

# VLIV LABORATORNÍ TEPLOTNÍ EXPOZICE NA ZPŮSOB MECHANICKÉHO PORUŠOVÁNÍ AUSTENITICKÉ OCELE HR3C

## THE CHANGES IN FRACTURE MECHANISM OF THE AUSTENITIC STEEL HR3C CAUSED BY ISOTHERMAL LABORATORY AGEING

Jakub Horváth<sup>a,b)</sup>, Jiří Janovec<sup>b)</sup> a Ladislav Horváth<sup>a)</sup>

<sup>a)</sup> UJP PRAHA a. s., Nad Kamínkou 1345, 156 10 Praha - Zbraslav

<sup>b)</sup> ČVUT, Fakulta strojní, Ústav materiálového inženýrství, Karlovo nám. 13, 121 35 Praha 2

### Abstrakt

Příspěvek je zaměřen na popis změn ve vysoce legované progresivní austenitické oceli, celosvětově používané pro vysokoparametrickou (USC) energetiku, HR3C způsobené její teplotní expozicí. Hodnotí dopad laboratorní teplotní expozice na změnu mechanických vlastností. Dále je proveden rozbor lomových ploch za použití elektronové mikroskopie z pohledu změny mechanismu porušování.

This paper deals with isothermal ageing induced changes in microstructure and its influence into mechanical properties. Investigated material was high alloyed austenitic steel HR3C in general worldwide applied for the ultra-supercritical (USC) powerplants. Differences in the measured mechanical properties caused by an isothermal ageing are evaluated. The electron microscopy fracture surfaces analysis focused on presence of the brittle particles is listed.

### Úvod

Je obecně známým faktem, že zvýšením pracovních parametrů páry se zvyšuje účinnost parního oběhu a tím i celého energetického celku a snižuje se emise škodlivin. Ekonomicko-technický rozbor této tematiky je uveden v [1], kde je případ popsán na USC kotli s instalovaným výkonem 750 MW.

Stručný rozbor přínosu zvýšení pracovních parametrů [1]:

- Pracovní parametry páry: teplota 750 °C a tlak 35 MPa
  - Efektivita energetického celku při daných nadkritických pracovních parametrech: 45 % (efektivita podkritického kotle 37 %)
  - Při použití dvoustupňového přehřátí páry je možné zvýšit účinnost až na 47 %
  - Z toho plynoucí roční úspora na uhlí 16,4 mil. \$ (nebo 330 mil. \$ za dvacetiletou dobu životnosti elektrárny)
- Snížení emise škodlivin z hodnoty 0,85 na hodnotu 0,67 tun/MWh
  - Tento pokles odpovídá 22 % a snížení a přibližně pokles o 700 000 tun CO<sub>2</sub> ročně
  - Což bude znamenat snížení nákladů na emisní povolenky

Doposud byla řeč pouze o pozitivěch a možných přínosech, nicméně s nárůstem pracovních parametrů narůstá i tepelné zatížení použitých materiálů. To vede ke vzniku nepříznivých změn v mikrostruktuře, které se projeví do změny mechanických vlastností. V [2] jsou uvedeny podmínky vzniku křehkých fází v korozivzdorných austenitických ocelích, kde ocel HR3C tyto podmínky splňuje, tím pádem vzniká vysoká šance, že bude docházet ke vzniku těchto křehkých fází, které budou zhoršovat vlastnosti ocele. Výsledky publikované v [3-5] potvrzují výskyt částic, které mohou být identifikovány jako křehká intermetalika. Těmito precipitačními změnami a jejich dopadem se zabývá tento článek.

## Použitý experimentální materiál

Jako experimentální materiál byla použita vysoce legovaná žárovečná austenitická ocel HR3C, která byla vyvinuta pro aplikaci na teplosměnné plochy vysoko-parametrických uhelných elektráren. [6,7] Odolnost tečení je u této oceli zajištěna zvýšeným obsah základních legur chromu a niklu, dále pak legováním niobem a dusíkem. Přesné hodnoty chemického složení použité oceli byly (Hm. %): 0.06 C, 0.41 Si, 1.19 Mn, 0.016 P, <0.001 S, 24.9 Cr, 19.9 Ni, 0.44 Nb, 0.26 N, a bal. Fe.

Pro experimentální část byly použity vzorky ze základního materiálu a dále pak z materiálu žíhaného a nežíhaného, které byly následně podrobeny laboratornímu isothermickému žíhání při 675 °C po dobu 20 000 hodin.

## Provedená zkoušení

Zkouška tahem. Pro zkoušení byly použity tahové tyče s průměrem 5 mm při konstantní rychlosti zatěžování 0,5 mm/s. Výsledky měření shrnuje tabulka 1. Použité označení je základní materiál – ZM, exponovaný materiál nežíhaný – Ex-N, exponovaný materiál žíhaný Ex-Z. Pro porovnání jsou v tabulce jedna uvedeny i normované hodnoty pro ocel HR3C. Obrázek 1 ukazuje následně hodnocenou vzniklou lomovou plochu na tahové tyči.

Zkouška rázem v ohybu. Pro měření absorbované energie byla použita redukovaná tělesa s tloušťkou 5 mm s 2 mm V vrubem. Shrnutí výsledků měření uvádí tabulka 2. Pro srovnání morfologií lomu jsou uvedeny obrázky 2 (základní materiál) a 3 (materiál po expozici 20 000 hodin).

Analýza fází na lomových plochách. Pro ověření přítomných fází na lomové ploše bylo použito energiově disperzní analýzy s následným porovnáním chemického složení fáze s [2]. Výsledek měření je patrný na obrázku 4. Chemické složení odpovídá nominálnímu složení sigma fáze. Pro lepší vzhled na dopad precipitace bylo provedeno orientační měření obsahu sigma fáze ve zkoušených vzorcích, kde byly stanoveny plošné podíly sigma fáze 1.9 % (Ex-N) a 2.2 % (Ex-Z). V základním materiálu nebyla sigma fáze přítomná.

## Závěr

Na základě provedených měření je možné potvrdit postupné precipitační vytvrzování během teplotní expozice (Tab. 1). To samo o sobě není nijak problematické, bohužel spolu s nárůstem pevnosti se také snižuje tažnost. To naznačuje pokles elastických vlastností. V případě austenitických ocelí, které jsou obecně velmi tažné, a tvárné může být tento závěr zapříčiněn oslabením hranic zrn, které tak snižují svojí schopnost přenášet napětí. Pokud vezmeme v úvahu výsledky z tab. 1 a fotodokumentaci lomové plochy vzorku tahové tyče je patrný výskyt intergranulárního šíření lomu, jinak řečeno rozvoj trhliny jde po hranicích jednotlivých zrn. Pokles plastických vlastností bude mít při aplikaci tohoto materiálu nepříznivý vliv na únavové vlastnosti, nebude totiž docházet k otupení čela šířící se trhliny a tím k jejímu zpomalení.

Po provedení zkoušek rázem v ohybu byly porovnány lomové plochy (viz obr. 2 a 3). Je zde jasně patrný přechod od tvárného transkrystalického porušení ke křehkému interkrystalickému způsobu porušení. Vznikající částice na hranicích zrn, identifikované jako sigma fáze (Obr. 4), tedy silně degradují plastické vlastnosti což je hlavně patrné na změně nutné absorbované energie k porušení tělesa. Pro základní materiál byla změřena střední hodnota 164,5 J na rozdíl od exponovaného materiálu 3,2 J (N) a 2,7 J (Z).

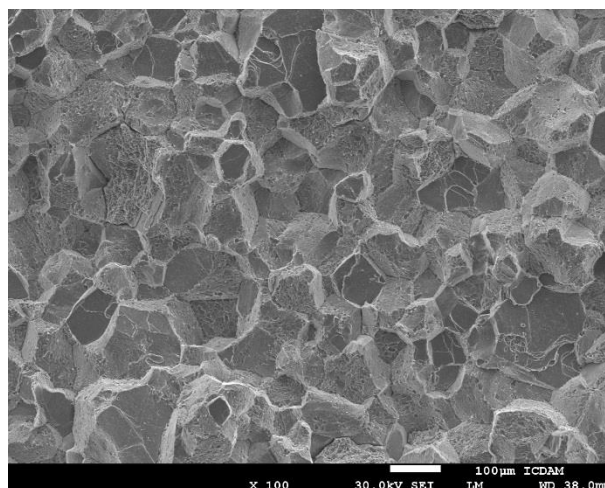
Celková změna mechanických vlastností bude způsobovat jak provozní problémy tak i praktické zhoršení provedení kvalitní opravy svařováním těchto materiálů, neboť vznik napětových polí při svařování bude moci iniciovat rozvoj porušení.

## Poděkování

Tento příspěvek vznikl na základě výsledků získaných za podpory Technologické agentury České republiky v rámci projektu č. TA01010181, Ministerstva průmyslu a obchodu České republiky v rámci projektu č. FR-TI3/458, Ministerstva školství tělovýchovy a sportu České republiky v rámci projektu č. LO1207, a dále podpory grantové agentury Českého vysokého učení technického v Praze v rámci projektu č. SGS 16/215/OHK2/3T/12.

## Literatura

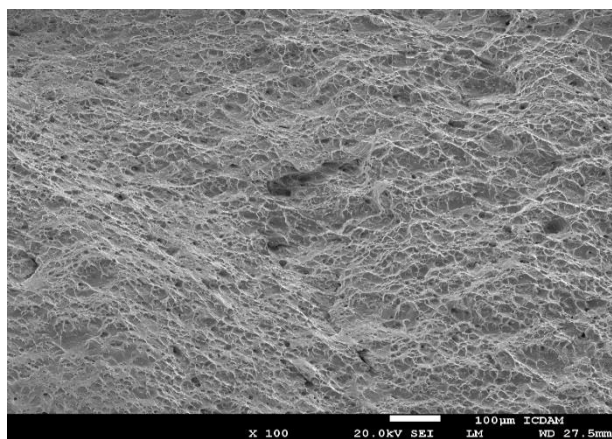
- [1] Viswanathan, R., Henrey, J.F., Tonzosh, J., Stanko, G., Shingledecker, J., Vitalis, B., Purgert, R. (2005): *U.S. Program on Materials Technology for Ultra-Supercritical Coal Power Plant*, Journal of Materials Engineering and Performance
- [2] Hsieh, C.C., Weite, W. (2012): *Overview of Intermetallic Sigma ( $\sigma$ ) Phase Precipitation in Stainless Steels*, ISRN Metallurgy
- [3] Horváth, J. (2014): *The Influence of Large Plastic Deformations to Properties of Creep Resistant steels HR3C and SUPER 304 H*, Prague: Czech Technical University in Prague
- [4] Horváth, L., Andršová, I., Podhorná B., Horváth, J. (2014): *Programme TIP of Ministry of Industry and Trade of the Czech Republic, project "Materials for Industrial Plants operating with Ultra-Superheated Steam"*, Prague
- [5] Horváth, L., Andršová, I., Horváth, J. (2014): *Programme ALFA of the Technology Agency of the Czech Republic, project "Bending of Tubes for Superheaters and Reheaters exchanging Surfaces in new Boilers (IV)"*, Prague
- [6] Nippon steel a Sumitomo metal (2015): *Seamless steel tubes and pipes for boilers*, Japan
- [7] Viswanathan, R., Sarver, J., Tanzosh, J.M. (2005): *Boiler Materials for Ultra-Supercritical Coal Power Plants - Steamside Oxidation*, Journal of materials engineering and performance, ASM international
- [8] VdTÜV-Werkstoffblatt 546 (2008): *Creep Resisting Rolled and Forged Steel X6CrNiNbN25-20 (1.4952)*, Germany: VdTÜV



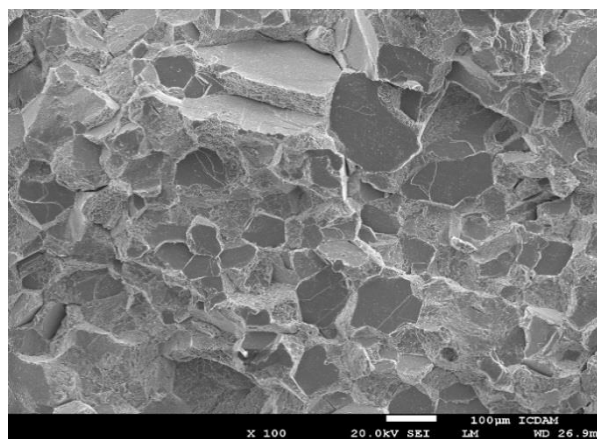
Obr. 1 Lomová plocha pořízená na tělese z tahové zkoušky

Tab. 1 Výsledky tahových zkoušek ocele HR3C

Materiál	HR3C		
Stav	Rp 0.2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]
Standard	min. 295 [8]	655-900 [8]	min. 30.0 [8]
ZM	369	769	55.9
Ex-N	504	813	18.9
Ex-Z	439	839	14.3



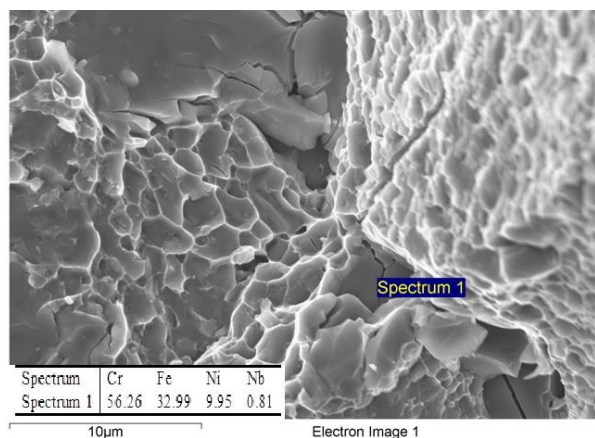
Obr. 2 Lomová plocha základního materiálu



Obr. 3 Lomová plocha exponovaného materiálu

Tab. 2 Výsledky zkoušek rázem v ohybu ocele HR3C

Materiál	HR3C	
Stav	KV 300/5 [J]	Plošný podíl sigma fáze [%]
ZM	164.5 ± 3.2	0.0
Ex-N	3.2 ± 0.1	1.9
Ex-Z	2.7 ± 0.2	2.2



Obr. 4 Detail lomové plochy s výsledky chemické analýzy křehké částice na povrchu