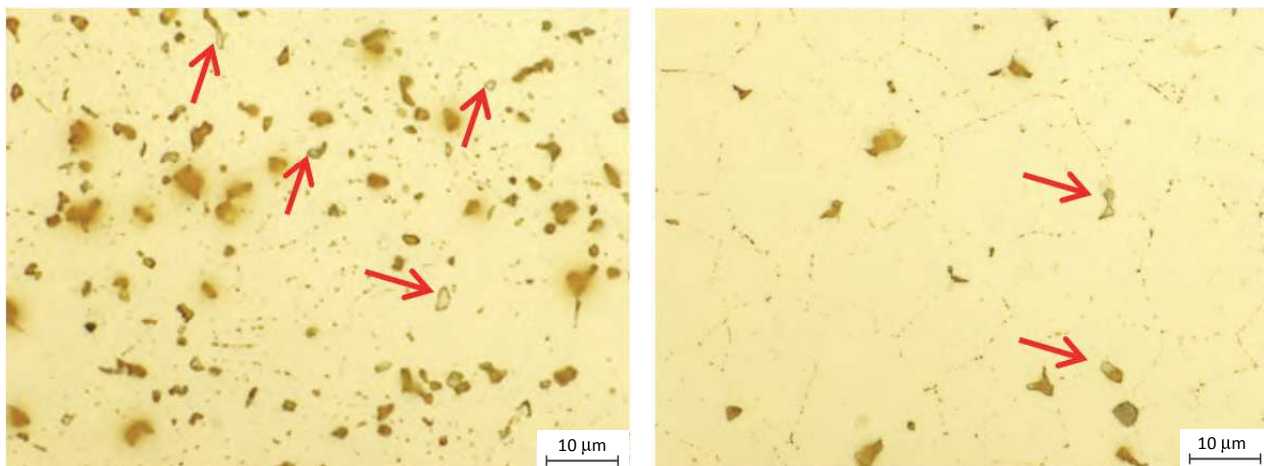
Obr. 8 Mikrostruktura deformovaných kroužků z oceli Super 304H, HR3C, TP 347HFG po expozici, vlevo bez žíhání po ohýbání, vpravo vzorky vyžíhané (δ -ferit označen šipkami)
Fig. 8 Microstructure of deformed rings of HR3C steel after exposure, left - samples without post bending annealing, right – annealed samples

U vzorků oceli HR3C byla po expozici pozorována velmi nerovnoměrná hrubozrnná struktura. Po expozici bez TZ se v mikrostruktuře vyskytovaly četné deformační čáry. Sigma fáze byla pozorována u všech vzorků, především po hranicích zrn. Menší množství σ -fáze bylo zjištěno u vzorků po TZ ve srovnání se vzorkem bez něj (obr. 8).

Vzorky z oceli TP 347HFG mají po expozici relativně rovnoměrnou jemnozrnnou austenitickou strukturu.

U vzorku s TZ se však vyskytují u vnějšího povrchu hrubá zrna. Uvnitř zrn byl u všech vzorků zjištěn precipi-

tát a po hranicích se vyskytovaly hrubší karbidické částice. Po naleptání v 10N NaOH byla u všech vzorků byla zjištěna přítomnost σ -fáze, která se vyskytovala po celé ploše v menším množství u vnějšího povrchu. Byl pozorován i δ -ferit. Největší množství σ -fáze bylo podle očekávání pozorováno u vzorku bez tepelného zpracování (obr. 9 vlevo), po tepelném zpracování pak je četnost výskytu σ -fáze menší (obr. 9 vpravo).



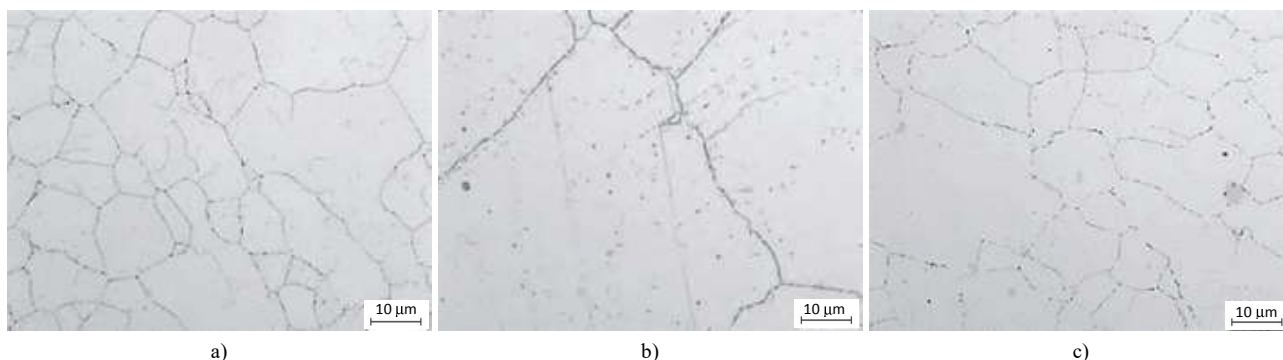
Obr. 9 Mikrostruktura deformovaných kroužků z oceli TP 347HFG po expozici, vlevo bez žíhání po ohýbání, vpravo vzorky vyžíhané (δ -ferrit označen šipkami)

Fig. 9 Microstructure of deformed rings of TP 347HFG steel after exposure, left - samples without post bending annealing, right - annealed samples (δ -ferrite indicated by arrows)

2.2.3 Mikrostruktura rovných trubek po expozici

Hodnocení rovných trubek po expozici bylo zaměřeno na zjištění výskytu σ -fáze u vzorků, které nebyly podrobeny

deformaci. Analýza ukázala, že ve struktuře rovných částí po expozici všech studovaných materiálů (obr. 10) se částice σ -fáze nevyskytují.



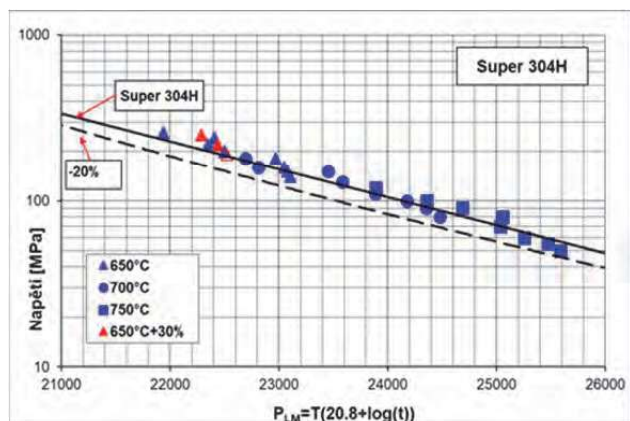
Obr. 10 Mikrostruktura rovných trubek po expozici: a) Super 304H, b) HR3C, c) TP347HFG

Fig. 10 Microstructure of straight tubes after exposure: a) Super 304H, b) HR3C, c) TP 347HFG

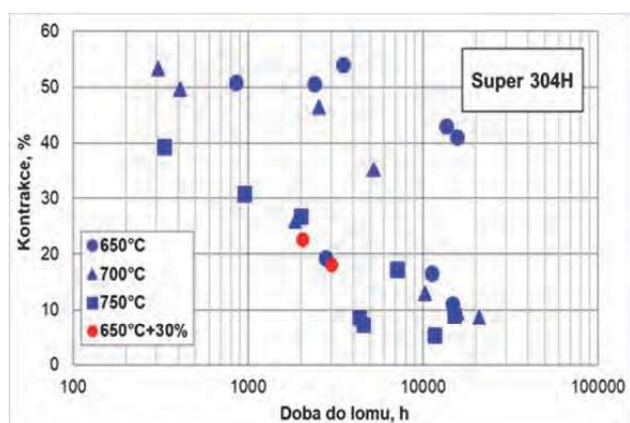
2.2.4 Vliv σ -fáze na creepové charakteristiky trubek z oceli Super 304H

Studium vlastností i vlivu plastické deformace na vlastnosti zejména oceli Super 304H bylo prováděno také pomocí creepových zkoušek. Samotný program creepových zkoušek byl realizován vždy na třech zkušákách prováděných při teplotách 650, 700 a 750 °C, přičemž nejdelší doby do lomu přesáhly 20 tisíc hodin. V rámci tohoto programu byly rovněž prozkoušeny tři creepové zkoušky vyrobené z trubek po 30 %-ní deformaci, a to při teplotě 650 °C. Výsledky všech těchto zkoušek jsou v grafickém vyjádření závislosti Larson-Millerova parametru na napětí ukázány na obr. 11, z něhož je patrné, že v rámci provedeného experimentu se dosud neprokázal významnější vliv precipitace σ -fáze na creepovou odol-

nost této oceli, a to ani u vzorků podrobených 30 %-ní plastické deformaci za studena. Na druhou stranu je z výsledků všech zkoušek zřetelný pokles creepové plasticity, vyjádřený na obr. 12 závislostí lomové kontrakce na době do lomu. Tento negativní trend se prohlubuje se zvyšující se teplotou a také dobou do lomu a je jednoznačně spojen s precipitací σ -fáze ve struktuře oceli, která se přednostně vylučuje na hranicích zrn austenitu, jak ukázaly výsledky metalografického šetření, obr. 13. V případě oceli HR3C, která je v důsledku vyššího obsahu chromu ke vzniku σ -fáze náchylnější, postačí k její intenzivní precipitaci i beznapěťová expozice na vysoké teplotě, obr. 14.



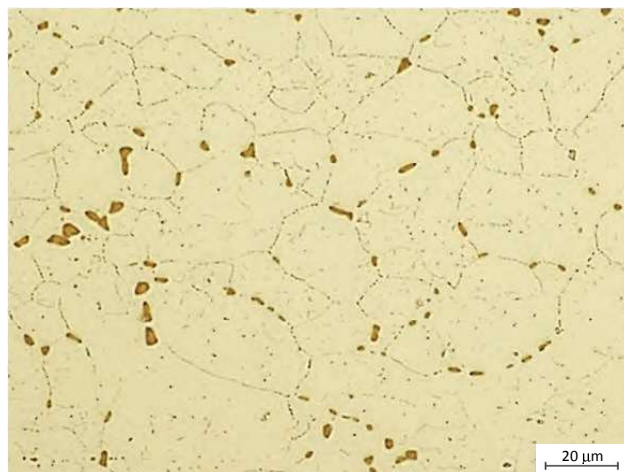
Obr. 11 Závislost L-M parametru na napětí pro ocel Super 304H
Fig. 11 Stress – Larson-Miller parameter dependence of the steel Super 304H



Obr. 12 Závislost lomové kontrakce creepových zkoušek na teplotě a době do lomu oceli Super 304H
Fig. 12 Dependence of reduction of area of creep tests on temperature and time to fracture for Super 304H steel



Obr. 14 Mikrostruktura oceli HR3C se σ -fází vyloučenou na hranicích zrn po vysokoteplotní expozici v kotli po dobu jednoho roku při teplotě 750 °C
Fig. 14 Microstructure of HR3C steel with σ -phase at grain boundaries after high temperature exposure at 750°C in a boiler for one year



Obr. 13 Mikrostruktura oceli Super 304H se σ -fází vyloučenou na hranicích zrn po creepové expozici 650 °C/140 MPa/14 632 h
Fig. 13 Microstructure of Super 304H steel with σ -phase at grain boundaries after creep exposure of 650°C/140 MPa/14,632 h

Závěr

Precipitace fáze sigma v moderních austenitických žárupevných ocelích může do budoucna představovat jejich poměrně zásadní aplikační omezení. Vysokoteplotní expozice má za následek vyloučení této intermetalické fáze přednostně po hranicích zrn, což má za následek jejich až fatální zkrhnutí a zároveň pokles odolnosti proti vysokoteplotní korozi, jak bylo mnohokrát prokázáno například u oceli AISI 310, která je přímou předchůdkyní oceli HR3C [11].

V rámci realizovaných experimentů simulujících vysokoteplotní expozici trubek a jejich ohybů z oceli Super 304H, HR3C a TP 347HFG bylo jednoznačně prokázáno, že plastická deformace je výrazný akcelerační faktor vzniku σ -fáze a na creepových zkouškách byl potvrzen i její vliv na pokles lomové plasticity. Metodou SPT byly získány napětově-deformační charakteristiky plasticky deformovaných lokalit ohybů ve výchozím stavu i po dlouhodobé expozici na vysoké teplotě a tuto metodu tak lze pro její minimální nároky na množství zkušebního materiálu doporučit nejen pro zjištění meze kluzu a pevnosti, ale také křehkolomových vlastností oceli.

Poděkování

Tato práce vznikla v rámci čerpání a užití institucionální podpory na Dlouhodobý a koncepční rozvoj výzkumné organizace v roce 2019, poskytovatel Ministerstvo průmyslu a obchodu České republiky.

Literatura

- [1] Masuyama, F. Advanced power plant developments and material experiences in Japan. In *Proc. of 8th Liege Conference on Materials for Advanced Power Engineering*. 2006, Liege, Belgium, pp. 175–187.

- [2] Materials for Ultra-Supercritical and Advanced Ultra-Supercritical Power Plants, A. Di Gianfrancesco (Ed.), Woodhead Publishing, 2017, 900 pp., ISBN 978-0-08-100552-1.
- [3] Golański, G., Zieliński, A. and Purzyńska, H. Precipitation Processes in Creep-Resistant Austenitic Steels. (Chapter 5). In: BOREK, W., aj. Austenitic Stainless Steels - New Aspects. InTech: Zagreb. 2017. DOI: 10.5772/intechopen.70941
- [4] C. Chi, H. Yu, X. Xie. Advanced austenitic heat-resistant steels for Ultra-Super-Critical (USC) fossil power plants, Alloy Steel-Properties and Use, Ed. E. Valencia Morales. 2011. pp. 171–200. ISBN 978-953-307-484-9.
- [5] Hermanová, Š., Dobrovodská, L. and Kander, L. Effect of Cold Deformation on the Properties of New Austenitic Stainless Steel for Boiler Super-heater Tubes. In *Metal 2013*, Brno: TANGER, 2013, s. 724–729. ISBN 978-80-87294-41-3.
- [6] ASM Specialty Handbook. Stainless Steels. Editor J. R. Davis. *ASM International*. 1994. 576 s. ISBN 978-0-87170-503-7.
- [7] Sourmail, T. Review: Precipitation in Creep-Resistant Austenitic Stainless Steels. *Materials Science and Technology*. 17 (2001), 1–14.
- [8] Kander, L. and Korčáková, L. The Influence of Sigma Phase Precipitation on Mechanical Properties of TP347H Austenitic Steels after 100.000 Hours Service in Coal-Fired Power Plant. In *Metal 2015*, Brno: TANGER, 2015, s. 693–698. ISBN 978-80-87294621-8.
- [9] Kuboň, Z., Stejskalová, Š. and Kander, L. Effect of Σ -Phase on Fracture Behavior of Steels and Weld Joints of Components in Power Industry Working at Supercritical Conditions. (Chapter 4). In: BOREK, W., aj. Austenitic Stainless Steels - New Aspects. InTech: Zagreb. 2017. DOI: 10.5772/intechopen.71569
- [10] Pomikálek, L., Kander, L. and Hermanová, S. Evaluation of material properties of new austenitic steels and welded joints for use in boilers with higher steam parameters using SPT and miniaturized test specimens, The 3rd *International Conference SSTT 2014*, Ostrava: Ocelot, s. 398. ISBN 978-80-260-6722-1.
- [11] Tavares, S.S. M., Moura, V., V.C. da Costa, Ferreira, M.L.R., Pardal, J.M. Microstructural changes and corrosion resistance of AISI 310S steel exposed to 600–800 °C. *Materials Characterization*. 60 (2009), 573–578.

Třinecká huť hledá další možnosti ekologické výroby

www.trz.cz, tisková zpráva z 18. 9. 2019, MFD 19. 9. 2019, s. 17

Evropská unie podle Pařížské dohody usiluje o snížení celkových emisí napříč sektory, přičemž země EU se na celosvětové produkci CO₂ podílí pouze 9 %. Výroba oceli v EU má na celosvětovou produkci emisí CO₂ zanedbatelný, a to pouze 0,7% podíl.

Třinecké železárny budou muset v nejbližších letech čelit rostoucím nákladům na emisní povolenky. Náklady mají podle předběžných propočtů v roce 2030 dosáhnout ročně od 1,1 do 1,8 miliardy korun. U tradičního způsobu výroby železa a oceli na bázi rudné cesty nelze přitom dnes dostupnými technologiemi zajistit uhlíkovou neutralitu. Proto se i Třinecké železárny chtějí více podílet na výzkumu nových možností zpracování kovů.

Třinecké železárny jsou nyní členem strategického fóra pro řešení významných projektů společného evropského zájmu (IPCEI – Important Projects of Common European Interest), konkrétně strategického fóra Low CO₂ emissions Industry. Toto fórum identifikuje klíčové technologie v oblasti hutního, chemického a cementářského průmyslu. Momentálně bylo nadefinováno několik konkrétních doporučení a oblastí pro možnosti financování dalšího výzkumu a vývoje. Například metalurgie na bázi vodíku nebo elektrické energie, recyklace odpadů a podobně. V průběhu září Evropská komise z těchto doporučení zvolí další postup pro řešení.

Kromě toho v Třineckých železárnách působí takzvaný Vodíkový tým, který pracuje na implementaci technologie výroby vodíku z koksárenského plynu s pomocí technologie PSA (Pressure Swing Adsorption). V Třineckých železárnách se využívají k dalšímu zpracování všechny hutní plyny. Přebytky koksárenského plynu se momentálně spalují na teplárně. Vyrobený vodík by při prodeji například do ekologických pohonů automobilů nepřímo přispěl ke snížení emisí CO₂ ze spalovacích motorů.