

**Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o.
ČVUT v Praze, Fakulta strojní
ČEZ, a. s.
ZČU v Plzni, Fakulta strojní, RTI
ÚJV Řež, a. s.
Inženýrská akademie České republiky
ČSNMT**

**ZVYŠOVÁNÍ ŽIVOTNOSTI KOMPONENT
ENERGETICKÝCH ZAŘÍZENÍ
V ELEKTRÁRNÁCH**

Srní
29. září – 1. října 2020
(online přednášky – 29. – 30. září 2020)

Kolektiv autorů

Sborník z 15. konference

„Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách“

Srní, 29. září – 1. října 2020

ISBN 978-80-261-0959-4

© Vydala Západočeská univerzita v Plzni v roce 2020

ODBORNÍ GARANTI

Prof. Ing. Petr Zuna, CSc. D. Eng.h.c., FEng. – ČVUT v Praze, FS, IA ČR
Dr. Ing. Pavel Polach, FEng. – VZÚ Plzeň

PROGRAMOVÝ VÝBOR

Prof. Ing. Petr Zuna, CSc. D. Eng.h.c., FEng. – ČVUT v Praze, FS, IA ČR
Dr. Ing. Pavel Polach, FEng. – VZÚ Plzeň
Prof. Ing. František Hrdlička, CSc., FEng. – ČVUT v Praze, FS
Mgr. Aleš Laciok, MBA, FEng. – ČEZ, a. s.
Ing. Radovan Šťastný – ČEZ, a. s.
Ing. Jan Zdebor, CSc., FEng. – ZČU v Plzni, FS
Ing. Martin Krondřák, Ph.D. – ÚJV Řež, a. s.

ORGANIZAČNÍ VÝBOR

Jana Miksanová – VZÚ Plzeň
Lenka Lopatková – VZÚ Plzeň

GENERÁLNÍ PARTNEŘI



ÚJV Řež, a. s.

HLAVNÍ PARTNEŘI



RAP s.r.o.
eo



MEDIÁLNÍ PARTNEŘI

all-for **power**

je

ODBORNÁ TÉMATA A GARANTI KONFERENCE (PŮVODNÍ)

ÚTERÝ 29. 9. 2020 (ODPOLEDNE)

1. BLOK PŘEDNÁŠEK

Perspektivní přístupy pro zdokonalování komponent energetických zařízení & Problematika mechaniky komponent energetických zařízení
Garant: Ing. Jan Zdebor, CSc., FEng.

2. BLOK PŘEDNÁŠEK

Problematika oběžných lopatek & Projekty VaV
Garant: Dr. Ing. Pavel Polach, FEng.

STŘEDA 30. 9. 2020 (DOPOLEDNE)

1. BLOK PŘEDNÁŠEK

Materiálové inženýrství
Garant: prof. Ing. Petr Zuna, CSc. D.Eng.h.c., FEng.

2. BLOK PŘEDNÁŠEK

Degradace mechanických vlastností konstrukčních materiálů
Garant: Ing. Šárka Houdková, Ph.D.

ČTVRTEK 1. 10. 2020 (DOPOLEDNE)

1. BLOK PŘEDNÁŠEK

Provoz (klasických tepelných) elektráren & Povrchové úpravy komponent energetických zařízení
Garant: Ing. Radovan Štastný

2. BLOK PŘEDNÁŠEK

Problematika primárního okruhu jaderných elektráren & Revize energetických zařízení
Garant: Ing. Martin Kronďák, Ph.D.

ODBORNÁ TÉMATA ONLINE KONFERENCE

ÚTERÝ 29. 9. 2020 (ODPOLEDNE)

1. BLOK PŘEDNÁŠEK

Problematika mechaniky komponent energetických zařízení & Projekty VaV

2. BLOK PŘEDNÁŠEK

Provoz (klasických tepelných) elektráren & Povrchové úpravy komponent energetických zařízení

STŘEDA 30. 9. 2020 (DOPOLEDNE)

1. BLOK PŘEDNÁŠEK

Degradace mechanických vlastností konstrukčních materiálů

2. BLOK PŘEDNÁŠEK

Problematika primárního okruhu jaderných elektráren

PŘEDMLUVA PROFESORA PETRA ZUNY

Vážené kolegyně, vážení kolegové,

dovolte, abych Vás tímto netradičním způsobem pozdravil u příležitosti zahájení „konference v Srní“, a to jménem pořadatelů i celého přípravného výboru. Do poslední chvíle jsme věřili, že se podaří konferenci uspořádat tak, jak jsme již po řadu let zvyklí. Bohužel koronavirus nám to překazil.

Konferenci jsme přesto úplně nezrušili, koná se však pouze distanční formou. Děkuji Vám všem za účast, podporu i pochopení.

Sborníky podle původního programu obdrží všichni přednášející. Všechny příspěvky jsou kvalitní a jsem přesvědčen, že Vás obohatí i potěší. Věřím, že se v příštím roce sejdeme opět tradičně v Srní.

Pozdrav všem

Petr Zuna

PŘEDMLUVA ŘEDITELE VZÚ PLZEŇ

Vážené dámy, vážení pánové,

úvodem bych velmi rád poděkoval kolegům, autorům odborných příspěvků i velkému množství pravidelných účastníků konference v Srní za obrovskou míru entuziasmu a podpory při přípravě a organizaci letošního ročníku.

Tento rok sebou přinesl množství nejistot, se kterými jsme se nemuseli v předchozích letech potýkat. Od úvodních příprav konference v jarních měsících jsme zvažovali také variantu kompletního zrušení letošního ročníku. Vždy, když jsme stáli před rozhodnutím, zda přípravy ukončit se objevil nový impuls, ať už velké množství abstraktů příspěvků, nebo podpora pravidelných účastníků konference, který nás motivoval v přípravě pokračovat. V současné chvíli, kdy nás od plánovaného termínu konference dělí pouze několik dnů, pevně věřím, že rozhodnutí konferenci realizovat, i když tentokrát netradičně v digitální podobě, bylo rozhodnutí správné.

Zájem o téma životnosti a spolehlivost provozu energetických zařízení potvrzuje množství odborných příspěvků, které jsme v letošním roce do programu zařadili. Sborník obsahuje celkem 46 příspěvků.

Vzhledem k digitální formě nebudou předneseny všechny příspěvky, které byly původně plánovány, a konference bude pouze dvoudenní. Úterní program je věnován problematice mechaniky komponent energetických zařízení, projektům VaV, provozu (klasických tepelných) elektráren a povrchovým úpravám komponent energetických zařízení. Středeční blok přednášek bude zahájen sekcí zaměřenou na degradaci mechanických vlastností konstrukčních materiálů, závěr konference bude patřit problematice primárního okruhu jaderných elektráren.

Závěrem mi dovoluji jménem organizačního týmu a programového výboru konference poděkovat všem partnerům, kteří výrazně přispěli ke konání tohoto ročníku v netradiční digitální podobě a Vám, drahým kolegům, popřát, aby i letošní konference, výjimečně bez Srní, byla pro Vás odborně přínosná a obohacující.

Stanislav Martínek

ONLINE PROGRAM 15. ROČNÍKU KONFERENCE ZVYŠOVÁNÍ ŽIVOTNOSTI KOMPONENT ENERGETICKÝCH ZAŘÍZENÍ V ELEKTRÁRNÁCH

Úterý, 29. září 2020

Zahájení konference, 13.00

Úvod a zahájení konference: S. Martínek (VZÚ Plzeň)
Organizační pokyny, moderování celého průběhu: P. Polach

1. odpolední blok přednášek, 13.30 – 15.15

13.30 – 13.45	Z. Kubín a K. Liška, Využití neuronových sítí k predikci a nalezení anomálií
13.45 – 14.00	M. Schuster, Klastr a simulace proudění s pohyblivou zónou
14.00 – 14.15	V. Novotný, Seizmický koncept JE Mochovce 1,2 a řešení seizmického přehodnocení vybraných komponent
14.15 – 14.30	M. Nesládek a kol., Analýza šíření trhlin rotoru nízkotlaké části parní turbíny
14.30 – 14.45	P. Mareš a kol., Výsledky řešení projektu Lopatky turbín – příčiny a předcházení poruchám
14.45 – 15.00	J. Brom a kol., VaV projekty CVŘ s.r.o. pro oblasti nedestruktivních metod a povrchových úprav
15.00 – 15.15	P. Polach a kol., Významné výsledky řešení projektu CESEN

2. odpolední blok přednášek, 15.40 – 17.45

15.40 – 16.00	Prezentace společnosti PAPco s.r.o.
16.00 – 16.15	J. Marková a kol., Metodiky pro optimalizaci diagnostiky a údržby zařízení výrobních bloků
16.15 – 16.30	J. Lazar a kol., Výpočet creepového poškození svorníků tělesa parní turbíny
16.30 – 16.45	Š. Houdková a kol., Povrchové úpravy komponent v JE a KE
16.45 – 17.00	D. Braha, Ochranné povlaky teplosměnných ploch v kotlů
17.00 – 17.15	Z. Veselka a kol., Hodnocení měděného nástřiku naneseného metodou Cold Spray na ocel pro návrh obalového souboru hlubinného úložiště
17.15 – 17.30	O. Frýbort a kol., Stav vývoje tepelných sCO ₂ oběhů
17.30 – 17.45	S. Štarman, Představení společnosti STARMANS electronics, s.r.o.

Středa, 30. září 2020

1. dopolední blok přednášek, 8.30 – 10:00

8.30 – 8.45	T. Šobová a A. Kobzová, Odstraňování korozních produktů z parogenerátoru pomocí polyakrylové kyseliny
8.45 – 9.00	J. Strejcius a kol. 1, Technologie Laser Shot Peening pro opravu turbínových lopatek poškozených důlkovou korozi
9.00 – 9.15	J. Strejcius a kol. 2, Korozně únavové vlastnosti oceli COR 13/4 pro komponenty vodních turbín
9.15 – 9.30	J. Veselá a kol., Prvotní výsledky diagnostiky creepového poškození svarového spoje ultrazvukem
9.30 – 9.45	J. Hodač a J. Veselá, Vývoj realistických vad pro zkušební tělesa
9.45 – 10.00	Z. Kuboň a L. Kander, Vliv heterogenity mikrostruktury na vlastnosti a creepovou odolnost tlustostěnné parovodní trubky z oceli P92

2. dopolední blok přednášek, 10.30 – 11.45

10.30 – 10.45	M. Blaha a T. Růžička, Specifika modelování systémů technické vody důležité na JE Dukovany s ohledem na změny hydrauliky v důsledku jejich zanášení
10.45 – 11.00	M. Krpec a kol., Analýza příčin poškození oběžného kola čerpadla v JE Temelín
11.00 – 11.15	J. Žďárek a kol., Co prověřit u nových JE z hlediska zvládnutí těžké havárie
11.15 – 11.30	M. Pulc a kol., Odvod vodíku ze systému kompenzace objemu
11.30 – 11.45	J. Ertl, Expertní tým PŘS PG – degradace teplosměnné plochy PG EDU

Ukončení konference, 11.45 – 12.00

PŮVODNÍ PROGRAM 15. ROČNÍKU KONFERENCE

Úterý, 29. září 2020

Registrace účastníků v hotelu Srní u recepce, 11.00 – 18.00

Oběd v hotelu Srní, 11.15 – 12.15

Zahájení konference (sál v hotelu Šumava), 12.30

Úvod a zahájení konference: S. Martínek (VZÚ Plzeň), P. Zuna (ČVUT v Praze a IA ČR), D. Jiříčka (ÚJV Řež), L. Štěpánek (ČEZ, divize Klasická energetika)
Organizační pokyny: P. Polach

13.00 – 13.15 P. Zuna, Aktuální informace o VaV

1. odpolední blok přednášek – Jan Zdebor (ZČU v Plzni, FS), 13.15 – 15.15

13.15 – 13.30 Prezentace společnosti ÚJV Řež, a. s.

13.30 – 13.45 T. Vlasák a kol., Vliv technologie 3D tisku na vlastnosti materiálu INC 718

13.45 – 14.00 V. Novotný, Seismický koncept JE Mochovce 1,2 a řešení seismického přehodnocení vybraných komponent

14.00 – 14.15 M. Ruchař a I. Martinec, Pohon typu LKP-M/4: nejnovější pohon řídicích tyčí ze ŠKODA JS a.s.

14.15 – 14.30 M. Schuster, Klastr a simulace proudění s pohyblivou zónou

14.30 – 14.45 Z. Kubín a K. Liška, Využití neuronových sítí k predikci a nalezení anomálií

14.45 – 15.00 M. Blaha a T. Růžička, Specifika modelování systémů technické vody důležité na JE Dukovany s ohledem na změny hydrauliky v důsledku jejich zanášení

15.00 – 15.15 O. Frýbort a kol., Stav vývoje tepelných sCO₂ oběhů

Občerstvení, 15.15 – 15.40

2. odpolední blok přednášek – Pavel Polach (VZÚ Plzeň), 15.40 – 18.00

15.40 – 16.00 Prezentace společnosti PAPco s.r.o.

16.00 – 16.15 M. Krpec a kol., Analýza příčin poškození oběžného kola čerpadla v JE Temelín

16.15 – 16.30 M. Nesládek a kol., Analýza šíření trhlin rotoru nízkotlaké části parní turbíny

16.30 – 16.45 J. Vlasák a Z. Ruml, Zvyšování životnosti nízkotlakých lopatek parních turbín pracujících v prostředí mokré páry

16.45 – 17.00 T. Glusa, Aplikace návaru náběžných hran oběžných lopatek koncových stupňů parní turbíny

17.00 – 17.15 J. Strejcius a kol. 1, Technologie Laser Shot Peening pro opravu turbínových lopatek poškozených důlkovou korozi

17.15 – 17.30 P. Mareš a kol., Výsledky řešení projektu Lopatky turbín – příčiny a předcházení poruchám

17.30 – 17.45 J. Brom a kol., VaV projekty CVŘ s.r.o. pro oblasti nedestruktivních metod a povrchových úprav

17.45 – 18.00 P. Polach a kol., Významné výsledky řešení projektu CESEN

Slavnostní večeře v hotelu Srní, 19.00

Středa, 30. září 2020

Snídaně v hotelu Srní, 7.15 – 8.15

1. dopolední blok přednášek – Petr Zuna (ČVUT v Praze, FS, IA ČR), 8.30 – 10.45

8.30 – 8.45	M. Kryková a M. Arnoult Růžičková, Evropský program vývoje SCWR a kvalifikace konstrukčních materiálů pro bloky chlazené superkritickou vodou
8.45 – 9.00	P. Ducháček a kol., Aspekty ovlivňující stanovení obsahu delta feritu v austenitických korozivzdorných ocelích
9.00 – 9.15	V. Smola a kol., Vazba mezi zkřehnutím ocele HR3C a mikrostrukturními změnami způsobenými teplotní expozicí
9.15 – 9.30	M. Junek a kol., Precipitace Lavesovy fáze v tepelně ovlivněné oblasti heterogenního svarového spoje ocelí P91 P92
9.30 – 9.45	M. Svobodová a kol., Vliv technologických úprav na korozní chování austenitické oceli Sanicro 25
9.45 – 10.00	T. Šobová a A. Kobzová, Odstraňování korozních produktů z parogenerátoru pomocí polyakrylové kyseliny
10.00 – 10.15	J. Strejcius a kol. 2, Korozně únavové vlastnosti oceli COR 13/4 pro komponenty vodních turbín
10.15 – 10.30	I. Schnablová a kol., Analýza vlivu regeneračního žíhání na mechanické vlastnosti materiálů vnitřních částí reaktoru VVER 440
10.30 – 10.45	J. Veselá a kol., Prvotní výsledky diagnostiky creepového poškození svarového spoje ultrazvukem

Občerstvení, 10.45 – 11.15

2. dopolední blok přednášek – Šárka Houdková (VZÚ Plzeň), 11.15 – 13.15

11.15 – 11.30	S. Veselý, Vliv obvodové nerovnoměrnosti teplot v plamenci a teplotního namáhání tělesa hořáku spalovací turbíny na životnost
11.30 – 11.45	J. Čmakal a kol., Vytipování zkřehlých částí VT parovodu odběrem strukturních replik
11.45 – 12.00	V. Sklenička a kol., Porušení a lom při creepu povlakové slitiny Zr1%Nb pro reaktory typu VVER
12.00 – 12.15	J. Horváth a kol., Vliv degradačního stárnutí na změny modulu pružnosti a Poissonova poměru pro ocel SUPER304H
12.15 – 12.30	Z. Kuboň a L. Kander, Vliv heterogenity mikrostruktury na vlastnosti a creepovou odolnost tlustostěnné parovodní trubky z oceli P92
12.30 – 12.45	E. Chvostová a kol., Porovnání výsledků lomové houževnatosti získaných pomocí standardních a miniaturizovaných zkušebních těles
12.45 – 13.00	J. Mlnařík a kol., Inovativní zařízení pro měření hloubky trhlin střídavou potenciálovou metodou
13.00 – 13.15	J. Hodač a J. Veselá, Vývoj realistických vad pro zkušební tělesa

Oběd v hotelu Srní, 13.30 – 14.30

Večeře, společenský večer v sále hotelu Srní
(bowlingový turnaj o pohár ředitele společnosti VZÚ Plzeň) – od 18.30

Čtvrtek, 1. října 2020

Snídaně v hotelu Srní, 7.15 – 8.15

1. dopolední blok přednášek – Radovan Šťastný (ČEZ, a. s.), 8.30 – 10.30

8.30 – 8.45	J. Marková a kol., Metodiky pro optimalizaci diagnostiky a údržby zařízení výrobních bloků
8.45 – 9.00	M. Holický, Stanovení únavové degradace a životnosti energetických zařízení
9.00 – 9.15	J. Lazar a kol., Výpočet creepového poškození svorníků tělesa parní turbíny
9.15 – 9.30	Š. Houdková a kol., Povrchové úpravy komponent v JE a KE
9.30 – 9.45	D. Braha, Ochranné povlaky teplosměnných ploch v kotlů
9.45 – 10.00	L. Pilsová a kol., Analýza aplikace sonických metalických nástřiků na bázi Ni-Cr
10.00 – 10.15	Z. Veselka a kol., Hodnocení měděného nástřiku naneseného metodou Cold Spray na ocel pro návrh obalového souboru hlubinného úložiště
10.15 – 10.30	M. Palán a kol., Kvalifikace postupů ve vztahu k žárově stříkaným součástem pro oblast jaderné energetiky

Občerstvení, 10.30 – 11.00

2. dopolední blok přednášek – Martin Kronďák (ÚJV Řež, a. s.), 11.00 – 12.15

11.00 – 11.15	P. Cvešpr, LTOs – mobilní podpora revizních činností pro tlaková zařízení
11.15 – 11.30	J. Žďárek a kol., Co prověřit u nových JE z hlediska zvládnání těžké havárie
11.30 – 11.45	T. Soukup, Příprava, vývoj a osvojení technologie opravy nátrubku primárního potrubí
11.45 – 12.00	M. Pulc a kol., Odvod vodíku ze systému kompenzace objemu
12.00 – 12.15	J. Ertl, Expertní tým PŘS PG – degradace teplosměnné plochy PG EDU

Oficiální ukončení konference, 12.15 – 12.30

Oběd v hotelu Srní, 12.45 – 13.45

Poster

V průběhu přestávek

J. Berka a kol., Energetické okruhy s oxidem uhličitým

OBSAH

ODBORNÍ GARANTI	III
PROGRAMOVÝ VÝBOR	III
ORGANIZAČNÍ VÝBOR	III
GENERÁLNÍ PARTNEŘI	IV
HLAVNÍ PARTNEŘI	IV
MEDIÁLNÍ PARTNEŘI	V
ODBORNÁ TÉMATA A GARANTI KONFERENCE (PŮVODNÍ)	VI
ODBORNÁ TÉMATA ONLINE KONFERENCE	VII
PŘEDMLUVA PROFESORA PETRA ZUNY	VIII
PŘEDMLUVA ŘEDITELE VZÚ PLZEŇ	IX
ONLINE PROGRAM 15. ROČNÍKU KONFERENCE ZVYŠOVÁNÍ ŽIVOTNOSTI KOMPONENT ENERGETICKÝCH ZAŘÍZENÍ V ELEKTRÁRNÁCH	X
PŮVODNÍ PROGRAM 15. ROČNÍKU KONFERENCE.....	XII
OBSAH	XV
VLIV TECHNOLOGIE 3D TISKU NA VLASTNOSTI MATERIÁLU INC 718	1
EFFECT OF TECHNOLOGY 3D PRINTING MATERIAL PROPERTIES INC 718	1
TOMÁŠ VLASÁK, ŠÁRKA NEUMANNOVÁ, JAN KEC, ADAM POLOCH, IVO ČERNÝ A MIROSLAV ZETEK	1
SEIZMICKÝ KONCEPT JE MOCHOVCE 1,2 A ŘEŠENÍ SEIZMICKÉHO PŘEHODNOCENÍ VYBRANÝCH KOMPONENT 5 SEISMIC CONCEPT OF NUCLEAR POWER PLANT MOCHOVCE 1,2 AND SEISMIC RE-EVALUATION OF SELECTED COMPONENTS.....	5
VÁCLAV NOVOTNÝ	5
POHON TYPU LKP-M/4: NEJNOVĚJŠÍ POHON ŘÍDICÍCH TYČÍ ZE ŠKODA JS A.S.	11
CRDM TYPE LKP-M/4: THE NEWEST CONTROL ROD DRIVE MECHANISM FROM ŠKODA JS A.S.	11
MILOSLAV RUCHAŘ A IGOR MARTINEC.....	11
KLASTR A SIMULACE PROUDĚNÍ S POHYBLIVOU ZÓNOU.....	15
CLUSTER AND FLOW SIMULATION WITH A MOVING ZONE	15
MILAN SCHUSTER	15
VYUŽITÍ NEURONOVÝCH SÍTÍ K PREDIKCI A NALEZENÍ ANOMÁLIÍ.....	21
USE OF NEURONAL NETWORKS FOR PREDICTION AND DETECTION OF ANOMALIES	21
ZDENĚK KUBÍN A KAREL LIŠKA.....	21
SPECIFIKA MODELOVÁNÍ SYSTÉMŮ TECHNICKÉ VODY DŮLEŽITÉ NA JE DUKOVANY S OHLEDEM NA ZMĚNY HYDRAULIKY V DŮSLEDKU JEJICH ZANÁŠENÍ.....	25
SPECIFICS OF MODELLING OF ESSENTIAL SERVICE WATER CIRCUITS AT DUKOVANY NPP WITH REGARD TO CHANGES IN THEIR HYDRAULICS CAUSED BY FOULING PROCESS	25
MARTIN BLAHA A TOMÁŠ RŮŽIČKA.....	25
STAV VÝVOJE TEPELNÝCH SCO2 OBĚHŮ	31
STATE OF DEVELOPMENT OF THERMAL SCO2 CYCLES	31
OTAKAR FRÝBORT, TOMÁŠ MELICHAR A PETR HÁJEK	31

ANALÝZA PŘÍČIN POŠKOZENÍ OBĚŽNÉHO KOLA ČERPADLA V JE TEMELÍN	37
ANALYSIS OF THE CAUSES OF IMPELLER DAMAGE IN NPP TEMELÍN	37
MIROSLAV KRPEC, DANA TONAROVÁ, PETR BRABEC A MAREK POSTLER.....	37
ANALÝZA ŠÍŘENÍ TRHLIN ROTORU NÍZKOTLAKÉ ČÁSTI PARNÍ TURBÍNY	45
FATIGUE CRACK GROWTH ANALYSIS OF THE LOW-PRESSURE ROTOR OF THE STEAM TURBINE	45
MARTIN NESLÁDEK, JIŘÍ KUŽELKA, MILAN RŮŽIČKA A PETR MĚŠŤÁNEK	45
ZVYŠOVÁNÍ ŽIVOTNOSTI NÍZKOTLAKÝCH LOPATEK PARNÍCH TURBÍN PRACUJÍCÍCH V PROSTŘEDÍ MOKRÉ PÁRY	51
INCREASING LIFETIME OF STEAM TURBINE LOW-PRESSURE BLADES OPERATED IN WET STEAM REGION	51
JAKUB VLASÁK A ZDENĚK RUML	51
APLIKACE NÁVARU NÁBĚŽNÝCH HRAN OBĚŽNÝCH LOPATEK KONCOVÝCH STUPŇŮ PARNÍ TURBÍNY	57
APPLICATION OF SURFACING ON LEADING EDGES OF ROTOR BLADES OF STEAM TURBINE OUTPUT CASCADES	57
TOMÁŠ GLUSA	57
TECHNOLOGIE LASER SHOCK PEENING PRO OPRAVU TURBÍNOVÝCH LOPATEK POŠKOZENÝCH DŮLKOVOU KOROZÍ.....	63
LASER SHOCK PEENING TECHNOLOGY FOR REPAIRING TURBINE BLADES DAMAGED BY PITTING CORROSION	63
JOSEF STREJCIUS, ZBYNĚK ŠPIRIT, JAN BRAJER A JAN KAUFMAN	63
VÝSLEDKY ŘEŠENÍ PROJEKTU LOPATKY TURBÍN – PŘÍČINY A PŘEDCHÁZENÍ PORUCHÁM	69
RESULTS OF PROJECT THE TURBINE BLADES – CAUSES AND PREVENTION OF FAULTS.....	69
PAVEL MAREŠ, JAN PATERA, JOSEF KASL A PAVEL KŮS	69
VAV PROJEKTY CVŘ PRO OBLASTI NEDESTRUKTIVNÍCH METOD A POVRCHOVÝCH ÚPRAV	75
R & D PROJECTS FOR NON-DESTRUCTIVE METHODS AND SURFACE TREATMENT	75
JAROSLAV BROM, PAVEL MAREŠ, JANA VESELÁ, JAN PATERA A MICHAL CHOCHOLOUŠEK	75
VÝZNAMNÉ VÝSLEDKY ŘEŠENÍ PROJEKTU CESEN.....	81
SIGNIFICANT RESULTS OF THE CESEN PROJECT SOLVING.....	81
PAVEL POLACH, MICHAELA PRANTNEROVÁ, ŠÁRKA HOUDKOVÁ, JAN SCHUBERT A PETR POLCAR.....	81
EVROPSKÝ PROGRAM VÝVOJE SCWR A KVALIFIKACE KONSTRUKČNÍCH MATERIÁLŮ PRO BLOKY CHLAZENÉ SUPERKRITICKOU VODOU	87
EUROPEAN SCWR RESEARCH AND DEVELOPMENT PROGRAMME AND QUALIFICATION OF CONSTRUCTIONAL MATERIALS FOR SUPERCRITICAL WATER-COOLED POWER INSTALLATIONS	87
MARKÉTA KRYKOVÁ A MARIANA ARNOULT RŮŽIČKOVÁ.....	87
ASPEKTY OVLIVŇUJÍCÍ STANOVENÍ OBSAHU DELTA FERITU V AUSTENITICKÝCH KOROZIVZDORNÝCH OCELÍCH	93
ASPECTS INFLUENCING THE DETERMINATION OF DELTA FERRITE CONTENT IN AUSTENITIC STAINLESS STEELS	93
PETR DUCHÁČEK, MAREK PALÁN A ZDENĚK ČANČURA	93
VAZBA MEZI ZKŘEHNUTÍM OCELE HR3C A MIKROSTRUKTURNÍMI ZMĚNAMI ZPŮSOBENÝMI TEPLOTNÍ EXPOZICÍ	99
RELATION BETWEEN EMBRITTLEMENT AND MICROSTRUCTURE CHANGES IN STEEL HR3C CAUSED BY HEAT EXPOSITION	99

VOJTĚCH SMOLA, JAKUB HORVÁTH, JIŘÍ JANOVEC, LUCIE PILSOVÁ A MARIE HORVÁTHOVÁ	99
PRECIPITACE LAVESOVY FÁZE V TEPELNĚ OVLIVNĚNÉ OBLASTI HETEROGENNÍHO SVAROVÉHO SPOJE OCELI P91 A P92	103
PRECIPITATION OF LAVES PHASE IN HEAT AFFECTED ZONE OF WELDED P91 AND P92 STEELS	103
MICHAL JUNEK, MARIE SVOBODOVÁ A JAKUB HORVÁTH	103
VLIV TECHNOLOGICKÝCH ÚPRAV NA KOROZNÍ CHOVÁNÍ AUSTENITICKÉ OCELI SANICRO 25	109
EFFECT OF TECHNOLOGICAL MODIFICATIONS ON CORROSION BEHAVIOUR OF AUSTENITIC SANICRO 25 STEEL	109
MARIE SVOBODOVÁ, IRENA ANDRŠOVÁ A JAN HRUŠKA	109
ODSTRAŇOVÁNÍ KOROZNÍCH PRODUKTŮ Z PAROGENERÁTORU POMOCÍ POLYAKRYLOVÉ KYSELINY.....	115
REMOVAL OF CORROSION PRODUCTS FROM STEAM GENERATOR USING POLYACRYLIC ACID.....	115
TEREZA ŠOBOVÁ A ALENA KOBZOVÁ	115
KOROZNĚ ÚNAVOVÉ VLASTNOSTI OCELI COR 13/4 PRO KOMPONENTY VODNÍCH TURBÍN.....	119
CORROSION FATIGUE PROPERTIES OF STEEL COR 13/4 FOR WATER TURBINE COMPONENTS.....	119
JOSEF STREJCIUS, ZBYNĚK ŠPIRIT, ZDENĚK FULÍN A MICHAL CHOCHOLOUŠEK.....	119
ANALÝZA VLIVU REGENERAČNÍHO ŽIHÁNÍ NA MECHANICKÉ VLASTNOSTI VNITŘNÍCH ČÁSTÍ REAKTORU VVER 440.....	125
THE ANALYSIS OF THERMAL ANNEALING ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF VVER 440 TYPE REACTOR INTERNALS	125
IVANA SCHNABLOVÁ, RADIM KOPŘIVA, KATEŘINA RUSŇÁKOVÁ A ALEŠ MATERNA.....	125
PRVOTNÍ VÝSLEDKY DIAGNOSTIKY CREEPOVÉHO POŠKOZENÍ SVAROVÉHO SPOJE ULTRAZVUKEM	131
PRIMARY RESULTS OF CREEP DAMAGE DIAGNOSTICS OF WELDED JOINT USING ULTRASONIC TECHNIQUE. 131	
JANA VESELÁ, PAVEL MAREŠ A ZBYNĚK ŠPIRIT	131
VLIV OBVODOVÉ NEROVNOMĚRNOSTI TEPLOT V PLAMENCI A TEPLOTNÍHO NAMÁHÁNÍ TĚLESA HOŘÁKU SPALOVACÍ TURBÍNY NA ŽIVOTNOST	137
INFLUENCE OF UNEVEN TEMPERATURES IN THE CIRCUMFERENTIAL DIRECTION IN THE COMBUSTION CHAMBER AND OF THERMAL STRESSES OF THE BURNER BODY OF THE GAS TURBINE ON THE SERVICE LIFE 137	
STANISLAV VESELÝ.....	137
VYTIPOVÁNÍ ZKŘEHLÝCH ČÁSTÍ VT PAROVODU ODBĚREM STRUKTURNÍCH REPLIK	141
SELECTION OF BRITTLE PARTS OF THE VT STEAM PIPELINE BY TAKING STRUCTURAL REPLICAS	141
MARIE SVOBODOVÁ, JOSEF ČMAKAL, MICHAL JUNEK A MARIE KVAPILOVÁ.....	141
PORUŠENÍ A LOM PŘI CREEPU POVLAKOVÉ SLITINY ZR1%NB PRO REAKTORY TYPU VVER.....	147
DAMAGE AND FRACTURE IN CREEP OF A CLADDING ALLOY ZR1%NB OF THE VVER REACTOR-TYPE.....	147
VÁCLAV SKLENIČKA, PETR KRÁL, KVĚTA KUČAŘOVÁ, MARIE KVAPILOVÁ A JIŘÍ DVOŘÁK	147
VLIV DEGRADAČNÍHO STÁRNUTÍ NA ZMĚNY MODULU PRUŽNOSTI A POISSONOVA POMĚRU PRO OCEL SUPER304H	153
INFLUENCE OF DEGRADATION AGING ON CHANGES IN THE MODULE OF FLEXIBILITY AND POISSON RATIO FOR SUPER304H STEEL	153
JAKUB HORVÁTH, LADISLAV HORVÁTH, EVA CHVOSTOVÁ, MARIE HORVÁTHOVÁ, VOJTĚCH SMOLA A LUCIE PILSOVÁ.....	153
VLIV HETEROGENITY MIKROSTRUKTURY NA VLASTNOSTI A CREEPOVOU ODOLNOST TLUSTOSTĚNNÉ PAROVODNÍ TRUBKY Z OCELI P92	157

INFLUENCE OF MICROSTRUCTURE HETEROGENEITY ON PROPERTIES AND CREEP RESISTANCE OF THICK-WALLED STEAM PIPE MADE OF P92 STEEL	157
ZDENĚK KUBOŇ A LADISLAV KANDER	157
POROVNÁNÍ VÝSLEDKŮ LOMOVÉ HOUŽEVNATOSTI ZÍSKANÝCH POMOCÍ STANDARDNÍCH A MINIATURIZOVANÝCH ZKUŠEBNÍCH TĚLES.....	161
COMPARISON OF FRACTURE TOUGHNESS RESULTS OBTAINED BY USING STANDARD AND SUB-SIZED SPECIMENS.....	161
EVA CHVOSTOVÁ, JÁN DŽUGAN, PAVEL KONOPÍK A MARTIN RUND	161
INOVATIVNÍ ZAŘÍZENÍ PRO MĚŘENÍ HLOUBKY TRHLIN STŘÍDAVOU POTENCIÁLOVOU METODOU	165
INNOVATIVE DEVICE FOR MEASURING CRACK DEPTH BY ACPD POTENTIAL METHOD.....	165
JAKUB MLNAŘÍK, JAN KEC A PETR CHUCHVALEC.....	165
VÝVOJ REALISTICKÝCH VAD PRO ZKUŠEBNÍ TĚLESA.....	171
DEVELOPMENT IN REALISTIC DEFECTS FOR TEST SPECIMENS	171
JIŘÍ HODAČ A JANA VESELÁ	171
METODIKY PRO OPTIMALIZACI DIAGNOSTIKY A ÚDRŽBY ZAŘÍZENÍ VÝROBNÍCH BLOKŮ	177
METHODOLOGIES FOR OPTIMISING DIAGNOSTICS AND MAINTENANCE OF DEVICES IN POWER UNITS.....	177
JANA MARKOVÁ, JAN MLČOCH, KAMIL PREŠL, MIROSLAV SÝKORA A KLÁRA ŠŤASTNÁ.....	177
STANOVENÍ ÚNAVOVÉ DEGRADACE A ŽIVOTNOSTI ENERGETICKÝCH ZAŘÍZENÍ	183
ASSESSMENT OF FATIGUE DEGRADATION AND SERVICE LIFE OF POWER-PRODUCING EQUIPMENT	183
MILAN HOLICKÝ.....	183
VÝPOČET CREEPOVÉHO POŠKOZENÍ SVORNÍKŮ TĚLESA PARNÍ TURBÍNY	189
CREEP DAMAGE COMPUTATIONS OF STEAM TURBINE BOLTING	189
JAN LAZAR, PETR POLCAR A KAREL LIŠKA	189
POVRCHOVÉ ÚPRAVY KOMPONENT V JE A KE.....	195
SURFACE PROTECTION OF COMPONENTS IN NUCLEAR AND CONVENTIONAL POWER PLANTS	195
ŠÁRKA HOUDKOVÁ, ZDENĚK ČESÁNEK A PETRA ŠULCOVÁ	195
OCHRANNÉ POVLAKY TEPLSMĚNNÝCH PLOCH V KOTLŮ	201
PROTECTIVE COATINGS OF HEAT EXCHANGING SURFACES OF BOILERS	201
DAVID BRAHA	201
ANALÝZA APLIKACE SONICKÝCH METALICKÝCH NÁSTŘIKŮ NA BÁZI NI-CR	207
THE ANALYSIS OF THE CORRECTIVE NI-CR BASED SONIC COATINGS	207
LUCIE PILSOVÁ, JAKUB HORVÁTH, JIŘÍ JANOVEC, LADISLAV HORVÁTH, MICHAL JUNEK A VOJTĚCH SMOLA	207
HODNOCENÍ MĚDĚNÉHO NÁSTŘIKU NANESENÉHO METODOU COLD SPRAY NA OCEL PRO NÁVRH OBALOVÉHO SOUBORU HLUBINNÉHO ÚLOŽIŠTĚ	211
TESTING OF COPPER COATING COLD SPRAYED ON STEEL SUBSTRATE FOR THE DESIGN OF A DEEP STORAGE NUCLEAR WASTE CONTAINER	211
ZBYNĚK VESELKA, DANA TONAROVÁ A PETR BRABEC	211
KVALIFIKACE POSTUPŮ VE VZTAHU K ŽÁROVĚ STŘÍKANÝM SOUČÁSTEM PRO OBLAST JADERNÉ ENERGETIKY	217
QUALIFICATION OF THERMAL SPRAYING PROCEDURES FOR NUCLEAR INDUSTRY	217

MAREK PALÁN, PETR DUCHÁČEK A ZDENĚK ČANČURA	217
LTOS – MOBILNÍ PODPORA REVIZNÍCH ČINNOSTÍ PRO TLAKOVÁ ZAŘÍZENÍ	221
LTOS – MOBILE DEVICE SUPPORT FOR PRESSURE EQUIPMENT DIAGNOSTICS AND REVISIONS	221
PAVEL CVEŠPR	221
CO PROVĚŘIT U NOVÝCH JE Z HLEDISKA ZVLÁDÁNÍ TĚŽKÉ HAVÁRIE	225
WHAT TO CHECK AT DEVELOPED NPP FROM THE POINT OF VIEW TO MANAGE SEVERE ACCIDENTS	225
JIŘÍ ŽDÁREK, JAN WANDROL, MIROSLAV KOTOUČ, DAVID BÁTĚK A PETR GÁL	225
PŘÍPRAVA, VÝVOJ A OSVOJENÍ TECHNOLOGIE OPRAVY NÁTRUBKU PRIMÁRNÍHO POTRUBÍ	233
PREPARATION, DEVELOPMENT AND REPAIR TECHNOLOGY ADAPTATION OF PRIMARY CIRCUIT NOZZLE	233
TOMÁŠ SOUKUP	233
ODVOD VODÍKU ZE SYSTÉMU KOMPENZACE OBJEMU	239
HYDROGEN DRAINAGE FROM THE PRESSURIZER SYSTEM	239
MARTIN PULC, JIŘÍ SLACH A PAVEL KOSTKA	239
EXPERTNÍ TÝM PŘS PG – DEGRADACE TEPLOSMĚNNÉ PLOCHY PG EDU	243
EXPERT TEAM AMP SG – DEGRADATION OF SG HEAT EXCHANGE TUBES IN DUKOVANY NPP	243
JAKUB ERTL	243
ENERGETICKÉ OKRUHY S OXIDEM UHLIČITÝM	247
CARBON DIOXIDE POWER CYCLES	247
JAN BERKA, OTAKAR FRÝBORT, TOMÁŠ HLINČÍK, ALICE VAGENKNECHTOVÁ A ELIŠKA PURKAROVÁ	247
REJSTŘÍK AUTORŮ	253

ČEZ ESCO

- komplexnost
- inovace
- úspora
- odbornost



Chytrá budoucnost vaší společnosti

**ČEZ ESCO nabízí inovativní a chytrá řešení energií
pro firmy i celá města.**

Naše služby vám umožní stát se energeticky nezávislejší a ekologicky odpovědnější. Provedeme detailní audit a na základě jeho výsledku navrhne optimální projekt. Postaráme se o financování, celkovou realizaci i následnou údržbu a servis.

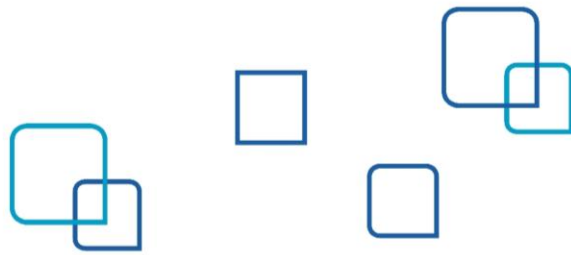
Díky našim zkušenostem a dodávaným technologiím si můžete být jisti, že ČEZ ESCO je investice do budoucna, která přináší chytrá řešení pro vaši společnost.

www.cezesco.cz

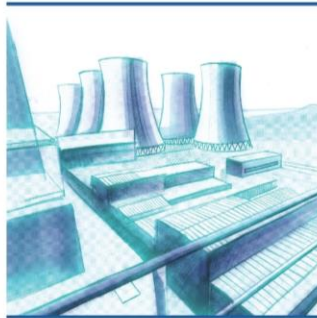


ČEZ ESCO

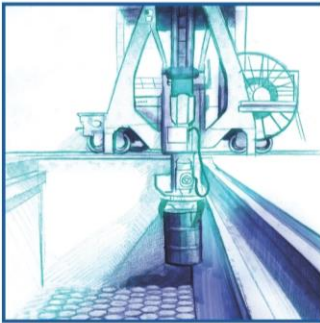
ENERGY
SERVICE
COMPANY



**Bezpečný
a efektivní
provoz
energetických
zařízení**



**Projektování
a související
inženýrské
služby**



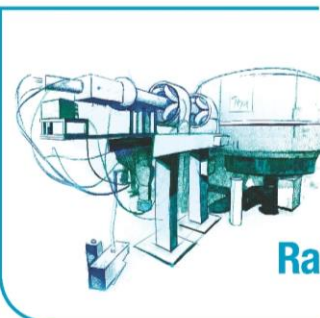
**Nakládání
s radioaktivními
i dalšími
odpady**



**Vyřazování
jaderných
zařízení
z provozu**



**Vodíkové
technologie**



Radiofarmaka





UE UNITED
ENERGY

ST SEVEROČESKÁ
TEPLÁRENSKÁ

společně, jako jeden tým, dodáváme

Teplo
z Komořan

www.ue.cz

www.setep.cz



**TEPLÁRNA
OTROKOVICE**
LAMA energy group

**BEZPEČNÁ
SPOLEHLIVÁ
ENERGIE**

TEPLÁRNA OTROKOVICE a.s.

**výroba a rozvod tepla
výroba elektřiny
obchod s elektřinou**

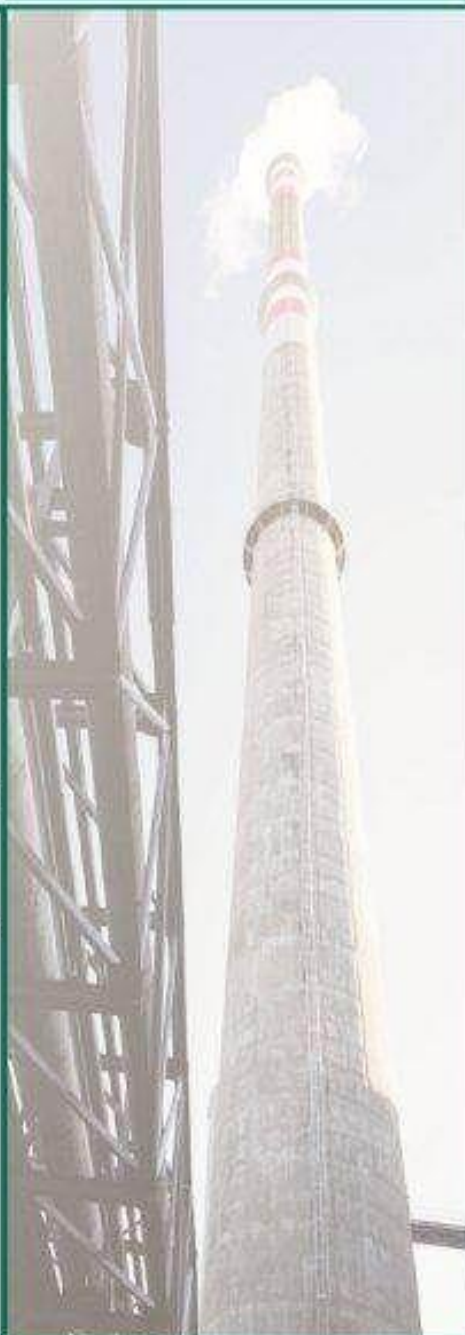
člen skupiny

LAMA ENERGY GROUP

**dodavatel plynu
dodavatel elektřiny
mobilní operátor**

www.tot.cz

www.lamagroup.cz



OLYMPUS

Defektoskop OmniScan® X3



Spolehlivost, kterou můžete zažít

Výjimečné zobrazení a promyšleně navržený software - vyšší standard v přístroji phased array. Přístroje OmniScan jsou známé svojí spolehlivostí a jednoduchostí použití - X3 nabízí ještě lepší vlastnosti pro detekci nejrůznějších vad materiálů.

TFM (Total Focusing Method) a **FMC** (Full Matrix Capture) techniky s podporou **64 elementové aktivní apertury**.

Vylepšené Phased Array zobrazení včetně inovativní **live TFM obálky a simulátoru mapy akustického vlivu** (Acoustic Influence Map - AIM) pro TFM techniku.

Vytvořte si **komplexní skenovací plán v jednom kroku** a ověřte si jeho nastavení pomocí vizualizačních nástrojů. **Sdílejte obraz** ze svého defektoskopu s kolegy použitím Olympus Scientific Cloud.

Olympus a OmniScan jsou registrovanými známkami společnosti Olympus.

Scientific Solutions Division
OLYMPUS CZECH GROUP, S.R.O., ČLEN KONCERNU

Evropská 176/16, 160 41 Praha 6 | Tel.: +420 221 985 211 |
info-industrial@olympus.cz | www.olympus.cz

Více informací na www.olympus-ims.com



STARMANS electronics je inženýrská a výrobní společnost, která poskytuje pokročilé technologické produkty a **řešení pro nedestruktivní testování a vyhodnocení**. Vyvíjíme, navrhujeme a vyrábíme přenosná ultrazvukové zařízení a průmyslové systémy pro ultrazvukovou, infračervenou, magneto-práškovou inspekci a X-ray testování, **Telemetrické systémy, Power systémy na SiC platformě** pro energetická zařízení (např. **vyrovňovací zdroje pro různé typy elektráren**) a dopravní prostředky.

DIO 3000, DIO 3000 LP (mini)

Telemetrická stanice - nově miniaturní verze a bezdrátový monitoring - různé typy senzorů a použití: energetika, plynárenství, vodní hospodářství

Telemetrické stanice v energetice

- je komplexní průmyslový systém používaný pro sběr dat ze senzorů umístěných na důležitých místech turbín pro kontrolu správné polohy hřídele, průhyb hřídele, oscilace, vibrace lopatek, ohyb lopatek a sleduje tak účinnost a zatížení turbín. Cílem je predikce budoucích možných závad turbíny. Grafický barevný displej umožňuje sběr dat a má záznamové zařízení.



Digitální přenosné ultrazvukové defektoskopy

Defectobook® DIO1000 PA nyní umožňuje zobrazování v režimu Phased Array

Digitální ultrazvukový defektoskop Defectobook® DIO1000 PA nyní umožňuje zobrazování v režimu Phased Array. Je kombinací všech funkcí konvenčního ultrazvuku s fázovým posunem. Použitím nejnovější generace elektronických komponent a mikroprocesorů jsme vyrobili nejtenčí, nejlehčí a skutečně přenosný Phased Array přístroj. Standardní konfigurace je s 16 elementovou sondou s možností zakoupit a měřit se sondou s 32 elementy.

HLAVNÍ OBORY POUŽITÍ:

- **Energetika** - austenitické sváry, hnací hřídele, zkoušení lopatek, monitoring transformátorů, izolátorových materiálů izolátorů, monitoring v plynárenství
- **Letectví a kosmonautika** - zkoušení kompozitů
- **Výroba oceli** - velkých odlitků, válcované oceli za tepla a za studena
- **Strojírenství** - sváry a spoje
- **Železnice** - traťové uzly manganové oceli, kola, osy
- **Inspekce potrubí** - svárů, spojů

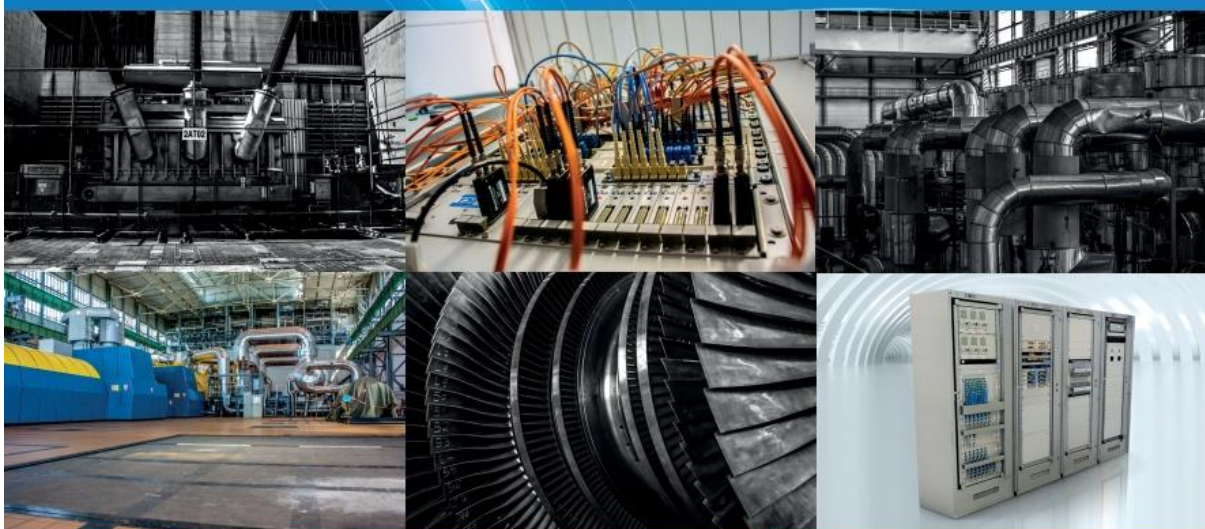




www.tes.eu

Inženýrské služby v jaderné energetice

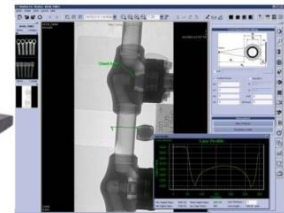
- Servis a údržba zařízení JE
- Deterministické analýzy bezpečnosti
- Monitorovací a diagnostické systémy
- Podpora spouštění a provozu JE
- Podpora jaderného dozoru



TES, s. r. o. | Pražská 597, 674 01 Třebíč | T: +420 568 838 411 | E-mail: tes@tes.eu

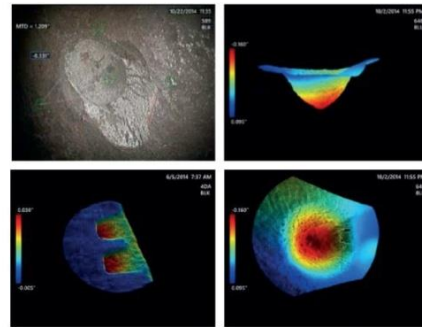
Digitální Rentgenová technika

Online snímání
DDA panely
Systémy digitální
radiografie CR
Rentgenky a
generátory



Endoskopy s 3D zobrazením a měřením

MENTOR Visual IQ
Ca-Zoom® Pan Tilt Zoom kamery



Ultrazvuk

MENTOR UT – mapování koroze
PALM a FLAT Scannery
DMS Go+, USM Go+
Phased Array sondy
Online snímače



Inspekční roboti

Mapování koroze
Kontrola svarů
Visuální kontrola
nedostupných
míst





Člen federace evropských materiálových společností – FEMS

<http://www.csnmt.cz>

Zaměření činnosti a cíle společnosti

ČSNMT, založená v roce 1993, je dobrovolným sdružením individuálních a kolektivních členů (firem, ústavů, vysokých škol a jiných neziskových institucí). Činnost společnosti spočívá zejména v:

- organizování odborných styků, výměně zkušeností a společném řešení odborných problémů
- rozšiřování informací o nových materiálech a technologiích
- podporování a sponzorování výzkumu, vývoje a aplikace nových materiálů a technologií
- organizování transferu nových technologií mezi kolektivními členy společnosti
- podporování a propagování výuky materiálového inženýrství na vysokých školách, včetně postgraduálního doktorského studia
- podporování absolventů vysokých škol na počátku jejich kariéry a v péči o růst jejich tvůrčí způsobilosti
- organizování spolupráce a výměny zkušeností a informací atp. s příbuznými společnostmi v tuzemsku i zahraničí
- řešení národních i mezinárodních projektů výzkumného i nevýzkumného charakteru

Odborné tematické oblasti

Kovy, polymery, sklo a keramika, uhlíkové materiály, materiály pro elektrotechniku a elektroniku, textilní materiály, stavební materiály, biomateriály, nanomateriály a nanotechnologie, povrchové inženýrství, pokrokové technologie výroby a zpracování materiálů, charakterizace a zkoušení materiálů.

Organizační uspořádání společnosti

Organizační struktura ČSNMT je vybudována na principech dobrovolnosti, demokracie a vzájemné spolupráce. Tvoří ji: generální shromáždění členů (1x ročně), statutární orgány, řídicí výbor, kontrolní komise, odborné a tematické skupiny, sekretariát, instituce Ceny ČSNMT.

Hlavní trvalé aktivity

- Vydávání publikace „Průvodce systémem státní podpory výzkumu a vývoje v České republice“
- Vydávání příruček
- Vydávání elektronické publikace „Zpravodaj ČSNMT“
- Spolupořádání mezinárodních konferencí „METAL“, „NANOCON“, konferencí o struktuře materiálů a mikromechanice lomu (MSMF), „COMAT“ a česko-slovenských konferencí „Přínos metalografie pro řešení výrobních problémů“
- Spolupořádání národních konferencí „Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách“ a „Dny tepelného zpracování“
- Organizování účasti českých doktorandů na mezinárodních konferencích Junior Euromat v Lausanne

Mezinárodní spolupráce

- Federation of European Materials Societies (FEMS)
- The European Network of Materials Research Centres (ENMAT)

Sídlo ČSNMT

Novotného lávka 5, 116 68 Praha 1
tel./fax: 221082329, e-mail: csnmt@csnmt.cz



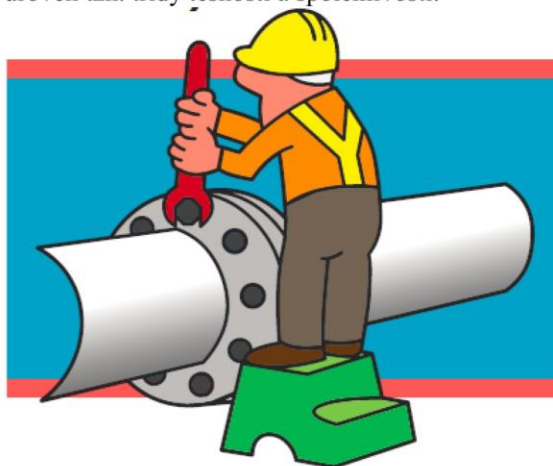
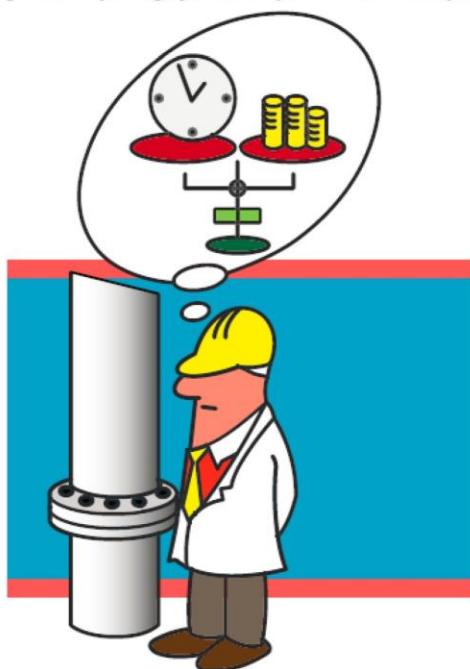
TĚSNĚNÍ & TECHNICKÁ ŘEŠENÍ

KONZULTACE & ODBORNÉ POSUDKY

VÝPOČTY, ZKOUŠKY, KVALIFIKACE & ŠKOLENÍ

Školení personálu pro montáž přírubových spojů podle ČSN EN 1591-4

V dubnu 2014 začal platit nový standard s názvem „Příruby a přírubové spoje – Část 4: Kvalifikace odborné způsobilosti personálu k montáži šroubových spojů v tlakových zařízeních v kritických aplikacích“, který posunuje práci zejména montáž přírubových spojů tlakových zařízení na vyšší úroveň tzn. třídy těsnosti a spolehlivosti.



Nabízíme školení dle tab. 1, 3, 4 a 11 podle této normy pro personál zabývajícího se montáží přírubových spojů a po absolvování školení akreditované ověření této problematiky s odpovídajícím osvědčením (certifikátem odborného personálu).

Pracovníci odpovědní za montáž přírubových spojů musí získat a prokázat odpovídající znalosti a dovednosti. Proto je v normě nastíněn způsob, jak se toho má dosáhnout. Norma řeší kvalifikaci lektora a posuzovatele/zkoušejícího, způsoby výcviku příslušného personálu, stupně a úrovně kvalifikace, efektivnost výcviku, posuzování odborné způsobilosti, získání osvědčení (certifikace), dobu jeho platnosti a prodloužení a zařazení výcviku do systému managementu kvality.

Více na www.techseal.cz/skoleni nebo www.SkoleniMonteru.cz

Provozní bezpečnost a těsnost tlakových zařízení je zásadní prioritou v oblasti bezpečnosti práce, ochrany zdraví, životního prostředí a kvality výroby tzv. HSEQ.

Odborný garant:
Doc. Ing. J. Lukavský, CSc.
*Ústav procesní a zpracovatelské
techniky, fakulta strojní
ČVUT Praha
Technická 4
166 07 PRAHA 6*

tel.: +420 604 443 284

Kontaktní osoby:
Ing. J. Tomáš
Technický úsek

TECHSEAL s.r.o.
Černokostecká 128/161
102 00 PRAHA 10
technici@techseal.cz
tel.: +420 602 337 058

Regionální Technologický Institut

- konstrukce vozidel a pohonných systémů
- modernizace výrobních strojů
- obráběcí technologie
- tvářecí technologie

Laboratoř pro virtuální prototyping
Laboratoř technologického plánování výroby
Laboratoř dílenské metrologie
Laboratoř technologie obrábění
Laboratoř experimentálního obrábění
Laboratoř experimentálního tváření
Metalografická laboratoř
Mechanická zkušebna
Zkušebna komponent dopravních prostředků
Zkušebna provozní pevnosti a únavové životnosti
Laboratoř strojírenských experimentálních metod



Inženýrská akademie České republiky

Inženýrská akademie České republiky, z. s. (IA ČR) je nezávislá organizace – výběrové sdružení fyzických osob. Společným zájmem jejích členů je podpora a rozvoj technických disciplín odrážející technické, ekonomické, sociální, environmentální a kulturní potřeby společnosti. Byla založena v roce 1995 a jejím hlavním úkolem je rozvíjet a propagovat technické vědy, sblížovat výzkumnou sféru se sférou průmyslovou, přispívat ke zvyšování konkurenceschopnosti České republiky a její ekonomiky a dalšímu rozvoji systému technického vzdělávání.

IA ČR využívá odborné znalosti svých členů k vlastnímu výzkumu a poskytování expertních a poradenských služeb v oblasti technických věd. Aktivity odborných sekcí IA ČR pokrývající celé spektrum technických inženýrských oborů a Czech Knowledge Transfer Office zahrnují konzultace a informační činnost týkající se mimo jiné technického výzkumu, vývoje a inovací, mezinárodní výzkumné a technologické spolupráce a legislativy.

Inženýrská akademie oceňuje vynikající výsledky dosažené v oblasti výzkumu, vývoje a inovací. Každoročně od roku 1997 uděluje Cenu IA ČR význačným osobnostem a kolektivům z České republiky i ze zahraničí za vynikající výsledek tvůrčí práce – vynikající realizovaný technický projekt či významný přínos k rozvoji inženýrského výzkumu.

Na mezinárodním poli reprezentuje IA ČR zájmy České republiky jako řádný člen CAETS (International Council of Academies of Engineering and Technological Sciences) a Euro-CASE (European Council of Academies of Applied Sciences, Technologies and Engineering). Inženýrská akademie se podílí na mezinárodních projektech a platformách obou sdružení řešených mezinárodními týmy vysoce kvalifikovaných odborníků, do kterých nominuje své členy a další významné odborníky z České republiky. Výsledky těchto projektů šíří v ČR. V rámci Euro-CASE se podílí na strategickém poradenství pro Evropskou Komisi a další orgány EU.

Inženýrská akademie Vám nabízí své partnerství a spolupráci v oblasti technického vzdělávání, ve výzkumu a vývoji, konzultace a zpracování expertíz.

Kontakt

Inženýrská akademie České republiky, z.s.

Národní 3

110 00 Praha 1

e-mail: eacr@eacr.cz

web: www.eacr.cz

VLIV TECHNOLOGIE 3D TISKU NA VLASTNOSTI MATERIÁLU INC 718

EFFECT OF TECHNOLOGY 3D PRINTING MATERIAL PROPERTIES INC 718

Tomáš Vlasák ^{a)}, Šárka Neumannová ^{a)}, Jan Kec ^{a)}, Adam Poloch ^{a)}, Ivo Černý ^{a)}
a Miroslav Zetek ^{b)}

^{a)} SVÚM a.s., Tovární 2053, 250 88 Čelákovice

^{b)} Západočeská univerzita v Plzni, Fakulta strojní, Univerzitní 2732/8, 301 00 Plzeň

Abstrakt

Technologie 3D tisku je moderní způsob výroby kovových součástí s velkým potenciálem pro uplatnění v mnoha průmyslových odvětvích. Výhodou této metody je možnost dosažení finální podoby i konstrukčně složitých dílů bez dalších technologických operací. Tento příspěvek se zabývá vlivem technologie tisku na mechanické vlastnosti materiálu INC 718.

Abstract

3D printing technology is a modern way of producing metal parts with great potential for application in many industries. The advantage of this method is the possibility of achieving the final form and structurally complex parts without further technological operations. This paper deals with the influence of printing technology on the mechanical properties of INC 718.

Úvod

V tomto příspěvku jsou uvedeny výsledky studia mechanických vlastností materiálu Inconel 718 vyrobeného pomocí metody 3D tisku. Příspěvek se zabývá porovnáním vlastností vzorků s různými směry tisku a jejich srovnáním s konvenčně vyrobeným materiálem.

Experimentální materiál

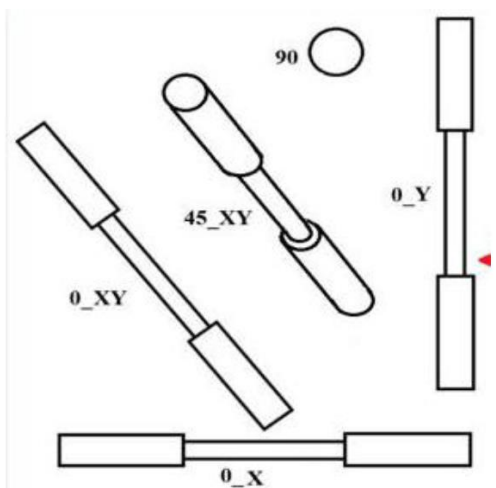
Experimentální materiál byl vyroben metodou DMLS (Direct Metal Laser Sintering). Tento postup zahrnuje postupné nanášení vrstvy kovového prášku a následné roztavení naneseného prášku laserem na základě navrženého 3D modelu. Tento proces je silně orientačně závislý. Na obr. 1 je schematicky znázorněno 5 nejdůležitějších směrů – osy x-y zde vyznačují rovinu, po které se pohyboval paprsek laseru. Směr tisku „90“ byl označen Z a reprezentuje směr tisku kolmý na základní rovinu.

Jedním z nejdůležitějších faktorů, které ovlivňují výsledný tištěný materiál je kvalita vstupního prášku. V tomto případě byl pro výrobu vzorků použit prášek vyráběný rozprašováním roztavené slitiny INC 718.

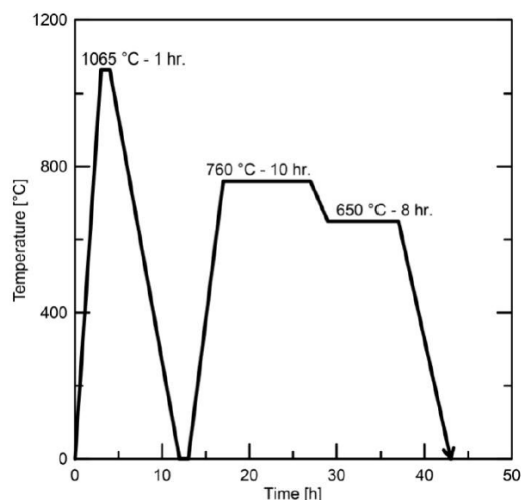
Pro porovnání mechanických vlastností byla použita slitina INC 718 vyráběná tvářením, která měla standardní tepelné zpracování. Jedna část konvenčně vyráběného materiálu byla dodatečně tepelně zpracována – viz obr. 2 a druhá byla ponechána bez dalšího zpracování.

Tepelné zpracování materiálu vyrobeného 3D tiskem mělo stejný časový průběh (obr. 2), jen teploty byly přibližně o 40 až 50 °C vyšší.

V rámci studia se mimo krátkodobých mechanických vlastností, tvrdosti a mikrostruktury zkoumaly také creepové vlastnosti materiálu. Experimentální program byl zaměřen především na orientační závislost mechanických a creepových vlastností.



Obr. 1: Směry tisku



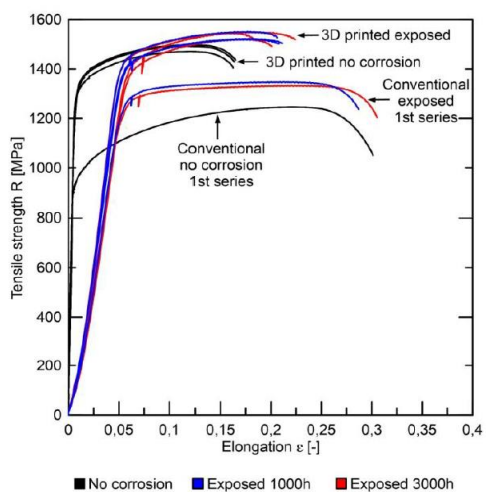
Obr. 2: Tepelné zpracování

Mechanické vlastnosti

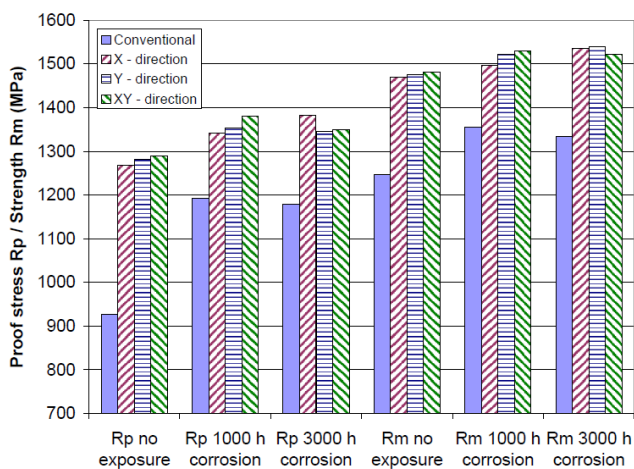
V rámci studia krátkodobých mechanických vlastností byl ověřován vliv expozice v korozní atmosféře při teplotě 650 °C na mechanické vlastnosti [1]. Korozní atmosféra byla směs páry s argonem. Doba expozice v korozní atmosféře byla 1 000 a 3 000 hodin.

Na obr. 3 jsou ukázány deformační křivky získané při tahové zkoušce prováděných při pokojové teplotě. Na obr. 4 jsou hodnoty meze pevnosti a meze kluzu pro jednotlivé skupiny vzorků. Z obou obrázků je zřejmé, že směr tisku neměl na výsledky téměř žádný vliv. Vliv je zřejmý, pokud jde o vzorky vystavené korozní atmosféře, hodnoty exponovaných vzorků jsou ve všech případech vyšší než u vzorků bez předchozí korozní expozice. Doba expozice v korozní atmosféře neměla na výsledky výrazný vliv. Stejný jev můžeme pozorovat u naměřených hodnot tvrdost HV30 – obr. 5. Výsledky korozně exponovaných vzorků mají výrazně vyšší tvrdost, ale směr tisku hodnotu nijak neovlivňuje.

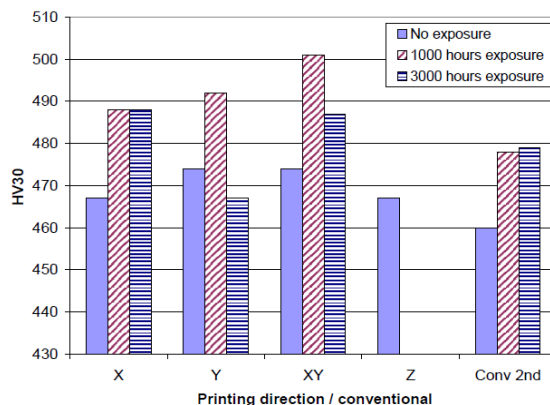
Výsledky jedné skupiny vzorků konvenčně vyráběné oceli jsou nezvykle nízké. Typická hodnota takovéto oceli je přibližně 1 300 MPa nebo vyšší. Tato skupina vzorků byla dodatečně tepelně zpracována – obr. 2, což je pravděpodobně příčina těchto výsledků.



Obr. 3: Deformační křivky získané při zkoušce tahem



Obr. 4: Porovnání mechanických vlastností



Obr. 5: Tvrdost HV30

Creepové vlastnosti

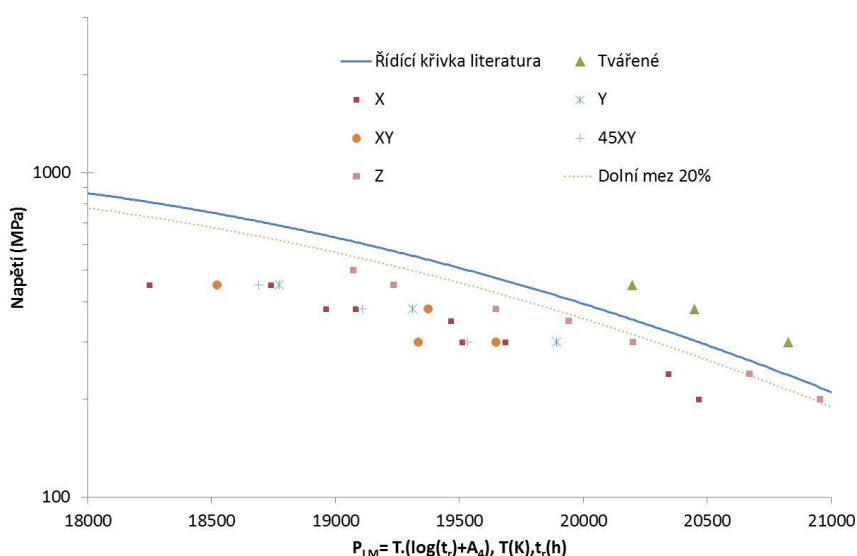
Cílem experimentů bylo porovnání creepových vlastností konvenčně tvářeného materiálu INC 718 a vzorků materiálu INC 718 získaného 3D tiskem s různou technologickou historií.

Pro stanovení parametrů zkoušek byla použita data materiálu HAYNES 718 alloy uvedená na internetových stránkách firmy HAYNES International [2]. Pro vyhodnocení literárních dat byl použit Seifertův model [3] s Larson–Milerovým parametrem, který lze zapsat ve tvaru:

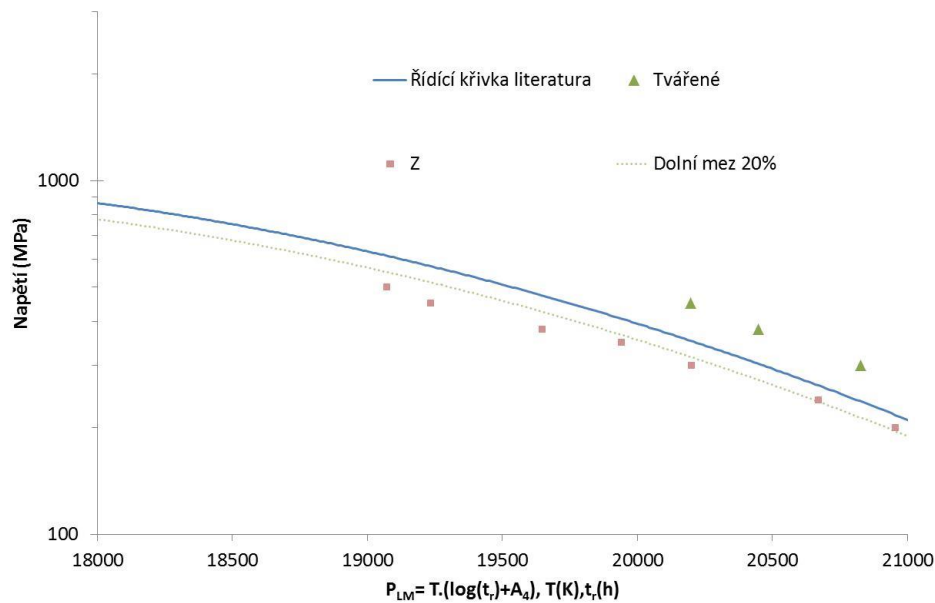
$$\log \sigma = A_1 + A_2 P_{LM} + A_3 P_{LM}^2, \quad (1)$$

kde $P_{LM} = T \cdot (\log(t_r) + A_4)$, σ je napětí (MPa), T je teplota (K), t_r je doba do lomu (h), A_1 až A_4 jsou materiálové konstanty.

Zkoušky tečení probíhaly při teplotách 650 a 700 °C a při napětí v rozmezí 200 až 450 MPa. Na obr. 6 jsou uvedeny všechny výsledky zkoušek v porovnání s křivkou literárních dat a s výsledky konvenčně vyráběného materiálu. Z uvedených výsledků je zřejmé, že pevnost při tečení vzorků získaných 3D tiskem je nižší, než jsou literární data a výrazně nižší než pevnost při tečení konvenčně vyráběné slitiny. Varianta vzorků tištěných v ose Z, se jeví jako nejlepší ze sledovaných variant. Na obr. 7 jsou vyneseny pouze výsledky vzorků Z.



Obr. 6: Porovnání výsledků všech zkoušek s literárními daty



Obr. 7: Porovnání výsledků zkoušek vzorků se směrem tisku Z s literárními daty

Závěr

V článku byly předloženy výsledky experimentálního programu zaměřeného na studium mechanických vlastností materiálu INC 718 vyrobeného metodou DMLS (Direct Metal Laser Sintering). Výsledky byly porovnávány z hlediska směru tisku a v kontextu s vlastnostmi konvenčně vyráběného materiálu.

Krátkodobé mechanické vlastnosti a tvrdost materiál nebyly výrazně ovlivněny směrem tisku, ale byly výrazně ovlivněny předchozí korozní expozicí. Vzorky tištěného materiálu dosahovaly lepších mechanických vlastností než vzorky konvenčně vyrobeného materiálu.

Creepové vlastnosti dosahovaly u tištěného materiálu výrazně nižších hodnot než u tvářeného materiálu. Pouze u vzorků se směrem tisku Z (směr kolmý na základní rovinu) se výsledky zkoušek tečení blížily k literárním hodnotám.

Literatura

- [1] Černý, I., Kec, J., Poloch, A., Zetek, M. (2020): *Mechanical Properties and High-Cycle Fatigue-strength of 3D Printed Inconel 718 Alloy and Effects of High Temperature Exposure to Corrosive Atmosphere*.
- [2] HAYNES International (2020): *Creep and Stress-Rupture Strengths, HAYNES® 718 Sheet, Age-Hardened*, [online]. Available at: <http://www.haynesintl.com/alloys/ally-portfolio/High-temperature-Alloys/haynes718-alloy/creep-and-stress-rupture-strengths.aspx>
- [3] Seifert, W., Melzer, B. (1992): *Rechnerische Auswertung von Zeitstandversuchen am Beispiel des Stahles 13CrMo4-4.15*. Vortragveranstaltung „Langezeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe“, Düsseldorf.

SEIZMICKÝ KONCEPT JE MOCHOVCE 1,2 A ŘEŠENÍ SEIZMICKÉHO PŘEHODNOCENÍ VYBRANÝCH KOMPONENT

SEISMIC CONCEPT OF NUCLEAR POWER PLANT MOCHOVCE 1,2 AND SEISMIC RE-EVALUATION OF SELECTED COMPONENTS

Václav Novotný

ŠKODA JS a.s.

Abstrakt

Projekt řeší seizmické přehodnocení vybraných velkých komponent JE Mochovce 1,2, které probíhá na základě požadavku MAAE. Hlavním požadavkem je zvýšení seizmické odolnosti vybraných komponent z úrovně $PGA = 0,1g$ na novou úroveň $PGA = 0,15g$. Mezi tyto hlavní vybrané velké komponenty patří tlakovodní reaktor VVER 440, hlavní cirkulační čerpadla, kompenzátor objemu, parogenerátory a hlavní pojistné ventily. V rozsahu hodnocených komponent jsou dále hlavní bezpečnostní systémy primárního okruhu, které plní svoji funkci při odstavování bloku pro dochlazování hermetické zóny či v případě těžké havárie. Mezi tyto komponenty patří havarijní čerpadla, ventilátory, chladiče a nádrže.

Abstract

The project addresses the seismic re-evaluation of selected large components of the NPP Mochovce 1,2, which is taking place on the basis of the IAEA requirement. The main requirement is to increase the seismic endurance of selected components from the level of $PGA = 0.1g$ to a new level of the $PGA = 0.15g$. These main selected large components include the pressurized water reactor VVER 440, main circulation pumps, pressurizer, steam generator and main safety valves. The range of evaluated components also includes the main safety systems of the primary circuit, which fulfil their function when shutting down the block for cooling the hermetic zone or in the event of a severe accident. These components include emergency pumps, fans, coolers and tanks.

Úvod

Provedení hodnocení seizmické odolnosti JE Mochovce 1,2 odpovídá metodickému návodu IAEA SSS No. NS-G-2.13 [2]. Komponenty jsou hodnoceny metodou hraniční seizmické odolnosti pro jaderné elektrárny (SMA – Seismic margin assessment), což je přístup deterministický. Pro metodu hraniční seizmické odolnosti je rozhodujícím kritériem seizmická odolnost zařízení definovaná parametrem HCLPF (High confidence low probability of failure). Odolnost zařízení vyjádřená jako HCLPF je odezva takového špičkového zrychlení v úrovni terénu, který může způsobit poruchu zařízení, která může nastat pouze v 5 % případů při 95 % jistotě, že k takovému případu opravdu dojde – vysoká spolehlivost při nízké pravděpodobnosti selhání. Parametry četnosti vzniku takové odezvy vyvolané zemětřesením je vyjádřena charakteristickými veličinami návratových period, tzv. referenčního zemětřesení (RLE).

V rámci nulté etapy projektu byly vytipovány pomocí deterministické metody komponenty, které byly z hlediska zvýšené seizmické odolnosti nevyhovující. První etapa se týkala komponent primárního okruhu a havarijních systémů, které jsou zcela nezbytné pro funkčnost elektrárny a dochlazování hermetické zóny v případě těžké havárie. Každá komponenta byla hodnocena separátně na základě posouzení skutečného stavu, existující průkazné a kvalifikační dokumentace. Na základě seizmických pochůzek a shromážděné dokumentace následovaly výpočtové analýzy, které buď dodatečně prokázaly, že seizmická odolnost zařízení je pro zvýšené požadavky dostatečná, nebo byla navržena úprava zařízení před z odolněním a následné z odol-

nění vybraných komponent. V rámci navazující druhé etapy je tvořena nová průkazná dokumentace, která zahrnuje skutečný stav komponent s uvažováním celých navazujících potrubních systémů, provozních režimů a havarijních scénářů bloků elektrárny.

Přístup hodnocení CDFM (Conservative Deterministic Failure Margin)

Základem pro použití metody CDFM je předpoklad, že veškeré stavební konstrukce a technologická zařízení byly řádně navrženy na neseizmická zatížení a podmínky provozu. Pro určování deterministické seizmické bezpečnosti (CDFM) jsou aplikovány dva přístupy. První přístup pro tzv. pasivní zařízení vychází z požadavků EPRI 6041 [3]. U těchto komponent je požadován průkaz strukturální integrity a/nebo tlaková těsnost, stabilita poloh. Druhý přístup je omezen pro zařízení, u kterých se požaduje aktivní funkční způsobilost a splnění funkčních kritérií. Ověření konstrukčních vlastností zařízení, které zajišťují výkon určené bezpečností funkce zařízení při/nebo po odeznění postulovaného zemětřesení, se při výpočtovém hodnocení funkční způsobilosti provádí metodou limitních deformací. Je zapotřebí zachování zvýšeného konzervatismu zohledňujícího podmínky průkazu funkční způsobilosti.

Pro každou skupinu zařízení byl zvolen specifický přístup hodnocení. Pro dokumentaci průkazu zachování seizmické funkce pasivní komponenty postačuje výpočet statické, dynamické pevnosti a jsou vyhodnoceny dosažená napětí s dovolenými hodnotami dle kódu ASME, NTD A.S.I. [5].

Seizmická funkce aktivní strojně-technologických komponent se provádí ve dvou krocích:

- V prvním kroku je prováděno vyhodnocení v požadovaném rozsahu pro doložení způsobilosti pasivní komponenty (například těsnost, limitní únosnost apod.).
- V druhém kroku se provádí analýza možných poruch zabraňující výkon aktivní funkce metodami deformační analýzy, kdy limity jsou voleny podle možnosti maximálních deformací, které ještě nezabraňují pohybům strojních částí zprostředkovávající požadované funkce.

Součástí vybraných komponent jsou také elektropohony. Tyto elektropohony jsou v některých vybraných případech integrální součástí hodnoceného zařízení, tedy jsou výpočtově hodnoceny jako celek společně se zařízením. V případě, že elektrické motory jsou separátní částí dotčeného zařízení, jsou posuzovány zvlášť. Elektrické pohony jsou zařazeny v nejvyšší seizmické kategorii 1a a tedy je nutné prokázat také jejich aktivní funkčnost v průběhu seizmické události i po ní.

Aktivní funkčnost zařízení je možné prokázat na základě výpočtů či na základě zkoušky dle standardů (IEC 980:1989 [6] a IEEE Std 344_2013 [1]). Během zkoušky se způsobilost zařízení prokazuje v rámci simulace zemětřesením na seizmickém standu, kde probíhají kontrolní měření základních a předepsaných indikátorů funkčnosti (měření napětí, momentových charakteristik, výkonu, dynamika rozběhu). Následuje funkční přezkoušení v rozsahu typových zkoušek, které jsou vždy specifické pro daný typ zkoušeného zařízení. Existuje možnost seizmickou funkční způsobilost zařízení prokázat na základě zkušeností z minulých zemětřesení nebo seizmických zkoušek na obdobných zařízeních z jiných jaderných elektráren.

Aplikace pevnostních norem pro určení hraniční seizmické odolnosti

Pro způsob vyhodnocení HCLPF je důležité určení stavu porušení technologického zařízení. Stav porušení jsou děleny do tří tříd:

- Pružná selhání – napjatost je obvykle pod mezí pružnosti, a přesto dochází k porušení (ztráta stability). Do této kategorie se může řadit pružné vyboulení stěn nádrží.
- Náhlá křehká porušení – plastická deformace se nemůže dostatečně rozvinout, tedy energie ze zemětřesení se nemůže absorbovat za mezí pružnosti. Do této kategorie lze řadit náhlá porušení kotevních šroubů vytržením z betonu.

- Duktilitní porušení – v plastické oblasti. Energie ze zemětřesení je absorbována za mezí pružnosti.

Mezní materiálová namáhání musí být v rámci metody CDFM zvolena s dostatečným konzervatismem, avšak reálně, aby vyjadřovala mezní namáhání materiálů před porušením. V tomto projektu na EMO1,2 bylo použito v rámci CDFM metody materiálové namáhání dle norem pro navrhování, jedná-li se o komponenty, které spadají pod ASME BPVC Section III [4], tedy komponenty řazené do bezpečností kategorie 1, 2, 3. Druhou aplikací byl použit kód NTD A.S.I. Sekce III [5], který má limity pro kombinace zatížení se zemětřesením definovány pro všechny typy částí konstrukce jednotně. Návrhová kritéria dle [4], [5] jsou použitelná hlavně pro duktilitní materiály, u nichž plastická deformace dosahuje alespoň 15 % před porušením.

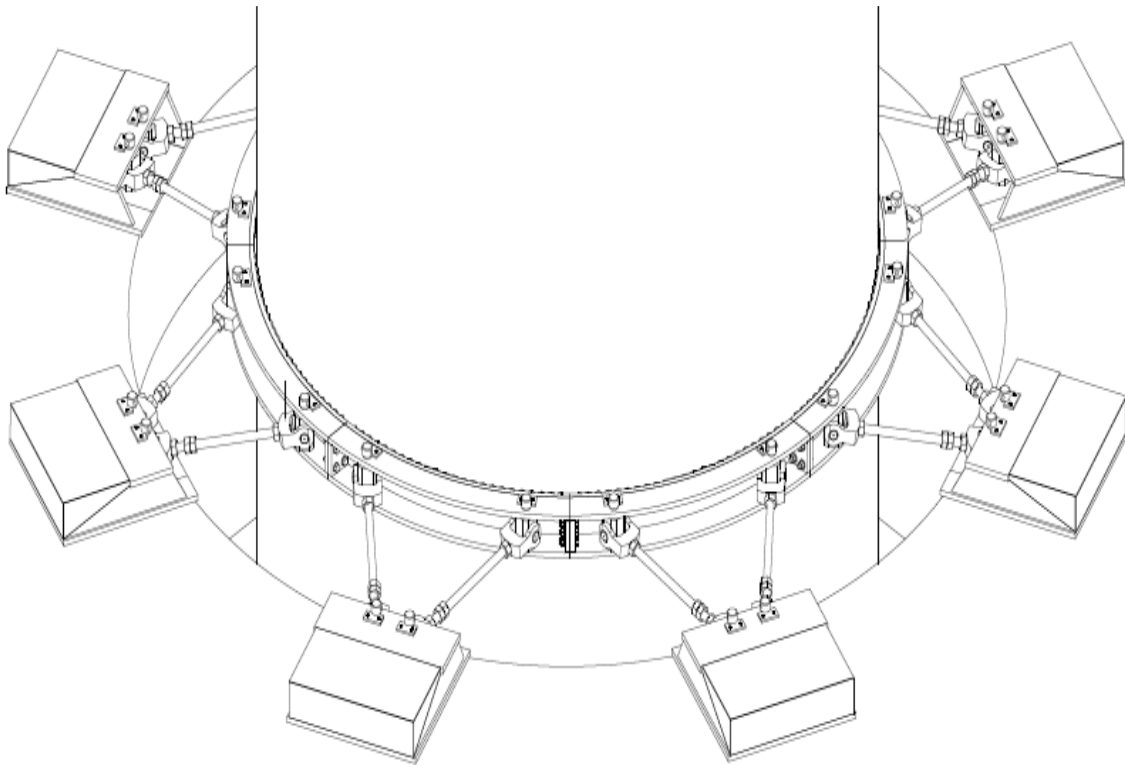
V dalších dvou kapitolách jsou popsány dva vybrané přístupy ke konkrétním komponentám zařazeným do seizmické kategorie 1a, 1b, kde je vyžadována seizmická odolnost ve smyslu zachování plné funkční způsobilosti až do úrovně maximálního RLE zemětřesení.

Zodolnění kompenzátoru objemu

Kompenzátor objemu je vertikální nádoba zařazená do seizmické kategorie 1b. Jejím úkolem je kompenzace změn objemu média primárního okruhu jaderné elektrárny a udržování pracovního tlaku pomocí parního polštáře. Těleso kompenzátoru objemu je kotveno na dvou místech – sloupy ve spodní části KO (+10,5 m) a původní uložení pomocí viskózních antiseizmických tlumičů, které mají relativně nízkou ekvivalentní tuhost. Na základě požadavku bylo deterministicky zjištěno, že stávající kotvení KO na výškové úrovni +18,9 m není seizmicky vyhovující – seizmické posuvy při $PGA=0,15g$ na úrovni tlumičů je příliš veliké a spodní sloupky jsou tak silně přetížené. Z tohoto důvodu bylo navrženo a zkonstruováno nové kotvení v místě původních tlumičů, které nahrazuje to stávající. U nového seizmické zodolnění KO zobrazeného na obr. 1 bylo nutné, aby byla zajištěna volná dilatace KO v celém rozsahu pracovních teplot a také aby nedocházelo ve stěnách KO ke vzniku přídavného namáhání.

Nové zodolnění je řešeno pomocí prstence s pružnou vložkou o definované tuhosti pro kompenzaci tepelné roztažnosti pláště KO. Tento prstenec byl v rámci projektu vyroben a poté namontován na povrch KO. Na obr. 2 je prstenec ve smontovaném stavu při zkušební montáži. Prstenec s pružnou vložkou je spojen s podlahou místnosti na výškové úrovni +18,9 m pomocí seřizovatelných vzpěr, které jsou připevněny ke kotevním patkám zabudovaným k podlaze. Kotevní patky slouží pro přenos zatížení při seizmické události od tělesa KO do stavby. Vodorovná tuhost nového zodolnění KO je o řád vyšší (2×10^5 N/mm) než u stávajícího kotvení. Toto kotvení je předepnuto pro rovnováhu svislého zatížení a třecích sil mezi pružnou vrstvou, vnitřním povrchem prstence a povrchem KO. Je zaručeno, že v případě seizmické události bude zajištěna funkčnost KO při seizmické události i po dobu 72 hodin po odeznění zemětřesení.

V rámci umožnění montáže zodolnění bylo zapotřebí upravit trasování mnoha impulzních linií, zařazených do bezpečnostní kategorie BT II. Impulzní potrubí slouží k měření tlaků a výšky hladin v barbotážní nádrži, kompenzátoru objemu či reaktoru a je tedy na plných parametrech I.O.



Obr. 1: Seismické z odolnění kompenzátoru objemu

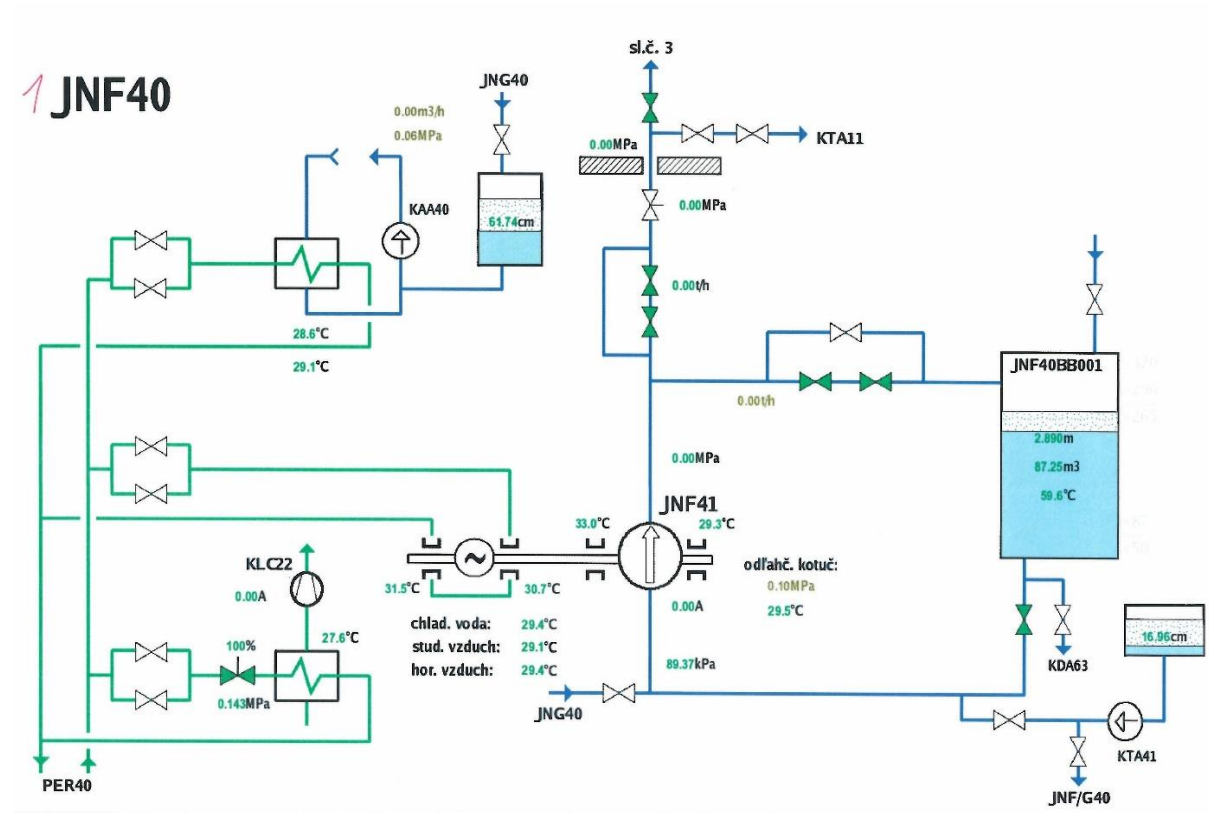


Obr. 2: Kontrolní montáž z odolnění kompenzátoru objemu

Kvalifikace vysokotlakého havarijního čerpadla

Vysokotlaké čerpadlo je součástí vysokotlakého havarijního chlazení aktivní zóny reaktoru. Jedná se odstředivé, článkové dvanáctistupňové čerpadlo horizontální konstrukce v nejvyšší seismické kategorii 1a. Parametry čerpadla jsou 65 m³/h při výtlaku 12,6 MPa a čerpadlo je

poháněno elektromotorem o výkonu 500 kW. V rámci zvýšení seizmické odolnosti na $PGA=0,15g$ bylo zapotřebí nových kontrolních, pevnostních výpočtů, včetně ověření životnosti s použitím NTD A.S.I. sekce III [5]. Vstupem pro novou kvalifikaci čerpadla bylo ověření skutečného stavu aparátu a zjištění silových účinků od připojených potrubních tras, včetně materiálového složení. Vzhledem k zařazení čerpadla do seizmické kategorie 1a a určení provozuschopnosti i po seizmické události musely být pevnostně ověřeny i vnitřní rotorové části. Do výpočtů byla promítnuta skutečná provozní měření dle různých provozních režimů elektrárny. Na obr. 3 je vybrané schéma měření. Ze schématu je patrné, že v rámci provozu jsou kontinuálně kontrolovány např. teploty ložisek, či teplota chladicí vody.



Obr. 3: Provozní měření havarijního čerpadla – režim 6

Závěr

Metodika pro přístup přehodnocení vybraných komponent zahrnuje přístupy k řešení průkazu a hraniční seizmické odolnosti. Pomocí vzniklé metodiky založené na přehodnocení hraniční seizmické odolnosti vybraných komponent jaderné elektrárny Mochovce 1,2 a po uskutečnění realizačních nápravných opatření bude zajištěna seizmická odolnost zařízení v horizontálním směru $PGA_H = 0,15g$. Tedy bude splněna podmínka MAAE pro provozování obou bloků v dalších letech po roku 2022. Dalšími přínosy v rámci tvorby nové průkazné dokumentace za účelem prokázání vyšší seizmické odolnosti je také tvorba realizačních projektů v rámci, kterých je elektrárna modernizována, a to i nad rámec posuzovaných komponent. Neboť realizační projekty zahrnují nejen seizmické z odolnění hodnocených komponent, ale také další potřebné úpravy na okolních zařízeních. Hlavní funkční zařízení obou běžících bloků elektrárny jsou modernizována a je zaručena vyšší seizmická odolnost – a tím i vyšší bezpečnost.

Literatura

- [1] IEEE (2013): *IEEE Standard for Seismic Qualification of Equipment for Nuclear Power Generating Stations*. Standard Std 344-2013, IEEE [Institute of Electrical and Electronics Engineers], New York.
- [2] IAEA Safety Standards Series (2009): *Evaluation of Seismic Safety for Existing Nuclear Installations Safety Guide*. Safety Standard No. NS-G-2.13, IAEA [International Atomic Energy Agency], Vienna.
- [3] EPRI (1991): *A Methodology for Assessment of Nuclear Power Plant Seismic Margin*. Report NP-6041-SL1, Revision 1, EPRI [Electrical Power Research Institute], Palo Alto (CA).
- [4] ASME (1992): *Division 1, Subsections NCA, NC, ND, NF and Appendices*. BPVC Section III, ASME [American Society of Mechanical Engineers], New York.
- [5] NTD A.S.I. (2017): *Normativně technická dokumentace A.S.I. Sekce III – Hodnocení pevnosti zařízení a potrubí jaderných elektráren typu VVER*. NTD A.S.I. Sekce III – 2017, A.S.I. [Asociace strojních inženýrů], Praha, Brno.
- [6] IEC (1989): *Recommended practices for seismic qualification of electrical equipment of the safety system for nuclear generating stations*. IEC 980:1989, First edition, IEC [International Electrotechnical Commission], Geneva.

POHON TYPU LKP-M/4: NEJNOVĚJŠÍ POHON ŘÍDICÍCH TYČÍ ZE ŠKODA JS a.s.

CRDM TYPE LKP-M/4: THE NEWEST CONTROL ROD DRIVE MECHANISM FROM ŠKODA JS a.s.

Miloslav Ruchař a Igor Martinec

ŠKODA JS a.s., Divize D3 Jaderné zařízení, odbor Konstrukce

Abstrakt

Příspěvek prezentuje vývoj nejnovější generace lineárního krokového pohonu typu LKP-M/4. Nový pohon byl vyvinut současně s jeho elektronikou tak, aby byla zajištěna plná kompatibilita řešení s projekty nových jaderných bloků VVER 1200 i s dosud provozovanými bloky VVER 1000. Klíčová řešení a hlavní přínosy nového pohonu LKP-M/4 pro jeho koncové uživatele představují robustnost řešení čidla ukazatele polohy, které je funkční i v případě výskytu jednoduché poruchy ve vinutí čidla, možnost redundantní indikaci dolní koncové polohy řídicí tyče jako zdvojení bezpečnostní funkce pohonu, dále zjednodušení přírubového spoje čidla pro zkrácení časů během jeho utěšňování v průběhu pravidelných odstávek, zvýšenou odolnost proti opotřebení u klíčových komponent pohonu s vlivem na jeho celkovou životnost a v neposlední řadě i novou generaci řídicí a vyhodnocovací elektroniky. Projekt vývoje byl realizován ve spolupráci firem ŠKODA JS a.s., ZAT a.s. a COMTES FHT a.s. pod záštitou programu „Aplikace“ vyhlášeného Ministerstvem průmyslu a obchodu České republiky.

Abstract

The contribution deals with the development of the newest type of linear step control rod drive mechanism (CRDM) type LKP-M/4. The new CRDM was developed together with its electronics to assure full compatibility with new project of power plants VVER 1200 as well as for former power plants VVER 1000. Key solutions and benefits of new LKP-M/4 for its user are robustness of position indicator that assures control rod position indication even after the single failure occurrence in the indicator wiring, redundant indication of the control rod lower safety position, simplification of flange connections to reduce maintenance time, increase of material wearing resistance of key components limiting the mechanical lifetime and finally new state of the art generation of electronics to control power circuits as well as the position indicator. Project was done in cooperation of companies ŠKODA JS a.s., ZAT a.s. and COMTES FHT a.s. under program “Aplikace” of Ministry of Industry and Trade, Czech Republic.

Pohony regulačních orgánů ŠKODA JS a.s.

Pohony regulačních orgánů pro nejrůznější typy reaktorů si dlouhodobě drží klíčovou roli v portfoliu stabilně dodávaných produktů firmy ŠKODA JS a.s. Firma má vlastní ověřené řešení jak pro školní a výzkumné reaktory, tak pro energetické reaktory typu VVER.

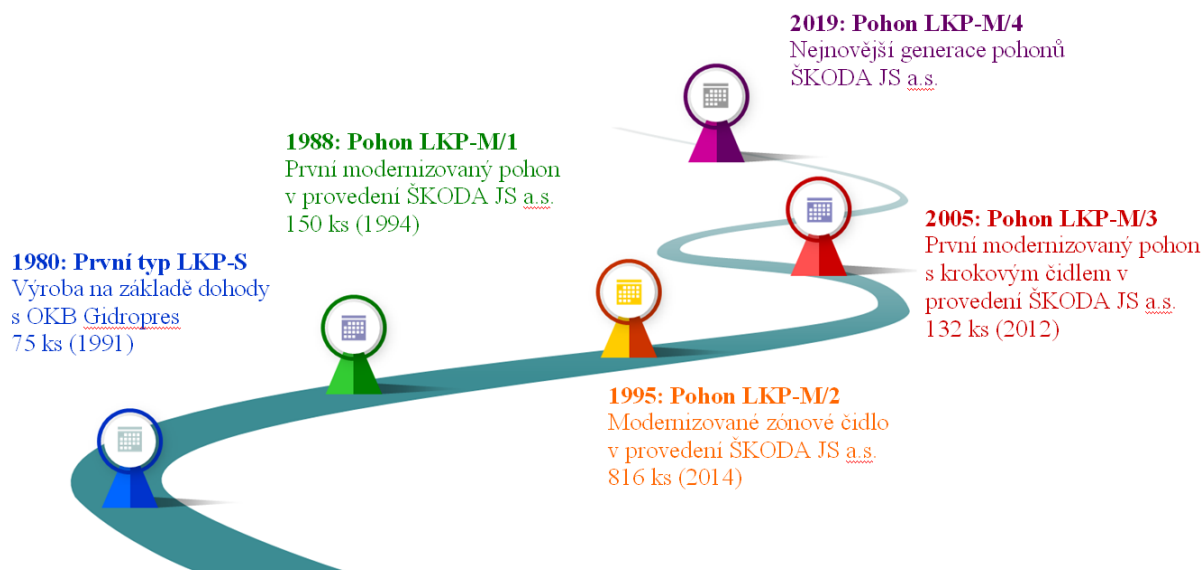
V současné době ve výrobních prostorách firmy převládá především produkce modernizované verze pohonů typu PRO-M, které jsou určeny pro reaktory VVER 440/V213 a jejich modernizované provedení nabízí v základu projektovou životnost pohonu 25 let. Pro aktuálně provozované bloky s tímto typem reaktoru, jejichž původní projektová životnost se dnes ze 30 let prodlužuje na cílových 50–60 let, to představuje spolehlivé a ověřené řešení jednoho z klíčových prvků reaktorového zařízení s vlivem na jadernou bezpečnost. ŠKODA JS a.s. úspěšně dodala tyto pohony na JE Paks, JE Mochovce, JE Bohunice, JE Dukovany a v současné době běží výroba zakázky pro JE Rovno.

V budoucnu se dá předpokládat postupné snižování poptávky po těchto pohonech a firma se proto již nyní soustřeďuje na svůj další klíčový typ pohonu, konkrétně lineární krokový pohon LKP-M nejmodernější generace 4, jehož klíčová vylepšení jsou popsána v příspěvku.

Pohony typu LKP-M vyráběné ve ŠKODA JS a.s.

Historie výroby pohonů LKP-M

Výroba pohonů typu LKP-M ve ŠKODA JS a.s. sahá až do 80. let 20. století a celý chronologický vývoj jednotlivých generací pohonů je shrnut na obr. 1.



Obr. 1: Historie vývoje pohonů LKP-M ve ŠKODA JS a.s.

Z přehledu je patrné, že firma dlouhodobě a systematicky pracuje na postupných inovacích a modernizacích řešení lineárních krokových pohonů.

Pohon nejnovější generace typu LKP-M/4

Tento pohon je určen pro provoz jak na reaktorech typu VVER 1000, tak i na nově budovaných blocích s reaktory typu VVER 1200.

Při dodržení kompatibility řešení pohonu s reaktorovým zařízením i s kabelovými trasami elektrárny nabízí řešení tohoto pohonu některá unikátní konstrukční řešení, která jsou chráněna patentem nebo užitnými vzory.

Za hlavní zmínku stojí provedení uzlu ukazatele polohy. Řešení tohoto uzlu zcela zásadním způsobem zvýšilo odolnost vůči výskytu jednoduché poruchy ve vinutí čidla ukazatele polohy, kde v závislosti na místo výskytu případné poruchy buď nedojde vůbec k vlivu na funkci uzlu, nebo dojde v nejhorsím případě ke změně rozlišovací schopnosti čidla z původních 20 mm na 100 mm. Vzhledem k tomu, že u předchozích pohonů do jejich 2. generace bylo dostatečné indikovat změnu polohy regulačního orgánu po výškových zónách 350 mm, je i taková změna rozlišení pro bezpečný provoz reaktoru naprosto dostatečná a pro provozovatele to znamená zásadní zvýšení robustnosti uzlu, které v konečném důsledku nenutí provozovatele v případě výskytu takové poruchy zasahovat do výkonu bloku.

Dalším zlepšením čidla je možnost nezávislé (redundantní) indikace dolní koncové polohy regulačního orgánu v aktivní zóně reaktoru, což je bezpečnostní funkce pohonu, pomocí galvanicky odděleného kanálu. Řešení čidla společně s vyhodnocovací elektronikou, kterou vyvinula společnost ZAT a.s., nabízí i mnoho dalších výhod z hlediska podrobných informací o poloze regulačního orgánu, jeho změnách při regulaci výkonu bloku, nebo i obdobné řešení redundantní indikace horní koncové polohy regulačního orgánu. Při vývoji bylo pamatováno i na další faktory, jako je snížení počtu dílů, snížení nároků na čas přípravy pohonu během pravidelných odstávek bloku a možnost automatizovaného utahování jeho přírubových spojů pomocí elektronicky řízených utahovacích jednotek řady EZ, které společnost ŠKODA JS a.s. rovněž úspěšně dodává na provozované elektrárny s různými typy reaktorů VVER.



Obr. 2: Pohon LKP-M/4

Tab. 1: Porovnání klíčových parametrů vybraných typů pohonů

Typ pohonu	ŠEM-3	LKP-M/3	LKP-M/4
Výrobce	Gidropress (Rusko)	ŠKODA JS a.s.	ŠKODA JS a.s.
Dvojný chod (DCH) Kroky	8 000 -	6 000 2 100 000	min 10 500 *) 4 000 000 *)
Pády ZT	500	300	500 *)
Počet kroků (zdvih max.)	195 (3 900)	191 (3 800)	min. 195 (min 3 900)
Počet kroků (pracovní zdvih)	185 (3 700)	185 (3 700)	185 (3 700)
Celková životnost (roky)	30	40	min. 40 **)
Počet vodičů čidla	max. 12	18	12
Přírubové spoje v oblasti čidla	1	2	1

*) / **) Údaj ověřený: životností zkouškou na kanálu ve ŠKODA JS a.s. / kvalifikací

Řadou modernizací prošly i další konstrukční uzly pohonu s cílem zjednodušit jejich řešení, zvýšit odolnost a životnost a v neposlední řadě i snížit nároky na jejich údržbu a pravidelnou obsluhu během odstávek bloků. Jako jeden z příkladů z této oblasti je uvedena modernizace přírubového spoje pro připojení čidla ukazatele polohy v horní části konstrukce pohonu.



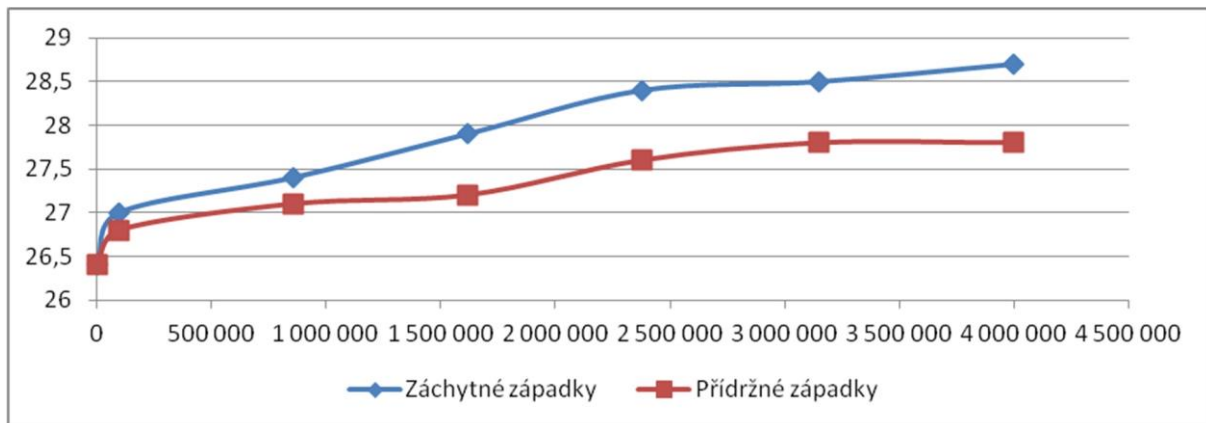
LKP-M/3:



LKP-M/4:

Obr. 3: Porovnání konstrukce přírubových spojů čidla polohy

Další modernizací prošel uzel západek, tedy klíčový kinematický prvek pohonu, kde byl ponechán osvědčený princip řešení a změny byly provedeny především v oblasti materiálů komponent. Díky nim bylo v rámci životnostního testu dosaženo výrazné zvýšení životnosti tohoto uzlu, který je i limitním uzlem mechanické odolnosti celého pohonu.



Obr. 4: Průběh opotřebení západek během životnostního testu pohonu (maximální limit nebyl dosažen a reálně má uzel vyšší životnost)

Závěr

Lze konstatovat, že nový pohon LKP-M/4 je plně připraven jak pro plánované výměny provozovaných pohonů typu LKP-M po dosažení jejich životnosti na blocích typu VVER 1000, tak i do projektů nových bloků s reaktory typu VVER 1200. Vývoj pohonu LKP-M/4 probíhal v rámci programu „Aplikace“ vyhlášeného MPO České republiky ve spolupráci s firmami ZAT a.s. a COMTES FHT a.s., a byl realizován v souladu s aktuální legislativou platnou v EU pro tento typ produktu.

KLASTR A SIMULACE PROUDĚNÍ S POHYBLIVOU ZÓNOU

CLUSTER AND FLOW SIMULATION WITH A MOVING ZONE

Milan Schuster

Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o.

Abstrakt

V energetických strojích je řada konstrukčních uzlů, ve kterých dochází k vzájemnému pohybu tekutiny a pevného tělesa, např. palivové tyče a klastry reaktorů nebo ventily a regulační armatury parních turbín. V příspěvku je stručně naznačena metodika sestavení a řízení simulací proudění v případě s pohyblivou zónou ve výpočtové oblasti, součástí pohyblivé zóny je pevné těleso, jehož pohyb ovlivňuje tlakové poměry v celé výpočtové oblasti. Pro demonstraci postupu simulačních výpočtů byl sestaven výpočtový model zjednodušeného tvaru pohyblivého palivového klastru ve vodící trubce reaktoru, který umožnil zkoumat základní souvislosti vzniku tlakového zatížení tělesa klastru a časový vývoj tlakových pulsů při pohybu klastru.

Abstract

In power machines, there are a number of structural units in which fluid and solids move relative to each other, such as fuel rods and reactor clusters or valves and steam turbine control valves. The paper briefly outlines the methodology of compiling and controlling flow simulations in the case of a moving zone in the computational area, part of the moving zone is a solid body, whose motion affects the pressure conditions in the entire computational area. To demonstrate the procedure of simulation calculations, a computational model of a simplified shape of a moving fuel cluster in the reactor guide tube was built, which allowed to investigate the basic context of pressure loading of the cluster body and the time evolution of pressure pulses during cluster movement.

Úvod

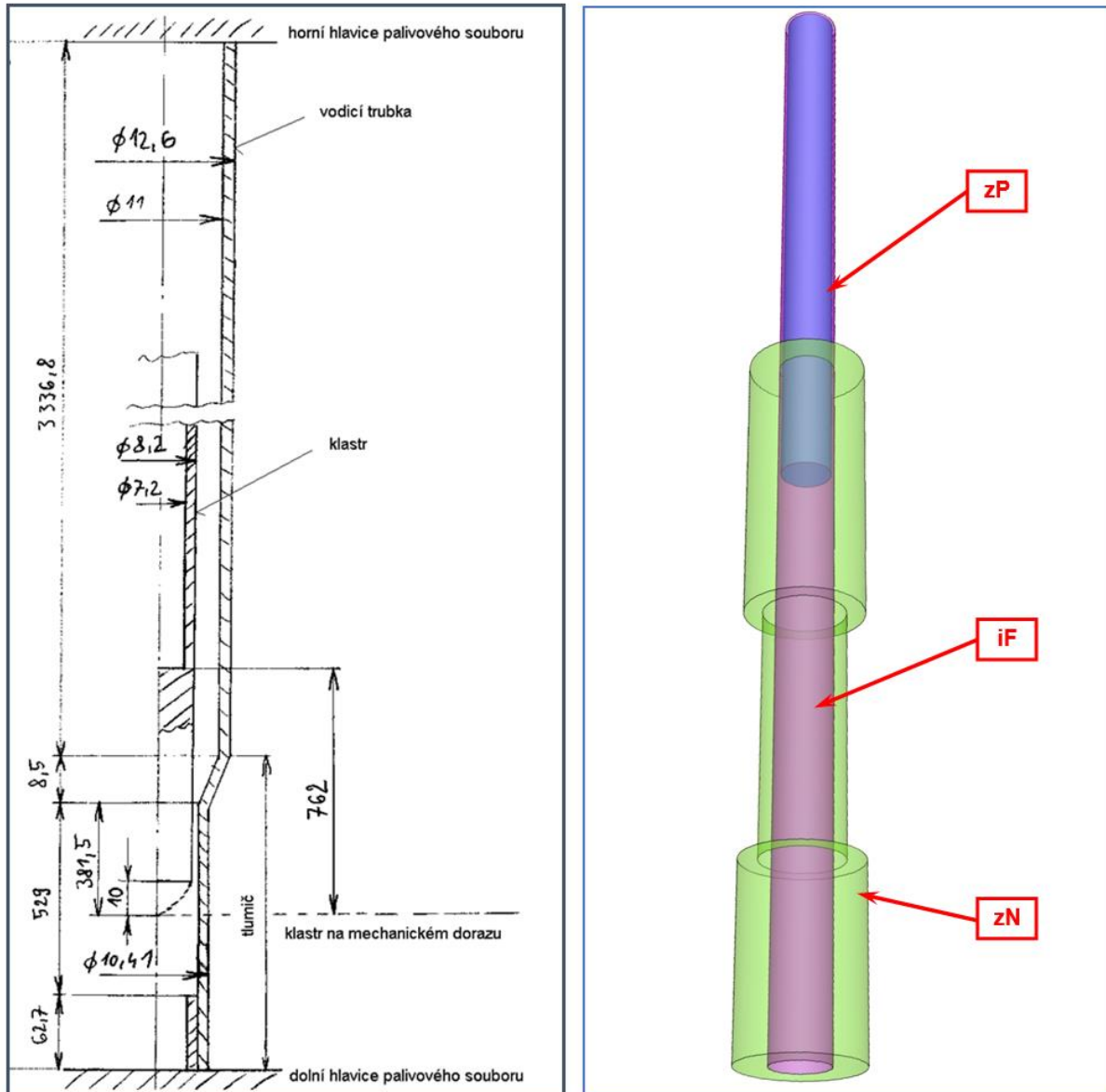
Provoz klasických tepelných i jaderných energetických zařízení je založen na složitých fyzikálně-chemických procesech s nutností řízení a regulace hodnot řady technických veličin. Výpočetní simulace (CFD) umožňují provozní situace modelovat a tím pomáhat zlepšit řídicí a regulační systémy. Příspěvek se věnuje popisu tvorby metodiky řešení CFD simulací tlakového zatížení vybraných komponent regulačních systémů energetického zařízení. Vybraným regulačním systémem pro simulace je pohyb (pád) havarijní tyče (klastru) do aktivní zóny reaktoru při seismické události.

Základní problematika řešeného jevu s pohybem klastru

Pro potřeby simulací proudění (CFD) je pohyb havarijní tyče při seismické události do aktivní zóny jaderného reaktoru modelován jako pohyb pevného tělesa v odporujícím prostředí proudící kapaliny o vysokém tlaku a teplotě (interval tlaků 12–16 MPa a interval teplot 270–320 °C, pro tlakovodní reaktory typu PWR). Výsledkem pohybu je tlakové zatížení povrchu pohybujícího se tělesa. Lze předpokládat, že velikost tlakového zatížení bude mít časový vývoj ve spojitosti s proměnností regulačního (havarijního) zásahu v důsledku jevů spojených se seismickou událostí.

Zkoumanou úlohou je simulace pohybu regulačního klastru v prostředí vodící trubky vyplněné tlakovou vodou. Na obr. 1 vlevo jsou základní rozměry jedné z variant konstrukčního provedení klastru. Pro simulace byl tvar a rozměry upraveny a zjednodušeny (obr. 1 vpravo). Klaster je modelován jako válcovité těleso zakončené hlavicí s kuželovým, polokulovým nebo plochým čelem (obr. 3). Tekutinové okolí je dáno vnitřním tvarem vodící trubky se stěnou válce se skokovou změnou průměru (modelování seismického zákmitu). Rozměry a tvar geometrie, typ elementů a hustota výpočetní sítě byly voleny také s ohledem na výpočetní náročnost úlohy

nestacionárního výpočtu časově proměnných tlakových polí při pohybu klastru ve vodící trubce. Cílem simulací je získání výsledků popisujících vývoj tlakového pole a rozvoj tlakových pulsů, které mohou vzniknout změnou velikosti tekutinové mezery mezi zasunutým se klastrem a vodící trubkou při vzájemném relativním (příčném) pohybu při seismické události. Příčný pohyb klastru je modelován zúžením vodící trubky.



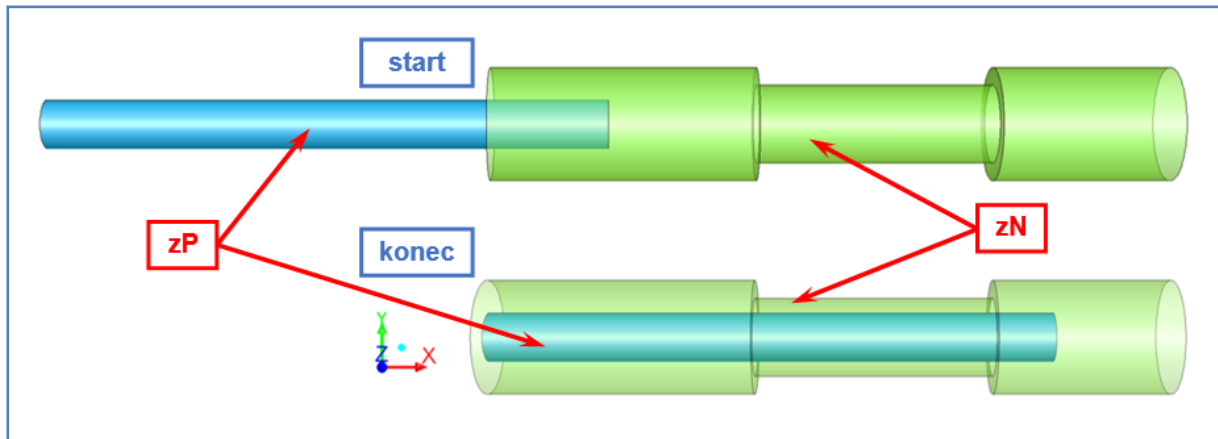
Obr. 1: Model klastru pro simulace – vlevo schématický náčrt varianty klastru pro simulační testy [1], vpravo výpočetní oblast jedné z variant modelu klastru (ploché čelo) [2], naznačena pohyblivá zóna („zP“), nepohyblivá zóna („zN“) a plocha interface („iF“) oddělující obě zóny

Metodika pohyblivých zón

Cílem je vývoj metodiky CFD simulací pro řešení časových změn v tlakovém poli, které jsou způsobeny pohybem tělesa v tekutině. Očekávaným výsledkem simulací je zjištění vlivu pohybujícího se tělesa na okolí anebo zjištění tlakového zatížení vybraných částí (povrchu) pohybujícího se tělesa.

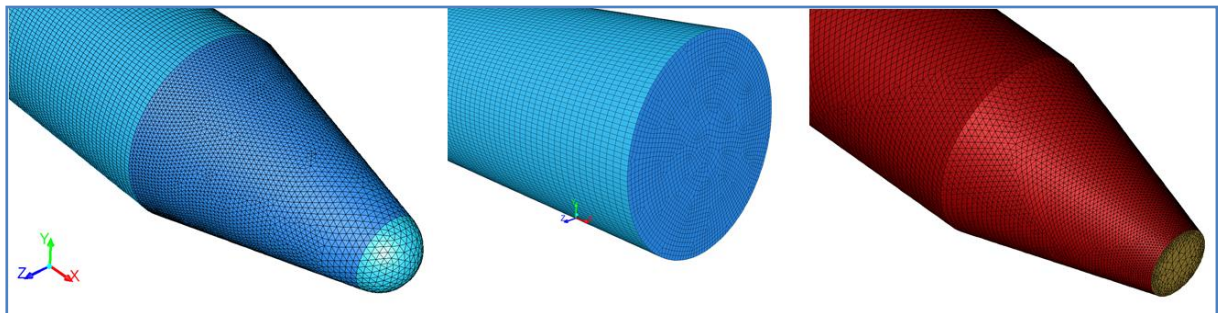
Výpočtový model pro CFD simulace proudění s pohybem vždy obsahuje nepohyblivou zónu tekutinového okolí a jednu (nebo několik) pohyblivých zón. Pohyblivá zóna zahrnuje povrch tělesa – v našem případě klastru. Pohyblivá zóna je v tomto případě dlouhý „tubus“, který je při

simulaci postupně zasunován do objemu nepohyblivé zóny po plochách „interface“ (situace při startu a na konci simulace jsou ukázány na obr. 2). „Virtuální“ plocha interface (na obr. 1 vpravo) zajišťuje přenos dat o vývoji tlakových polí při simulaci mezi oběma typy zón v jednotlivých časových krocích. Simulace přímo řeší probíhající změny tlakových polí při vzájemném postupném pohybu obou zón ve výpočtové oblasti.



Obr. 2: Výpočtový model pohybujícího se klastru – nahoře situace při startu simulace (pohyblivá zóna „zP“ s klastrem vysunuta) a dole situace při konci simulací (pohyblivá zóna „zP“ zasunuta do vodící trubky nepohyblivé zóny „zN“), plocha interface „iF“ není z důvodu přehlednosti zobrazena

Charakter procesu a všechny vlastnosti simulovaného děje jsou pro výpočet zadány pomocí vybraných vhodných typů okrajových podmínek a zvolených hodnot jejich parametrů. Pro vývoj metodiky pohyblivých posuvných zón jsou dále výpočetními testy laděny specifická zadání vzájemného pohybu zón a přenosu dat mezi oběma zónami, zejména kombinace okrajových podmínek na čelech tubusů pohyblivé zóny, umístění a velikost plochy „interface“. Testy byla laděna i startovací a koncová pozice klastru v kanálu při začátku a při ukončení simulace (obr. 2), to je velikost vysunutí pohyblivé zóny s klastrem vzhledem k nepohyblivé zóně.



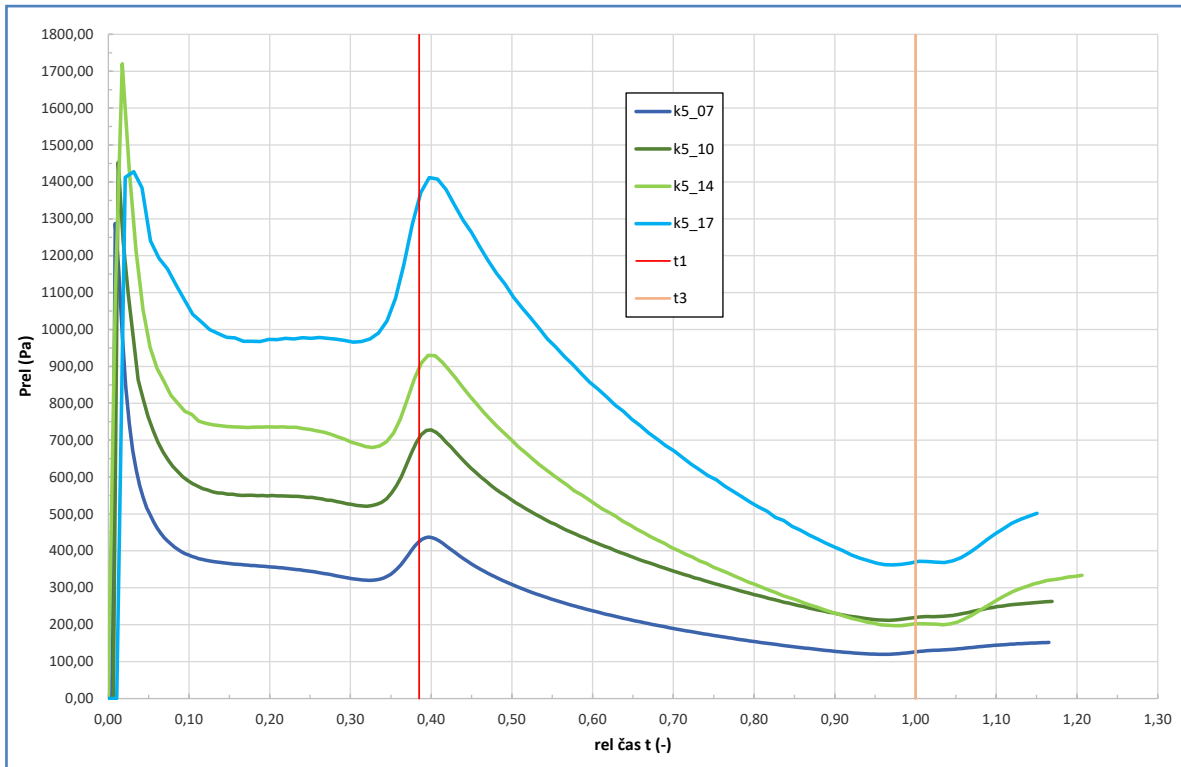
Obr. 3: Varianty tvaru hlavice klastru

Intenzivní proudění kapaliny v úzké mezeře mezi klastrem a vodící trubkou vyvolané relativně rychlým pohybem klastru vytváří další podněty pro studium a zpřesňování způsobu zadávání simulací se zahrnutím výpočetní sítě tzv. mezní (prismatické) vrstvy a případně se zahrnutím tzv. „stěnové funkce“ vhodného typu a parametrů.

Příklady řešení simulací

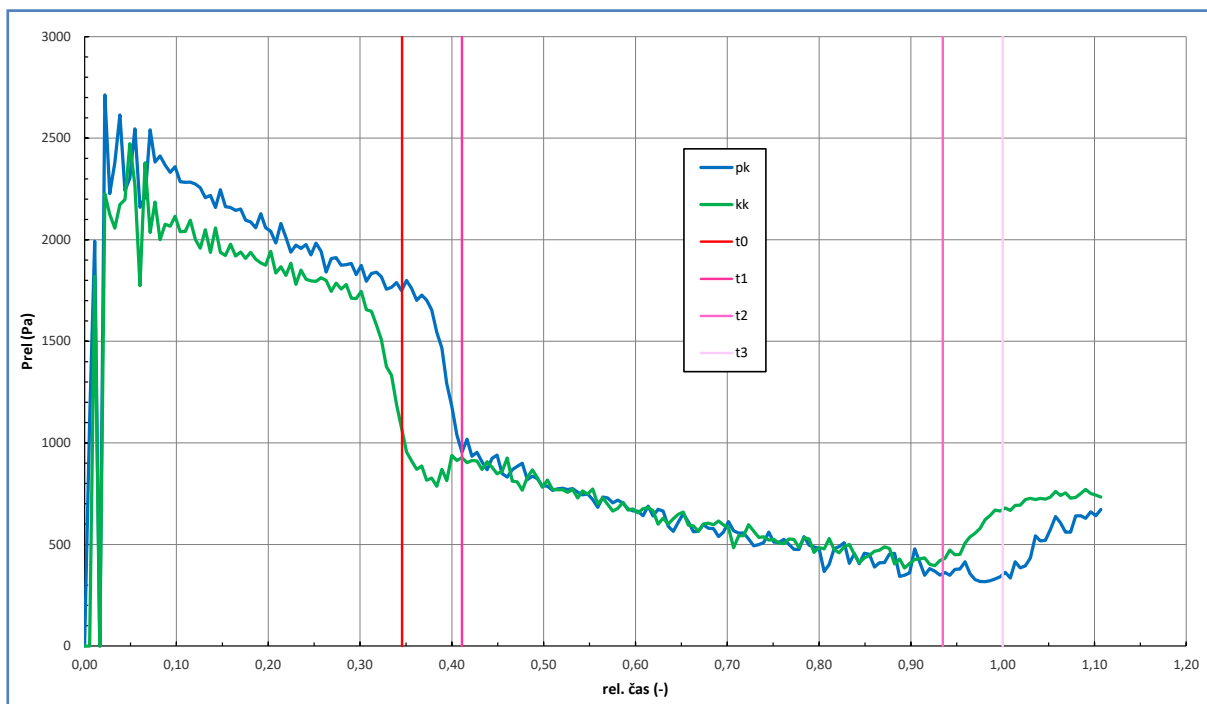
V rámci řešení výzkumného projektu byla vyvíjena metodika „posuvných zón“ použita a testována na několika variantách uspořádání výpočtové oblasti. Cílem ladicích testů bylo ověřit zadání klíčových „kroků“ metodiky simulací. Testy se orientovaly jednak na numerické a simulační parametry a jednak na inženýrsko-technické parametry charakterizující zkoumaný děj chování klastru seismické události.

Různá ověřovací uspořádání výpočtové oblasti s oběma zónami zahrnovala jednak několik tvarů a rozměrů klastru a vodicí trubky (např. obr. 3) a jednak několik variant velikosti, vzájemného umístění a pozic obou zón při startu a při konci simulačních výpočtů. Součástí ověřovacích výpočtů byl test nastavení parametrů okrajových podmínek na hranicích obou zón, test velikosti časového kroku nestacionárních numerických výpočtů vzhledem k velikosti jednotlivých elementů výpočetní sítě a vzhledem k parametrům pohybu klastru, test délky posunu klastru a rozměrů zúžení vodicí trubky. Specifickým testem je nalezení vyhovující velikosti plochy interfejsu pohyblivé zóny, která není v kontaktu s protiplochou interfejsu nepohyblivé zóny.



Obr. 4: Časový vývoj tlakového zatížení čela klastru pohybujícího se ve vodicí trubce kanálu s jedním typem zúžení (t_1 a t_3 jsou časy pohybu v zúžení), výsledky pro několik vybraných hodnot velikosti rychlosti posuvu klastru s plochým čelem (k_5) a ukázán vliv rychlosti pohybu na velikost tlakového zatížení

CFD simulace výpočetně řešily pohyb posuvné zóny s klastrem v nepohyblivé zóně vodicí trubky. Výsledkem simulací jsou tlaková pole v celé výpočtové oblasti v každém časovém kroku simulace. Jako jedním výsledkem z mnoha možných výstupů CFD simulací je tlakový puls, který je časovým průběhem tlaku na povrchu klastru při jeho pohybu ve vodicí trubce se zúžením. Pro ilustraci jsou na obr. 4 a obr. 5 uvedeny průběhy tlakových pulsů pro některé varianty testovacích výpočtů. Na obr. 4 je průběh tlaku na čele plochého klastru při jeho pohybu ve vodicí trubce s různými hodnotami rychlosti posuvu. Na obr. 5 je ukázán vliv tvaru čela klastru na hodnoty a časový průběh tlaku na čele klastru po dobu jeho posunu v trubce. Obdobné grafy jsou i výsledkem simulací i ostatních variant a kombinací výpočtových modelů pohybujícího se klastru. Další možnosti pro popis interakce klastru s okolím mohou být například výsledky ve formě map (izočar) tlakových polí v různých částech výpočtové oblasti, hodnoty tlaku ve vybraných místech klastru a vodicí trubky atd.



Obr. 5: Časový průběh tlakového zatížení pro dvě varianty modelu klastru pohybujícího se přes zúžení ve vodící trubce kanálu stejnou rychlostí, dva typy čela klastru (kk – kuželové čelo, pk – ploché čelo), časy t_0 až t_3 určují okamžiky posunu obou modelů v zúžení vodící trubky, graf ukazuje vliv tvaru čela klastru na průběh tlakového zatížení na čelní ploše klastru, příčiny vzniku drobných nepravidelných změn hodnot tlakových průběhů (pilovitost) jsou předmětem dalších výzkumů

Další postupy řešení

Vyvíjená metodika posuvných zón klastru a jeho okolí, která využívá možností CFD simulací pomocí komerčního software, je využitelná i pro studium dalších obdobných jevů v energetických zařízeních, ve kterých nastává vzájemný pohyb jeho částí. Jedná se například o pohyb regulačních armatur (ventilů ap.), kde za určitých tvarových a rozměrových podmínek lze pohyb kuželky simulovat pomocí posuvných zón.

Závěr

V příspěvku jsou shrnuty průběžné výsledky výzkumného projektu zaměřeného na vývoj metodiky simulací tlakového zatížení regulačního klastru aktivní zóny reaktoru při seismické události. Dosavadní poznatky při vývoji a ladění metodiky simulací modelů s posuvnými zónami a ověřovací testy simulací ukazují na relativní složitost zkoumaného děje simulacemi. Dokazuje to např. obr. 5, kde oba grafy tlakových zatížení jsou neuhlazené, mají určité nepravidelné průběhy a vyskytují se u nich drobné náhodné změny jejich hodnot (pilovitost). Další testy se proto zaměřují na sledování možného vlivu souhry velikosti elementů sítě, velikosti časového kroku a jevů proudění kapaliny v úzké mezeře mezi povrchy klastru a vodící trubky.

Postupný výzkum problematiky přinesl průběžné výsledky: odladěný výpočtový model pohyblivého klastru ve vodící trubce pro několik variant tvaru a rozměrů klastru a pro několik variant rychlosti pohybu klastru. Dále přinesl sadu výsledkových dat popisujících časový vývoj tlakového zatížení a pulsů vznikající při pohybu klastru při simulované seismické události pomocí proměnného zúžení vodící trubky.

Výsledky výzkumů CFD simulací pohybu klastru metodou posuvných zón jsou využitelné při dalším výzkumu dynamických procesů a namáhání klastru při seismické události. Užitečnost vyvíjené metodiky simulací a jejích výsledků je jednoznačně dána požadavky MBS simulací dynamiky klastrů v navazujících výzkumných projektech [1]. Výsledky CFD simulací nejčastěji ve formě časového průběhu hodnot tlaku na povrchu klastru při daném seismickém výkmitu jsou nutné jako vstupní data pro vytváření sofistikovaných multibody modelů palivových kazet a klastrů.

Z výzkumnického hlediska by byla přínosná konstruktivně pojatá konfrontace výsledků CFD simulací pohybu klastru s výsledky experimentů – ideálně přímo experimentálně podchytené seismické události.

Poděkování

Příspěvek vznikl v rámci řešení výzkumného projektu Institucionální podpory na rozvoj výzkumné organizace.

Literatura

- [1] Polach, P., Hajžman, M. (2006): *Multibody model pohonu LKP-M/3 jaderného reaktoru VVER 1000 pro určení limitních deformací vodících trubek palivového souboru*. Výzkumná zpráva, VYZ 0880/06, ŠKODA VÝZKUM s.r.o., Plzeň.
- [2] Schuster, M. (2018): *Simulace proudění v regulačních orgánech energetických strojů – I. Vymezení problému*. Výzkumná zpráva, VYZ-VZ-36/18/027, Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Plzeň.

VYUŽITÍ NEURONOVÝCH SÍTÍ K PREDIKCI A NALEZENÍ ANOMÁLIÍ

USE OF NEURONAL NETWORKS FOR PREDICTION AND DETECTION OF ANOMALIES

Zdeněk Kubín a Karel Liška

Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Tylova 1581/46, 301 00 Plzeň

Abstrakt

Využití umělé inteligence je v současné době na vzestupu v mnoha oborech, její využití v energetice se jeví neméně perspektivně. V energetice se algoritmy umělé inteligence využívají zejména k včasné detekci anomálií a k tzv. outliers, tedy k vytvoření modelů stárnutí komponent a zařízení pro využitím v prediktivní údržbě, ale rovněž k predikci budoucích jevů, která pomáhá efektivně regulovat systémy s velkým dopravním zpožděním, jako jsou například kotle. V tomto článku ukážeme dvě případové studie. První studie popisuje, jak lze využít modely pro detekci outliers, druhá studie se zabývá predikcí potřebného tepelného výkonu pro efektivní regulaci stroje.

Abstract

The use of artificial intelligence is currently on the rise in many fields, including energy market. In power engineering, artificial intelligence algorithms are used mainly for the early detection of anomalies called outliers, to create aging models for use in predictive maintenance, but also to predict the following states that help effectively control systems with long traffic delays such as boilers. In this article, we will show two case studies. The first is how models can be used to detect outliers and the second is how to predict the required performance for effective control.

Úvod

Prediktivní diagnostika je efektivní nástroj pro provozovatele energetických strojů. Dostupnost informací o aktuálním stavu, stárnutí a budoucím chování zařízení napomáhá plánovat pochůzky, údržbu a výměnu komponent. Vstupem pro prediktivní diagnostiku jsou data ze senzorů umístěných v rámci stávající diagnostiky. Kontinuálním měřením vzniká značné množství dat, které lze využít pro trénink modelů založených na neuronových sítích. Následná odchylka naměřených dat od hodnot, které očekává neuronový model na základě předchozího tréninku, obvykle poukazuje na fyzickou změnu některé komponenty sledovaného zařízení. Tímto způsobem lze detekovat a v případě použití komplexnějších modelů (závisí na množství dostupných dat) i lokalizovat stárnutí konkrétních součástí, spolehlivě odhadovat čerpání životnosti a předpovědět vznik poruchy. Prediktivní diagnostika a sledování stárnutí energetických strojů je hlavní motivací provozovatelů, a to z pohledu minimalizace provozních rizik (neplánovaných odstávek) a maximalizace zisku.



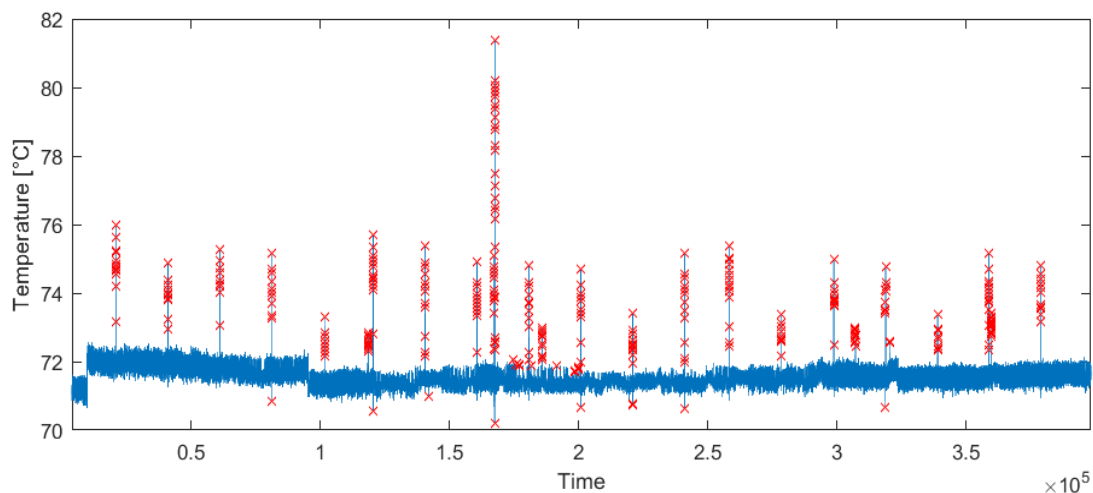
Obr. 1: Schéma vývoje AI pro sledování zbytkové životnosti jednotlivých komponent v energetice

Anomaly detektor

Včasné zachycení nestandardního chování částí zařízení bylo hlavní motivací k vytvoření neuronového modelu pro detekci výchylek v měření. Tímto modelem je totiž možné včas upozornit provozovatele zařízení o anomáliích v jakémkoli měření v reálném čase.

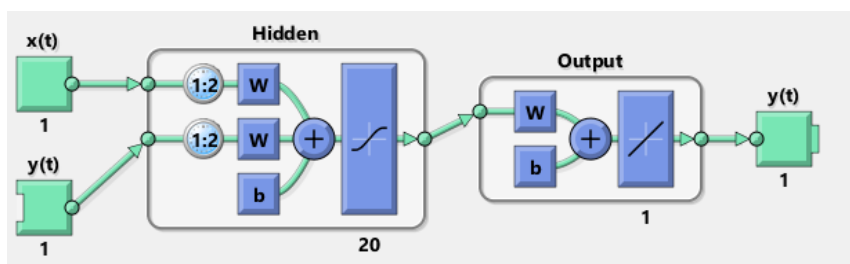
Pro správné fungování a natrénování sítě je mít zapotřebí velké množství dat, nejlépe z kontinuálního měření. Předpokládejme, že dostatek dat z měření máme. V naší studii byly použity dvě různé neuronové sítě: síť typu NARX (obr. 3) (nonlinear autoregressive network with exogenous inputs) a LSTM (long short-term memory network, obr. 4). Jako vstup do sítě byl v rámci studie použit výkon turbíny a jako výstup teplota na jednom z ložisek turbíny. Síť se tak naučí závislost mezi těmito dvěma jevy. V první řadě je zapotřebí rozdělit data na trénovací a data, která použijeme pro nalezení outliers. Data byla rozdělena v poměru 3:1, tedy prvních 75 % časového signálu bylo zvoleno jako trénovací a zbylých 25 % pro nalezení outliers.

Pro určování detekce výrazných odchylek byla nejdříve síť naučena na datech, které byly zbaveny všech odchylek. Tím bylo zajištěno, že když se reálně objeví nějaká extrémní výchylnka v měření, odhad neuronové sítě se bude značně lišit, jelikož pro tyto výchylnky nebyla natrénována. Tímto způsobem pak detekujeme zmíněné outliers. Pro odstranění odchylek pro trénovací data je zapotřebí nejdříve odstranit trend. To bylo dosaženo odečtením klouzavého mediánu. Po tomto odečtení jsou určeny výrazné odchylky kritériem 5-sigma, což znamená, že všechny hodnoty ve větší vzdálenosti než je pětinašobek směrodatné odchylky, jsou považovány za outliers (obr. 2).



Obr. 2: Odstranění outliers v signálu, červené křížky značí outliers

Obě zvolené rekurentní neuronové sítě se používají pro predikci časových řad. Vstupy a výstupy jsou pro obě časové řady stejné. Tyto dva typy neuronových sítí se liší především v procesu trénování. LSTM síť je navíc součástí hlubokého učení a je přímo navržena pro učení se dlouhodobých závislostí v časových řadách. Naším cílem bylo porovnání těchto dvou přístupů a zjištění, která síť je vhodnější pro detekci outliers.

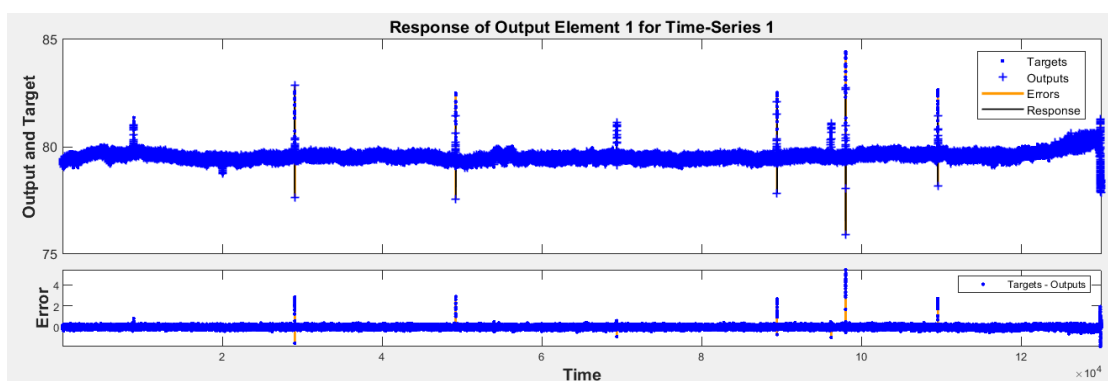


Obr. 3: Struktura NARX sítě

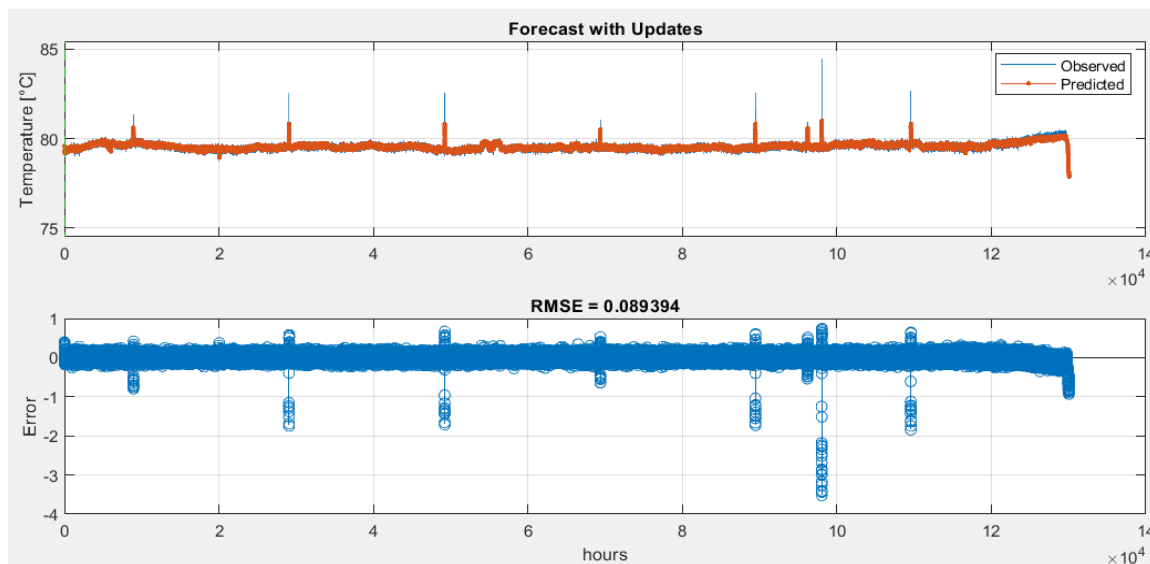


Obr. 4: Struktura LSTM sítě

Na obr. 5, resp. obr. 6 lze vidět výsledky z NARX, resp. LSTM sítě. Horní obrázek vykresluje predikovanou hodnotu teploty a skutečně změřenou teplotu. Dolní obrázek pak zobrazuje velikost chyby odhadu, což není nic jiného než rozdíl predikované teploty pomocí neuronové sítě a skutečně naměřené hodnoty. Velikost této chyby je klíčová pro detekci outliers. Z obrázků lze vidět, že obě sítě vcelku přesvědčivě dokážou rozpoznat velké extrémní hodnoty vyskytující se v časové řadě. Lze si tedy určit nějakou mezní chybu, při jejíž překročení by systém upozornil provozovatele o nestandardních hodnotách z měření.



Obr. 5: Výsledky NARX sítě



Obr. 6: Výsledky LSTM sítě

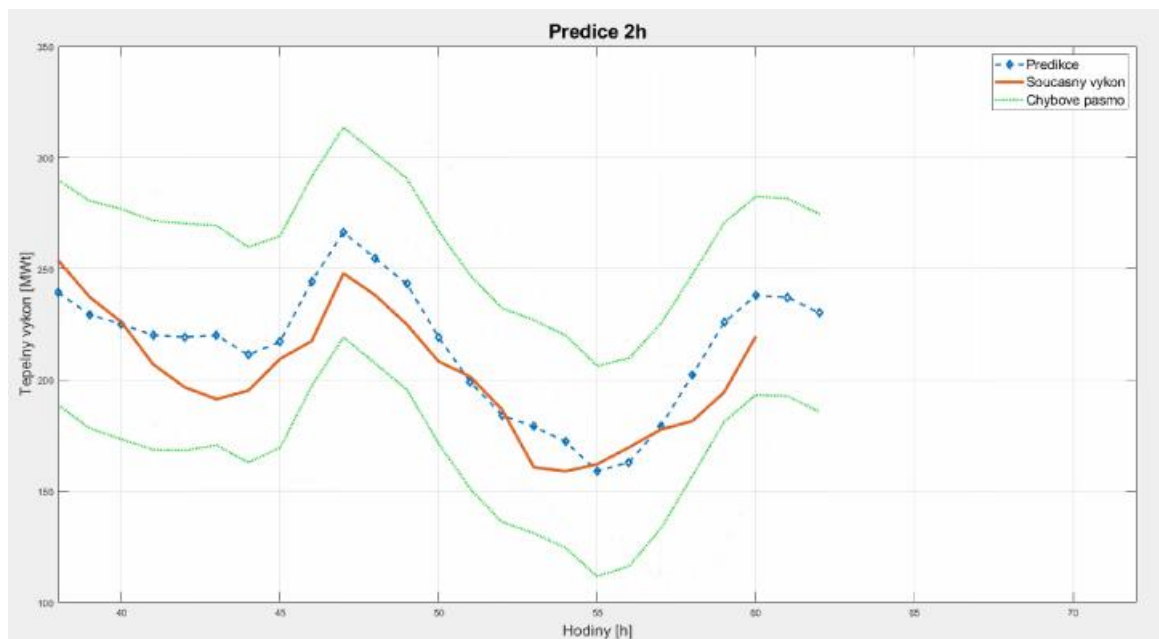
Prediktivní model

Druhou fází vývoje životnostních modelů je vývoj predikčních modelů. Predikční modely vycházejí ze struktury LSTM, kde daný model se defacto naučí stavovou reprezentaci sledovaného systému a na základě vstupních dat je schopen predikovat následné chování. LSTM model navíc obsahuje informace o historii systému (jakousi krátkodobou paměť), díky níž tento typ modelu dobře vystihuje i složitou dynamiku některých systémů. Důležitým faktorem při tvorbě predikčních modelů je správné definování vstupních a výstupních parametrů a dostatečné

množství dat k trénování. Trénovací data by měla být co nejrozmanitější, aby se trénovaný systém měl možnost naučit všechny alternativy.

Následující příklad využití predikčního modelu ukazuje, jak je možné natrénovat LSTM síť, aby predikovala tepelný výkon, který bude zapotřebí za 2 hodiny. Tedy jaké teplo bude zapotřebí dodat do vytápěné lokality.

Vstupem této sítě byly parametry venkovní teploty, rychlost větru, vlhkosti, denní hodina, den v týdnu a skutečně změřený aktuální odběr tepla. Výsledky predikce je možné odečíst z obr. 7, kde červená křivka je aktuální stav, modrá čárkovaná křivka je predikce v následujících 2 hodinách a zeleně jsou vyznačeny intervaly spolehlivosti daného odhadu.



Obr. 7: Výsledek predikce

Závěr

Podařilo se vytvořit anomaly detektory založené jednak na statistických přístupech, ale také pokročilé detektory založené na NARX a LSTM sítích a porovnat je mezi sebou. Pokročilé anomaly detektory byly nasazeny na hlídání teplot ložisek.

Dále byl vytvořen prediktivní model pro předpověď odebíraného tepelného výkonu. Tento model lze s lehkými úpravami nasadit na systémy s velkým dopravním zpožděním, kdy je zapotřebí včas začít regulovat daný systém a tím omezit podregulování nebo přeregulování dané soustavy.

Literatura

- [1] Jia, F., Lei, Y., Lin, J., Zhou, X., Lu, N. (2016): *Deep neural networks: A promising tool for fault characteristic mining and intelligent diagnosis of rotating machinery with massive data*. Mechanical Systems and Signal Processing, Vol. 72, pp. 303-315. ISSN 0888-3270
- [2] Hochreiter, S., Schmidhuber, J. (1997): *Long short-term memory*. Neural Computation, Vol. 9, pp. 1735-1780. ISSN 0899-7667
- [3] The Mathworks (2020): *MATLAB, SIMULINK*. The Mathworks, [online]. Available at: <https://uk.mathworks.com/>

SPECIFIKA MODELOVÁNÍ SYSTÉMŮ TECHNICKÉ VODY DŮLEŽITÉ NA JE DUKOVANY S OHLEDEM NA ZMĚNY HYDRAULIKY V DŮSLEDKU JEJICH ZANÁŠENÍ

SPECIFICS OF MODELLING OF ESSENTIAL SERVICE WATER CIRCUITS AT DUKOVANY NPP WITH REGARD TO CHANGES IN THEIR HYDRAULICS CAUSED BY FOULING PROCESS

Martin Blaha a Tomáš Růžička

TES s.r.o.

Abstrakt

System technické vody důležité (TVD) slouží na jaderných blocích k odvodu tepla ze zařízení a systémů důležitých z pohledu jaderné bezpečnosti při normálním provozu i v havarijních stavech, kdy zajišťuje odvod zbytkového tepla. V souvislosti s projekty zvyšování výkonu a prodloužení životnosti JE Dukovany provedli experti firmy TES s.r.o. v posledních letech řadu bezpečnostních termo-hydraulických výpočtů systému TVD. Článek shrnuje zkušenosti expertů firmy TES s.r.o. s modelováním okruhů TVD a s validací výpočtových modelů TVD s ohledem na specifika jejich modelování, mezi které patří také zanášení (fouling).

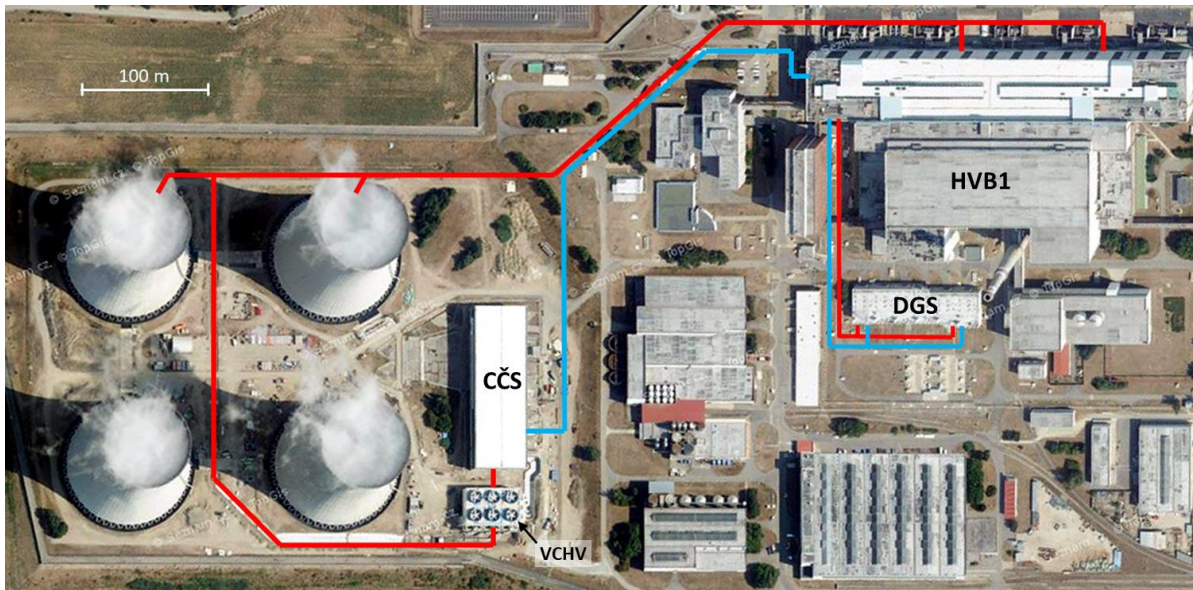
Abstract

The Essential Service Water (ESW) system is designed to remove heat from nuclear safety related equipment and systems of nuclear power plants during normal plant operation as well as during an accident when residual heat is removed from reactor via ESW. Experts from TES s.r.o. Company performed a number of safety thermal-hydraulic calculations of the ESW system at Dukovany NPP in frame of power up-rating and LTO projects. The article summarizes the experience of TES s.r.o. experts with modelling of ESW circuits and with validation of ESW models with regard to the specifics of their modelling, which include also fouling process.

Úvod

System technické vody důležité (TVD) je bezpečnostní systém klíčový nejenom pro zajištění odvodu tepla ze spotřebičů JE důležitých z pohledu jaderné bezpečnosti při normálním a abnormálním provozu, ale zejména z pohledu zajištění pohavarijního odvodu zbytkového tepla z jaderného bloku po odstavení reaktoru, a to jak z paliva v aktivní zóně, tak i z paliva v bazénu skladování použitého paliva. System TVD zajišťuje transport tepla z jaderného bloku do koncového jímače tepla a přímé zajištění základní bezpečnostní funkce (ZBF) „Odvod tepla při havarijních podmínkách“. Nepřímo je systém TVD důležitý i pro zajištění ZBF „Zamezení únikům“, protože zachování integrity ochranné obálky je v případě úniků do ochranné obálky závislé na zajištění dostatečného odvodu tepla. Na JE Dukovany (EDU) je systém TVD řešen dvoublokově. TVD jako bezpečnostní systém má redundanci 3 x 100 %, jednotlivé divize (TVD1, TVD2, TVD3) jsou vzájemně nezávislé, včetně nouzového elektrického napájení a fyzicky oddělené. Při nominálním provozu je odvod tepla ze systému TVD zajištěn procesem výměny vody. Do systému TVD je doplňována chladná surová voda z gravitačního vodojemu a přebytek oteplené TVD přetéká do jímek cirkulační chladicí vody (CCHV) na centrální čerpací stanici (CCS). Tímto způsobem je za nominálního provozu dvou bloků na hlavním výrobním bloku (HVB) odváděno cca 18 MW tepla sumárně ze všech tří divizí TVD. Gravitační vodojem je doplňován čerpadly z čerpací stanice Jihlava neupravenou surovou vodou z vodní nádrže Mohelno. V případě výpadku doplňování surové vody nebo v případě výrazného zvýšení tepelného výkonu odváděného systémem TVD (např. po LOCA havárii na jednom z bloků) je odvod tepla z TVD zajišťován přes ventilátorové chladicí věže (VCHV) přímo do atmosféry. Standardní odvod tepla ze systému TVD doplňováním neupravené surové vody s sebou nese

i problémy typu zanášení potrubních systémů a výměníků TVD (fouling), které mají dopad na hydrauliku celého systému TVD.



Obr. 1: Dispozice venkovních potrubních tras TVD1 na HVB1 JE Dukovany

Specifika modelování systému TVD

V souvislosti se stress testy a projekty zvyšování výkonu a prodloužení životnosti JE provedli experti firmy TES s.r.o. v posledních letech řadu bezpečnostních termo-hydraulických výpočtů systému TVD pro JE Dukovany. Při vývoji výpočtových modelů systému TVD, při prováděných výpočtech, ale zejména při validaci výpočtových modelů se ukázalo, že systém TVD má řadu specifík, která je nutné zohlednit při jejich modelování a při interpretaci naměřených hodnot. Mezi hlavní specifika při modelování systému TVD patří:

- velké dopravní zpoždění v okruhu TVD,
- silná závislost na parametrech vnějšího prostředí,
- vysoká komplexnost systému a režimů TVD,
- nedostatek dat pro nastavení a validaci modelů,
- zanášení potrubí a výměníků (fouling).

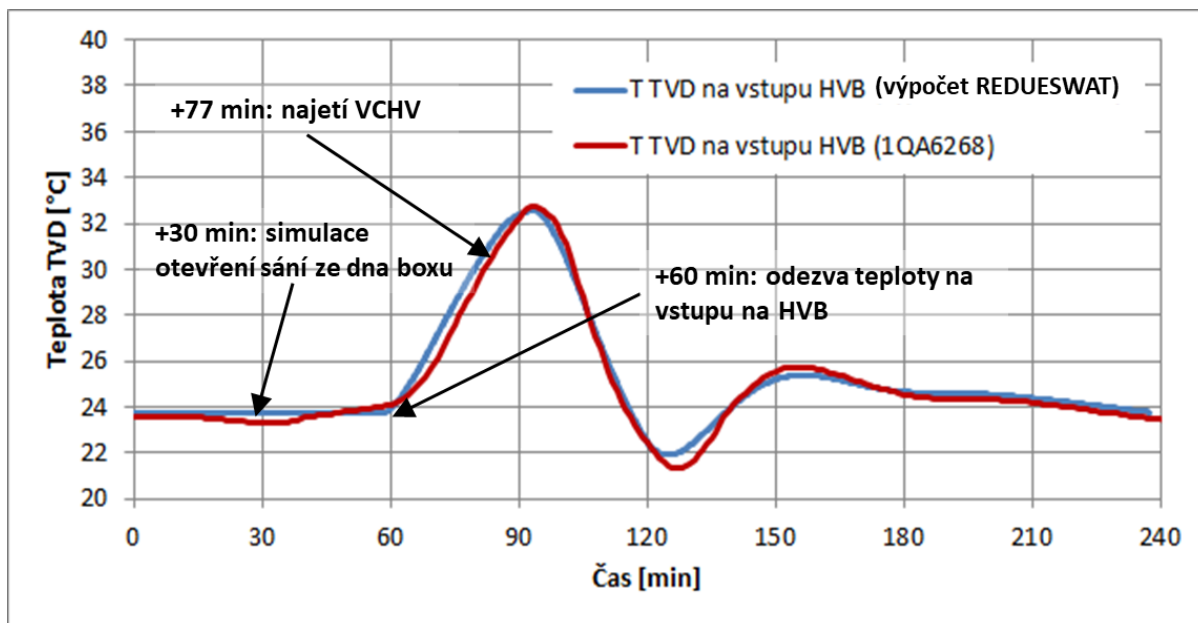
Proces postupné degradace hydrauliky systému TVD v důsledku zanášení (fouling) má přímou vazbu na životnost JE, proto je mu v tomto příspěvku věnována větší pozornost.

Dopravní zpoždění v okruhu TVD

Potrubní trasy systému TVD, zejména trasy mimo hlavní výrobní blok, mají značnou délku až kolem 1 km (viz dispozice potrubních tras TVD1 na HVB1 na obr. 1). Dopravní zpoždění v tomto okruhu je proto značné a v závislosti na průtoku může dosahovat řádově až desítky minut. Trvá cca 25 až 30 minut než oteplená voda od výměníku TQ oběhne celý okruh a projeví se na teplotě TVD na vstupu na blok (viz obr. 2). To klade značné nároky na výpočtový model a rovněž i na interpretaci získaných výsledků, protože např. časové průběhy teplot mohou být v důsledku značného a s časem proměnného dopravního zpoždění značně zkresleny.

Faktor velkého dopravního zpoždění musí být uvážěn už ve fázi výběru výpočtového programu (ne všechny výpočtové programy umožňují uspokojivě modelovat dopravní zpoždění) a potom rovněž při návrhu diskretizace potrubních tras ve výpočtovém modelu. Ve firmě TES s.r.o. byl výpočtový model systému TVD HVB1 JE Dukovany s názvem REDUESWAT vytvořen v prostředí výpočtového programu RELAP5/MOD3.3. Na základě nodalizační citlivostní studie byla ve finální verzi modelu zvolena poměrně jemná nodalizace s průměrnou délkou jednoho objemu potrubní trasy mezi 5 ÷ 6 m. Výpočtový model jedné divize TVD v rozsahu

celého HVB na JE Dukovany má sumárně přes tisíc objemů a komponent. Takto velký model se nám nepodařilo zakomponovat do stávajících výpočtových modelů I.O a II.O JE Dukovany, byl proto vytvořen jako samostatný model s tím, že výpočet např. události LOCA potom probíhá metodou externího couplingu. Při této metodě probíhá výpočet celého bloku na třech výpočtových modelech: Model I.O a II.O v prostředí RELAP5, model TVD v prostředí RELAP5 a model kontejnmentu v prostředí MELCOR. Pomocí externích skriptů je při výpočtu zprostředkován automatický přenos dat mezi těmito modely. Tento iterační výpočet je časově mimořádně náročný – např. výpočet dvou hodin reálného času při analýze události LOCA trvá cca 24 hodin, než je dosaženo uspokojivé konvergence.



Obr. 2: Validace modelu – test najetí dochlazování na RB1 EDU dne 31. 1. 2016

Silná závislost na parametrech vnějšího prostředí

Teplota z okruhu TVD je na EDU při provozu bloku na nominálním výkonu odváděna doplňováním surové vody do jímek TVD a odpouštěním oteplené vody do systému cirkulační vody. V letech 2014 ÷ 2016 byly do okruhů TVD na EDU doplněny ventilátorové chladicí věže (VCHV) výrobce REKO (viz dispozice HVB1 EDU na obr. 1), které automaticky najíždějí od zvýšení teploty TVD na vstupu na blok. Teplota doplňované surové vody z vodní nádrže Jihlava i parametry okolního vzduchu se mění jak dlouhodobě v průběhu roku (teplota surové vody i parametry vzduchu), tak i krátkodobě v průběhu dne (teplota, tlak a vlhkost vzduchu). Nastavení systému TVD i jeho parametry se v průběhu ročního období významně mění. Zkušenosti s výpočty TVD v podmínkách extrémních klimatických podmínek ukázaly, že je nezbytné mít výpočtový model VCHV validován i v této oblasti parametrů (extrémní teplota v lokalitě EDU: $T = 46,3 \text{ °C}$ / $RH = 24 \%$). Nastavení modelu VCHV v modelu REDUESWAT bylo provedeno na základě referenčních křivek dodavatele VCHV REKO a.s. [1] pro rozsah teplot vzduchu – $5 \text{ °C} \div 40 \text{ °C}$ a relativních vlhkostí $20 \div 80 \%$.

Vysoká komplexnost systému TVD a režimů TVD

Při modelování systému TVD se ukázaly být velmi důležité následující faktory, které se vztahují k vysoké komplexnosti systému TVD a režimů provozu TVD:

- Systém TVD je společný pro dva bloky:
 - Může dojít k libovolné kombinaci provozních režimů obou bloků,
 - Pro analýzy byly vybrány typické kombinace režimů, kdy je průtokové a/nebo tepelné zatížení TVD nejvyšší – R1/R1, R1/R4, R1/R7.

- Byly identifikovány odchylky mezi oběma HVB na EDU – např. trasy na DGS.
- Systém TVD je tvořen 3 divizemi TVD – jsou odchylky mezi trasami a spotřebiči.
- Vysoký počet stupňů volnosti při nastavování spotřebičů na divizích a blocích.
- Automatické přejíždění spotřebičů a tras (po ÚZNVŠ, po LOCA, ...).

Nedostatek provozních dat pro nastavení a validaci výpočtových modelů

Při zjišťování skutečného stavu systému TVD pro nastavení modelu a jeho validaci se ukázala být jako značný problém nedostatečná instrumentace systému TVD. Rozsah standardních měřících míst na systému TVD je nedostačující pro zjištění skutečného stavu hydrauliky tak složitého systému, což je navíc komplikováno „zarůstáním“ odběrových tras a poměrně častými výpadky některých měření. Aplikaci (již tak „řidkých“) dat z technologického archívu EDU dále komplikuje i nedostatečná dokumentace konfigurace tras a spotřebičů TVD, kdy není zřejmé, kdy byly které spotřebiče TVD najety, případně jak byl zregulován průtok TVD na tyto spotřebiče.

Fouling v modelování systému TVD

Obecně je fouling definován jako zanášení, ukládání a hromadění nežádoucího materiálu na pracovní plochy provozovaného zařízení, což způsobuje jeho nesprávnou funkci nebo v extrémním případě může vést i k jeho úplnému vyřazení z provozu. Je to nežádoucí jev, který je třeba zohlednit již ve fázi projektování zařízení a při jeho provozu potom minimalizovat.

Mechanismy foulingu

Literatura zmiňuje velké množství mechanismů zanášení. V tomto článku se nebudeme zabývat detailním rozбором a klasifikací jednotlivých mechanismů zanášení, ale soustředíme se na následující mechanismy a faktory, které se ukázaly být jako stěžejní při praktickém modelování systémů TVD na EDU:

- precipitace – vodní kámen,
- usazování – kal,
- koroze – potrubní trasy, škrťací a měřící clony,
- biologické zanášení – škeble, řasy.

Hodnocení dopadu foulingu na parametry systému TVD

Zanášení způsobené výše uvedenými mechanismy se projevuje degradací hydraulických charakteristik okruhu a degradací přestupu tepla na výměnících chlazených systémem TVD.

Vlivem zanášení dochází ke zvyšování hydraulického odporu potrubních tras a výměníků systému TVD a tím ke snižování průtoků v systému TVD. Specifickým případem je dopad foulingu u škrťacích a měřících clon v systému TVD, kdy v důsledku zanášení může docházet ke snižování hydraulického odporu clon, což v některých případech může být podpořeno i korozí okrajů otvoru clony. Stěžejním problémem při vývoji a validaci výpočtového modelu TVD se ukázala být kvantifikace dopadu zanesení (stanovení redukce průtočného průřezu a kvality omočené plochy). Systém TVD tvoří rozsáhlé spektrum dimenzí potrubí od DN50 po DN1000 a různého stáří a tedy i zanesení, protože v minulosti byly části potrubních tras TVD na EDU již rekonstruovány. To se týká především potrubních tras TVD v kontrolovaném pásmu, tras na DGS a vratných tras TVD v oblasti ČČS, VCHV a chladících věží. Aby mohl výpočtový model reprezentovat skutečný stav hydrauliky celého systému TVD, musel být jasně definován průtočný průřez a kvalita povrchu každého potrubního úseku a komponenty (výměníku, clony, armatury, ...) s ohledem na dobu provozu.

Korelace určující tloušťku nánosu (vrstvy rzi a vodního kamene) a kvalitu vnitřního povrchu potrubí v závislosti na jeho průměru byly odvozeny na základě archivních záznamů (především fotografií) potrubních úseků TVD na EDU, které byly v minulosti vyměněny. Přestože těchto záznamů bylo poměrně málo, výsledné korelace dávaly dobré výsledky při následné validaci

výpočtových modelů, kdy byla porovnávána naměřená a vypočtená data v různých režimech provozu systému TVD.

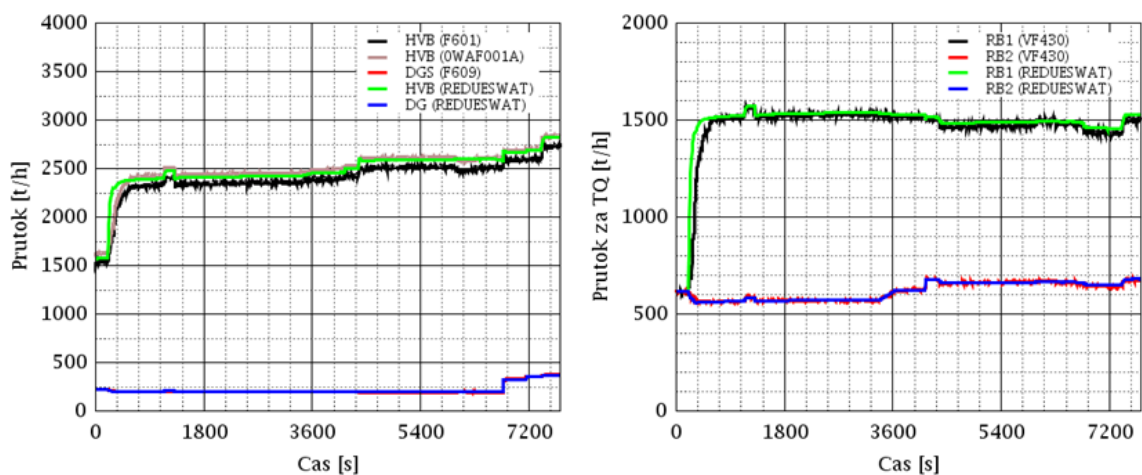
Skutečný stav zanesení (hydraulický odpor) klíčových výměníků chlazených TVD (výměník TQ a výměníky na DG) byl stanoven na základě nestandardních měření tlakových spádů a průtoků na vybraných částech potrubních tras s výměníky, které provedli pracovníci ČEZ a.s. Měření byla limitována nízkým počtem odběrových míst na které bylo možno připojit tlakoměry a také rovněž sníženou kvalitou měření průtoků prováděných ultrazvukovými průtokoměry v důsledku neznámé tloušťky a kvality nánosů na vnitřních površích měřeného potrubí. Při vyhodnocování těchto měření bylo možno vysledovat i závislost naměřeného hydraulického odporu na době měření v rámci periody čištění těchto výměníků, která probíhá v intervalech cca 1 x za 3 roky.

V důsledku zanášení potom dochází i k degradaci koeficientů přestupu tepla ve výměnících chlazených systémem TVD. Dopady zanášení klíčového TQ výměníku po straně TVD na přestup tepla byly analyzovány na VUT v Brně [2] a následně byly implementovány ve výpočtovém modelu systému TVD.

Výpočtový model REDUESWAT systému TVD

Použitý výpočtový model REDUESWAT byl vyvinut ve firmě TES s.r.o. v prostředí RELAP5/MOD3.3 pro termo-hydraulické analýzy ustálených a přechodových procesů v systému TVD v projektových i rozšířených projektových podmínkách, včetně klimatických extrémů. Model reprezentuje všechny tři divize TVD v rozsahu HVB1, včetně vnějších rozvodů, VCHV a systému TVD na ČČS.

Vývoj výpočtového modelu REDUESWAT byl, zejména z důvodu nedostatku vhodných informací o skutečném aktuálním stavu systému TVD, dlouhodobý proces, který začal v roce 2017. Pro ověření a doladění skutečného stavu hydrauliky systému TVD byla nejprve používána data z komplexních měření systému TVD na HVB1 prováděných dle operativních programů OP115÷117/17. Výchozí verze modelu REDUESWAT byla postavena především na projektových datech a informacích z dostupné provozní a bezpečnostní dokumentace. Při srovnávacích výpočtech se ukázaly zásadní odchylky mezi vypočtenými a naměřenými daty a byla rovněž identifikována značná nekonzistence naměřených dat. Tyto srovnávací výpočty výraznou měrou přispěly k iniciaci dalších měření a kontrol při odstávkách, při kterých bylo mj. zjištěna značné korozní opotřebení některých měřících a škrtících clon v systému TVD a vyšší místní hydraulické odpory, než bylo předpokládáno projektem. Po výměně clon byla na všech divizích TVD na obou HVB znovu provedena komplexní měření dle OP141÷143/18 na HVB1 a OP151÷153/18 na HVB2, kdy byl mj. i hydraulicky simulován stav s únikem primárního chladiva (LOCA) na jednom z RB. Data z těchto komplexních měření se společně s řadou dílčích nestandardních měření hydraulických odporů v trasách TVD a vyvinutými korelacemi pro degradaci potrubních tras stala podkladem pro finální nastavení a validaci modelu REDUESWAT. Z výstupů validačních výpočtů (viz obr. 3) proti datům z měření dle OP141÷143/18 byla mj. i stanovena kombinovaná nejistota predikce průtokových parametrů v systému TVD po LOCA při použití modelu REDUESWAT-2.2.



Obr. 3: Validace modelu REDUESWAT-2.2 dle dat z VOP141/18 (TVD1 na HVB1)

Ve stávající verzi modelu REDUESWAT-2.2 je nastavena degradace průměrů a vnitřních povrchů odpovídající skutečnému stavu HVB1 v roce 2018, kdy byla provedena většina referenčních měření na systému TVD. Model umožňuje nastavit stav potrubních tras odpovídající libovolnému datu až do konce životnosti bloků EDU a lze tak s jeho pomocí provádět výpočtovou predikci stárnutí systému a dlouhodobé účinnosti nápravných opatření v celém tomto období.

Shrnutí

System TVD je na EDU jedním z klíčových systémů na JE pro zajištění ZBF odvod tepla do koncového jímace tepla (atmosféry). Události ve Fukušimě, následné stress testy a zavedení nové jaderné legislativy, posilující kategorii rozšířených projektových podmínek a zvyšujících důraz na zajištění bezpečnostních funkcí systému TVD i v podmínkách klimatických extrémů, vedly k iniciaci vývoje nových výpočtových modelů TVD, se kterými bude možno provádět deterministické bezpečnostní analýzy i v těchto podmínkách. V článku byla diskutována hlavní specifika modelování systému TVD na JE na základě zkušeností, které získali experti firmy TES s.r.o. v rámci vývoje a validace výpočtových modelů TVD a provedených výpočtů tohoto systému v letech 2014-2019. Tyto zkušenosti mj. ukázaly, že při očekávané životnosti bloků 50 let hraje modelování systému TVD velkou roli časový faktor spojený s procesem postupného zanášení potrubních tras a výměníků TVD. S ohledem na požadavek prodloužení životnosti bloků EDU je proto klíčové monitorovat proces postupného zanášení systému TVD tak, abychom byli schopni aktualizovat výpočtové modely TVD a s nimi následně kvalifikovaně výpočtově predikovat další vývoj degradace hydrauliky systému TVD a ověřit efektivnost případných nápravných opatření a jejich dopad na plnění bezpečnostních funkcí tohoto systému až do doby konce životnosti JE.

Literatura

- [1] Špírek, K. (2017): *Závěrečná zpráva*. REKO a.s., Praha.
- [2] Baláš, M. (2018): *Charakteristiky TQ výměníků tepla JE Dukovany*. Technická zpráva, VUT-FSI-EÚ-OEI 001/2018, Vysoké učení technické v Brně, FSI, Energetický ústav – Odbor energetického inženýrství, Brno.

STAV VÝVOJE TEPELNÝCH sCO₂ OBĚHŮ

STATE OF DEVELOPMENT OF THERMAL sCO₂ CYCLES

Otakar Frýbort, Tomáš Melichar a Petr Hájek

Centrum výzkumu Řež s.r.o., Husinec – Řež, Hlavní 130, 250 68 Řež

Abstrakt

Vývoji tepelných oběhů se suprekritickým oxidem uhličitým (sCO₂ oběhy) jako pracovním médiem byla věnována zvýšená pozornost již v sedmdesátých letech minulého století. Zejména z důvodu nedostatečné úrovně dostupných materiálů a technologií bylo od dalšího vývoje na několik desítek let upuštěno. V současné době zažívají sCO₂ oběhy renesanci a v posledních deseti letech je jejich rozvoji věnována stále větší pozornost. Příspěvek shrnuje hlavní rysy, výhody a nevýhody tepelných sCO₂ oběhů. Dále uvádí přehled aktuálního vývoje sCO₂ oběhů ve světě i v České republice a přehled nejvýznamnějších experimentálních zařízení a demonstračních jednotek, které byly v poslední době realizovány, nebo jsou ve výstavbě. Také je zde uvedena informace o aktuálně řešených projektech a o aktuálně vyvíjené jednotce na testování sCO₂ turbín a kompresorů do maximálního výkonu 1,5 MW.

Abstract

Increased attention was given to the development of thermal cycles with supercritical carbon dioxide (sCO₂ cycles) as a working medium already in the 1970s. Mainly due to the insufficient level of available materials and technologies, further development was abandoned for several decades. Currently, sCO₂ cycles are experiencing a renaissance and in the last ten years more and more attention has been paid to their development. The paper summarizes the main features, advantages and disadvantages of thermal sCO₂ cycles. It also provides an overview of the current development of sCO₂ circuits in the world and in the Czech Republic and an overview of the most important experimental facilities and demonstration units that have recently been implemented or are currently under construction. Also information on currently solved projects and on the currently developed unit for testing sCO₂ turbines and compressors up to a maximum output of 1.5 MW is included.

Úvod

Parní oběhy se pro výrobu elektrické energie používají již více než sto let, první parní turbíny jsou potom datovány ještě mnohem dříve. Ruku v ruce s vývojem materiálů docházelo postupně k nárůstu maximálního tlaku a teploty v parních obězích za účelem zvyšování účinnosti oběhu. Účinnost většiny uhelných elektráren ještě v devadesátých letech jen lehce převyšovala 30 %. Dnešní moderní uhelné bloky dosahují účinnosti přes 40 % a ambiciózní studie ultrakritických bloků ukazují na možnost dosažení účinnosti přes 50 %. To však přináší značné technologické problémy. V současné době jsou intenzivně vyvíjeny tepelné oběhy, kde je voda, potažmo pára v oběhu nahrazena oxidem uhličitým. Podle parametrů CO₂ v oběhu je pak možné tyto oběhy dělit na podkritické, transkritické či superkritické. Zejména superkritickému oběhu je v současnosti věnována největší pozornost. Důvodem je zejména fakt, že tyto oběhy slibují srovnatelnou, nebo i vyšší účinnost zejména v oblasti vysokých teplot nad 550°C. To by ještě samo o sobě nebylo důvodem pro tak intenzivní vývoj nového oběhu, pokud by zároveň nesliboval řádově menší rozměry turbostrojů a s tím související výrazně snížené investiční náklady. Pro úplnost je možné zmínit, že pro provoz sCO₂ oběhu není v krajním případě nezbytné použít ani kapku vody, což může být v některých lokalitách hlavním důvodem pro uplatnění této technologie.

Historický vývoj CO₂ oběhů

První publikace zabývající se uplatněním CO₂ jako média pro pracovní oběh se začaly vyskytovat na přelomu sedmdesátých a osmdesátých let minulého století, například [1], [2]. Jednou z nejvýznamnějších, často citovaných publikací, je disertační práce V. Dostála „A Supercritical Carbon Dioxide Cycle for Next Generation Nuclear Reactors“ [3]. Práce začaly poukazovat nejen na výhody použití CO₂, ale také na související problémy a nejednoduchost návrhu takových systémů. Stěžejní problémy byly a stále jsou například v přestupu tepla, absenci korozních dat konstrukčních materiálů, ale také ve vývoji komponent jako suché plynové ucpávky a podobně. Následně se začaly celosvětově objevovat první experimentální zařízení, které se snaží zmíněné problémy objasnit a vyřešit. Od roku 2007 jsou pravidelně ve Spojených státech amerických pořádány konference zaměřené pouze na tematiku sCO₂ oběhů. Tyto konference jsou pořádány s dvouletou periodou a těší se stále většímu zájmu. Obdobně je pořádáno evropské sCO₂ symposium od roku 2016. V roce 2021 se bude v Praze konat čtvrtý ročník tohoto symposia [4].

Experimentální zařízení sCO₂

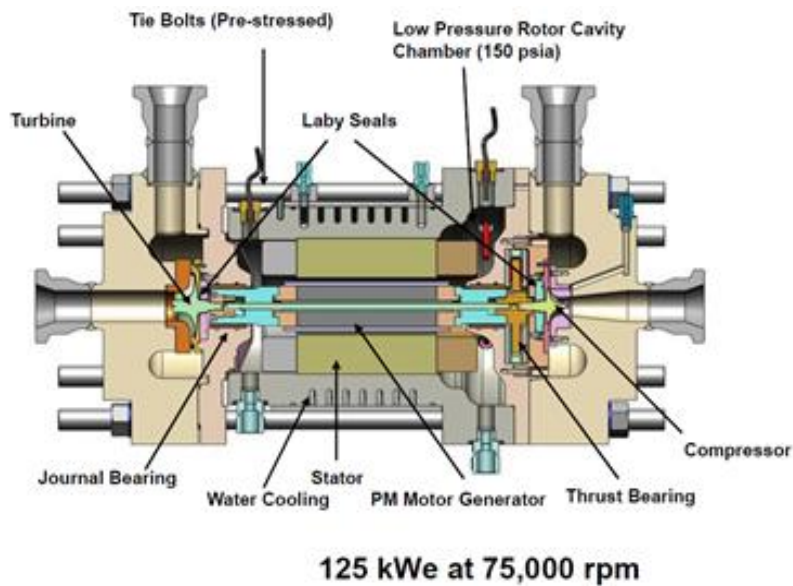
První sCO₂ experimentální oběh

Pravděpodobně první experimentální zařízení simulující sCO₂ oběh bylo realizováno v České republice v obci Běchovice v letech 1995 až 2000. Jednalo se dvě zařízení, první umožňující měření termodynamických dat, zejména tepelnou kapacitu při tlaku až 500bar a teplotě až 480°C. Vybudovaná experimentální smyčka potom simulovala jednoduchý Braytonův oběh s regenerací. Jako zdroj tlaku sloužil bezmazný kompresor s výtlakem až 500bar, který byl dodán firmou Sigma a umožňoval dosažení tlaku až 25MPa. Tento kompresor byl modifikací katalogového vysokotlakého plunžrového čerpadla na vodu. Oběh byl potom vybaven svazkem trubkových výměníků a elektrickými ohříváky, které umožnily dosáhnout maximální teploty až 300°C. Namísto expanzní turbíny byl ve smyčce umístěn plynový expandér s řízením expanze regulovaným otevíráním ventilů. Tento expandér byl vybaven elektrickou brzdou, která umožnila mařit získaný výkon. Zařízení bylo v provozu přibližně dva roky a jeho provoz provázely technické problémy. Jedním z hlavních byly značné vibrace zařízení způsobené pravděpodobně pístovým expandérem. Kvůli nutnosti opuštění pronajímaných prostor bylo zařízení demontováno a postupem času zlikvidováno. Výsledky provedených experimentálních prací bohužel nebyly nikdy publikovány, byly pouze vykázány poskytovateli dotace ve formě výzkumných zpráv. Veškeré uvedené informace byly získány od PhDr. Petra Hájka, CSc, který celé zařízení realizoval za financování Ministerstva průmyslu a obchodu.

Sandia National Laboratories recompression loop

První zařízení demonstrující sCO₂ oběh včetně točivých turbostrojů v laboratorním měřítku realizovala Sandia National Laboratory (SNL). Práce na návrhu zařízení byly započaty v roce 2005. Turbosoustroj v SNL je řešeno jako hermetické, pravděpodobně proto, aby nebylo nutné řešit problematiku ucpávek. Motorgenerátor je umístěn mezi plynovými ložisky a kompresorový a turbínový stupeň je umístěn vždy na převislém konci hřídele. Kompresorový stupeň dosahuje izentropické účinnosti 66,5 % a turbínový stupeň 70,1 %.

Zařízení bylo původně realizováno jako jednoduchý Braytonův oběh, následně bylo vybaveno rekuperačním výměníkem, a nakonec bylo rozšířeno do podoby rekompresního oběhu. Maximální elektrický výkon zařízení se pohybuje na úrovni 125 kW. Nejvyšší tlak v zařízení je na úrovni 14 MPa a maximální teplota oběhu dosahuje 538 °C. Smyčka je vybavena mikrokanálovými rekuperačními výměníky. Jako zdroj tepla slouží elektrický ohřívák o výkonu 500 kW. Zařízení je v současné době využíváno pro získávání dat při nenávrhových stavech oběhu a ke studiu systémového chování oběhu.



Obr. 1: Řez turbosoustrojím vyvinutého v Sandia National Laboratories

Echogen EPS100

První sCO₂ oběh, který dosahuje výkonu v řádu megawattů (MW) byl realizován společností Echogen [5]. Experimentální jednotka EPS 100 byla navržena na využití zbytkového tepla plynových turbín. Nominální výkon zařízení je 7 až 8 MW elektrických při admissní teplotě 400 až 485 °C. Tato jednotka byla dokončena v roce 2014 a posléze byla testována. Na konferenci ve Vídni v roce 2016 byla prezentována ukázka z testování jednotky, kdy turbína dosahovala výkonu 3,1MWe. Jako zdroj tepla byla použita pára, která umožňovala dosažení maximální teploty na vstupu do turbíny na úrovni 275 °C. Z toho i vyplývá maximální dosažený výkon generátoru. V současné době chystá Echogen nasazení jednotky k plynové turbíně na přečerpávací plynové stanici.



Obr. 2: Vizualizace jednotky EPS100

Další realizovaná zařízení a jednotky ve výstavbě

V současné době je po světě provozována řada menších experimentálních zařízení. V Evropě je to například smyčka Scarlet [6] ve Stuttgartu, experimentální zařízení SCARABEUS na vídeňské univerzitě TU Wien [7], nebo sCO₂ experimentální smyčka provozovaná v Centru výzkumu v Řeži [8]. Další je potom možné najít ve Spojených státech amerických nebo Jižní Koreji.

Jednotka o výkonu 10 MW je aktuálně ve výstavbě na Southwest Research Institute (USA) a další vyvíjí Čína za podpory francouzské EDF. Čínská jednotka bude realizována v poušti Gobi při existující solární elektrárně, kde sCO₂ okruh nahradí stávající parní oběh. V Evropě se nyní připravují podmínky pro výstavbu evropské demonstrační jednotky na podobné výkonné úrovni.



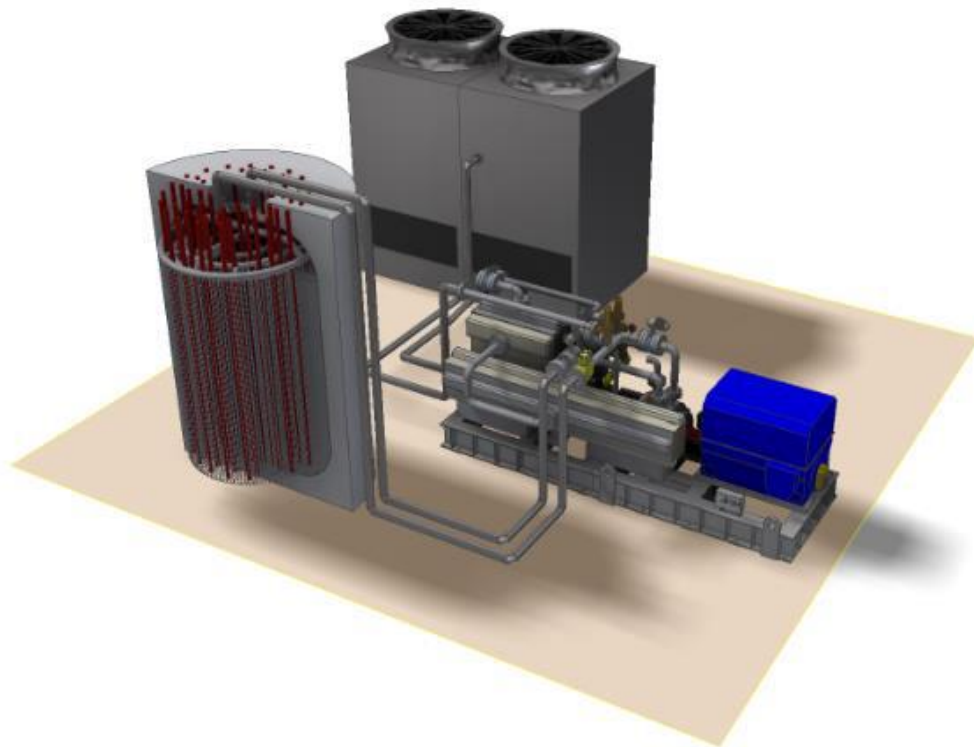
Obr. 3: Pohled na experimentální sCO₂ smyčku provozovanou v CVŘ

Sofia – sCO₂ facility for Supercritical Brayton Cycle Research

I v české kotlině probíhají intenzivní práce v oblasti sCO₂ oběhů. V Centru výzkumu Řež probíhá za podpory Technologické agentury České republiky a za součinnosti partnerů Doosan, Sobriety a UJV vývoj systému ukládání energie využívající principu takzvaných Carnotových baterií nebo také P2H2P (Power to Heat to Power). Tento systém ukládání energie transformuje v době přebytku elektřiny elektrickou energii na teplo, které je ukládáno do tepelného zásobníku. V zásobníku je teplo akumulováno do vhodně zvoleného média. Médii pro ukládání mohou být například tekuté soli, kamenivo, nebo materiál se změnou fáze. Ve špičkách potom čerpá uložené teplo a za pomoci tepelného oběhu transformuje energii zpět na elektrickou, kterou dodává do sítě.

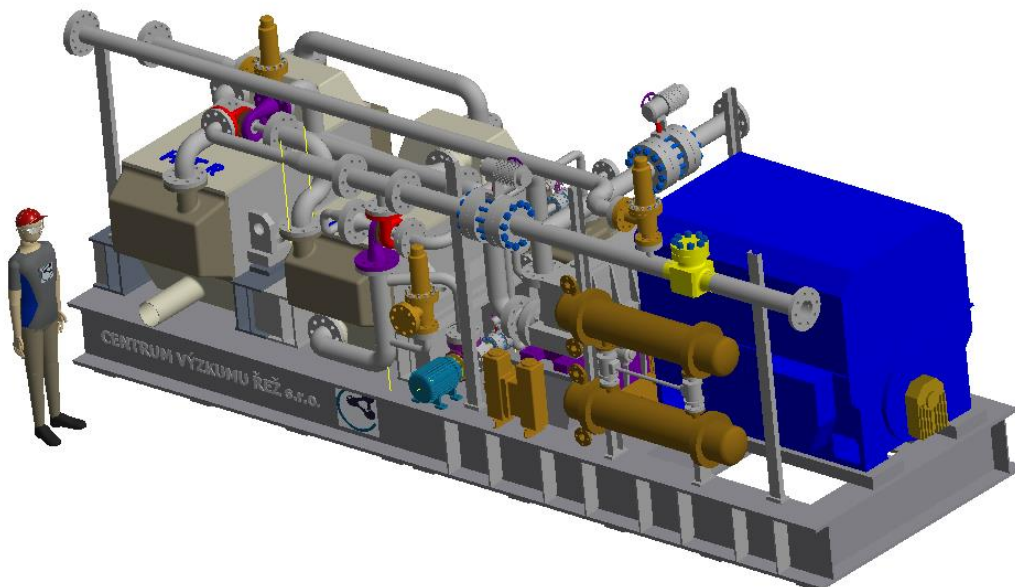
System vyvíjený v projektu sCO₂-Efekt využívá pro přeměnu elektrické energie na tepelnou přímý elektrický ohřev. Topné tyče jsou umístěny přímo v tepelném zásobníku a předávají teplo do akumulárního média, kterým je v tomto případě eutektická slitina hliníku AlSi12. V zásobníku je zároveň umístěn i tepelný výměník, skrze který je při vybíjení zásobníku odčerpáváno uložené teplo do pracovního média konverzního energetického oběhu. Tím je v tomto konceptu superkritický oxid uhličitý.

Hlavním výsledkem projektu bude koncepční návrh systému akumulace. Tento koncept je velmi inovativní a k ověření proveditelnosti návrhu je dalším výsledkem mock-up akumulárního tanku. Na tomto mock-upu bude v laboratorním měřítku ověřena správnost termohydraulického návrhu.



Obr. 4: Vizualizace systému akumulace energie do hliníkové slitiny s použitím sCO₂ oběhu

Další neméně důležité výsledky jsou potom návrhy, realizace a ověření funkce točivých strojů pracujících s sCO₂. Těmito stroji jsou startovací kompresor, komandér a výkonová turbína. Startovací kompresor je navrhován jako hermetický stroj se zapouzdřeným motorem a slouží k rozběhu celého oběhu. Komandér, tedy hlavní oběhový kompresor poháněný vlastní turbínou, taktéž v hermetickém provedení, je uložen v plynových ložiscích a zajišťuje kompresi CO₂ v oběhu během provozu oběhu. Kompresor, stejně jako pohonná turbína jsou provedeny jako jednostupňové radiální stroje. Výkonová turbína o výkonu 1MW je provedena jako axiální vícestupňový stroj a je uložena v olejových ložiscích. Tato turbína využívá pro utěsnění hřídele suché plynové ucpávky.



Obr. 5: Vizualizace standu pro testování točivých strojů, součást SOFIA zařízení

Pro možnost otestování vyvinutých strojů bude jako další výsledek projektu postaven stand pro testování točivých strojů. Tento bude obsahovat plynový zdroj tepla, rekuperační výměníky, chladiče a veškeré nezbytné měření.

Závěr

Vývoj sCO₂ oběhů se v současnosti celosvětově věnuje velká pozornost a jsou do něj investovány milióny Euro ročně. Využití moderních oběhů se superkritickým oxidem uhličitým slibuje do budoucna dosažení špičkové účinnosti při nižších investicích v porovnání s parními oběhy. Proto se o sCO₂ oběhy začínají intenzivně zajímat velcí hráči na poli energetiky, ze strany výrobců turbín například Siemens, GE, Doosan nebo Triveni. Do vývoje sCO₂ oběhů investují i provozovatelé sítí a výrobci energie jako například EDF. Není tedy otázkou zda, ale kdy dojde k hromadnému nasazení sCO₂ oběhů v energetice.

Poděkování

Presentované výsledky byly finančně podpořeny Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy – projekt LQ1603 Výzkum pro SUSEN. Práce byla realizována na velké infrastruktuře Udržitelná energetika (SUSEN) vybudované v rámci projektu CZ.1.05/2.1.00/03.0108 a CZ.02.1.01/0.0/0.0/15_008/0000293.

Literatura

- [1] Angelino, G. (1968): *Carbon Dioxide Condensation Cycles for Power Production*. ASME Paper, No. 68-GT-23.
- [2] Combs, O. V. (1977): *An Investigation of the Supercritical CO₂ Cycle (Feher Cycle) for Shipboard Application*. Thesis, Massachusetts Institute of Technology.
- [3] Dostal, V., Driscoll, M.J., Hejzlar, P. (2004): *A Supercritical Carbon Dioxide Cycle for Next Generation Nuclear Reactors*. Thesis, MIT-ANP-TR-100, Massachusetts Institute of Technology.
- [4] sCO₂eupe (2021): *European Conference on Supercritical CO₂*. [online]. Available at: <https://www.sco2.eu/>
- [5] Brun, K., Friedman, P., Dennis, R. (Eds.) (2017): *Fundamentals and Application of Supercritical Carbon Dioxide (sCO₂) Based Power Cycles*. Woodhead Publishing Series in Energy. ISBN 9780081008041
- [6] Flaig, W., Mertz, R., Starflinger, J. (2018): *Setup of the Supercritical CO₂ Test Facility 'SCARLETT' for Basic Experimental Investigations of a Compact Heat Exchanger for an Innovative Decay Heat Removal System*. Journal of Nuclear Engineering and Radiation Science, Vol. 4, paper NERS-17-1121. ISSN 2332-8983
- [7] Haider, M. et al. (2019): Supercritical CO₂ Test Rig. Poster, *Conference IET*.
- [8] Vojáček, A., Frýbort, O., Hájek, P. (2017): The Supercritical CO₂ Experimental Loop. *Conference Nuclear Technologies for the 21st Century*, Centrum výzkumu Řež s.r.o., pp. 129-132. ISBN 978-80-270-3233-4

ANALÝZA PŘÍČIN POŠKOZENÍ OBĚŽNÉHO KOLA ČERPADLA V JE TEMELÍN

ANALYSIS OF THE CAUSES OF IMPELLER DAMAGE IN NPP TEMELÍN

Miroslav Krpec, Dana Tonarová, Petr Brabec a Marek Postler

ÚJV Řež, a. s., Hlavní 130, Řež, 250 68 Husinec

Abstrakt

Při revizi čerpadla SULZER 200-450 byla na oběžném kole 2TQ32D01 na základě vizuální a kapilární kontroly zjištěna na jedné z pěti lopatek trhlina. Oběžné kolo bylo za účelem stanovení příčin poškození převezeno k destruktivnímu hodnocení do ÚJV Řež, a. s. Destruktivním hodnocením bylo zjištěno únavové poškození lopatky. Hodnocení bylo komplexně doplněno ověřením chemického složení materiálu, odporovou tenzometrií a stanovením základních mechanických vlastností.

Abstract

During the revision of the pump SULZER 200-450 of the impeller 2TQ32D01, a crack was detected on one of the five blades based on visual and capillary inspection. In order to determine the causes of damage, the impeller was transferred to ÚJV Řež. Destructive evaluation revealed fatigue damage to the blade. The evaluation was comprehensively supplemented by verification of the chemical composition of the material, resistance tensometry and determination of basic mechanical properties.

Úvod

Na JE Temelín byla při revizi čerpadla SULZER 200-450 u oběžného kola 2TQ32D01 (obr. 1) na základě vizuální a kapilární kontroly zjištěna na jedné z pěti lopatek trhlina. Trhlina se šířila z náběžové hrany lopatky v oblasti rádiusu, těsně pod povrchem velkého průměru. Kapilární zkouškou nepoškozených lopatek byla na jedné z lopatek v identickém místě zjištěna další trhlina.

Zbylé lopatky byly bez indikací. Dle informací zadavatele pracuje kolo v několika různých režimech a historie nálezů sahá až do roku 2005, kdy bylo stejné poškození identifikováno u dalších dvou oběžných kol. Před destruktivním hodnocením bylo oběžné kolo nejprve naskenováno do 3D modelu a poté bylo pomocí odporové tenzometrie na jedné z lopatek provedeno měření vnitřního pnutí. Měřením byla prokázána poměrně vysoká úroveň zbytkového napětí až 100 MPa.

Nedestruktivní a destruktivní analýzy provedené za účelem stanovení příčin poškození oběžného kola 2TQ32D01 s trhlinami z JE Temelín jsou předmětem tohoto příspěvku.



Obr. 1: Poškozené oběžné kolo čerpadla 2TQ32D01

Čerpadlo SULZER – REL 200-450 [1]

Čerpadlo typ SULZER – REL 200-450 je nízkotlaké odstředivé horizontální jednostupňové čerpadlo, průtokové pouze jedním směrem, s axiálním vstupem a radiálním výstupem a letmo uloženým oběžným kolem. Vnitřní komora čerpadla je u hřídele zapečetěna mechanickými ucpávkami. Těleso ucpávky je složeno ze dvou mechanických ucpávek (vnitřní a vnější). Prostor mezi ucpávkami je zaplněn blokovací kapalinou (bariérou) -čistým kondenzátem a je v něm udržován tlak minimálně o 0,2 MPa vyšší, než je tlak v sání. Tím je dosaženo dokonalejší utěsnění vnějšího kluzného kroužku a prakticky zabráněno prosakování přečerpávané kapaliny.

Tab. 1: Základní parametry nízkotlakého čerpadla

Základní parametry	HVB II
Průtok Q	800 m ³ /hod
Výtlak	2,3 MPa
Otáčky	2980 ot./min
Povolená kavitační rezerva	≤ 9,5 m
Tlak na sání	0,095 ÷ 2,25 MPa
Teplota čerpaného média	10–150 °C
Výkon čerpadla	668 kW
Výkon elektromotoru	800 kW
Napětí	6 kV

Provozní režimy čerpadla

Nízkotlaký systém je využíván v následujících režimech:

- režim dochlazování aktivní zóny reaktoru – tlak na sání až 2,2 MPa, Q = 800 m³/hod.,
- režim plánovaného dochlazování aktivní zóny reaktoru – tlak na sání až 1,7 MPa, Q = 450 m³/hod.,
- režim odvodu zbytkového tepla z aktivní zóny reaktoru – tlak na sání 0,4 MPa, Q = 450 m³/hod.,
- zkouška na recirkulaci (1 x 3 měsíce) – tlak na sání 0,11 MPa, Q = 270 m³/hod.

Použité metody hodnocení

Nedestruktivní hodnocení bylo zaměřeno na:

- provedení vizuální a kapilární kontroly nepoškozených lopatek,
- měření chemického složení materiálu oběžného kola.

Pro destruktivní analýzy bylo navrženo:

- měření vnitřního pnutí pomocí odporové tenzometrie,
- fraktografické hodnocení lomových ploch trhliny lopatky 1 a 2,
- metalografické hodnocení mikrostruktury ZM v oblasti trhlín,
- stanovení základních mechanických vlastností statickou zkouškou v tahu.

Vizuální a penetrační zkouška byla prováděna certifikovanou osobou ve stupni 2, dle STD 101 APC, ČSN EN ISO 9712:2013. Vizuální kontrola oběžného kola čerpadla 2TQ32D01 byla provedena jako přímá kontrola dle ČSN EN 13018, Nedestruktivní zkoušení – Vizuální kontrola – Všeobecné zásady. Kapilární zkouška byla provedena dle ČSN EN ISO 3452-1, Nedestruktivní zkoušení – Kapilární zkouška – Část 1: Obecné zásady.

Složení materiálu bylo stanoveno metodou optické emisní spektrometrie (OES), která je akreditovanou zkouškou zkušební laboratoře oddělení Podpora provozu energetických zařízení (ZL OPPEZ), měření bylo provedeno mobilním OES přístrojem ARCMET 8000 SL MobileLab, výrobce Oxford Instruments. Stanovení chemického složení materiálu bylo standardně prováděno na bázi série 10 měření. Na povrchu tělesa byla v oblasti měření vybroušena plocha o minimálním rozměru 10 x 10 cm. Broušení bylo provedeno SiC brusným papírem zrnitosti 60 pomocí úhlové brusky.

Ve vybraných místech byly po ručním obroušení a očištění povrchu chemicky čistým acetonem nalepeny rychle tuhnoucím tmelem Hottinger X60 tenzometry Micro Measurements typu CEA-06-125UN-120 s odporem 120Ω a deformační citlivostí $k = 2,09$. Stanovení deformací bylo provedeno digitální tenzometrickou aparaturou HBM DMD 20A [2], v polo můstkovém zapojení po doplnění měrného tenzometru přesným teplotně stabilním kompenzačním odporem Vishay M–M typu S-120-01.

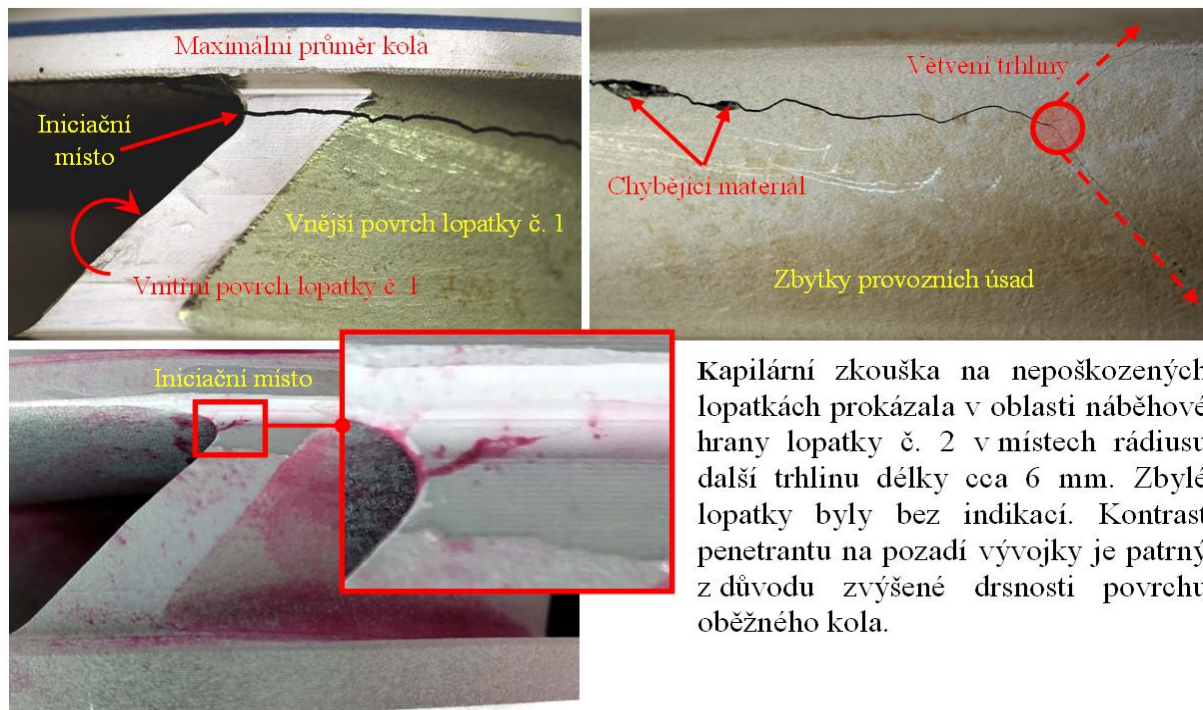
Fraktografické hodnocení lomových ploch oběžného kola čerpadla 2TQ32D01 bylo provedeno na SEM VEGA TS 5130 XM (fy. Tescan Brno a.s.) v sekundárních (SE) a zpětně odražených elektronech (BSE). Dokumentace byla pořízena při zvětšeních 70x až 5000x.

Metalografické výbrusy pro hodnocení mikrostruktury byly připraveny standardním způsobem, tj. mechanickým broušením na metalografických papírech o zrnitosti 500–2400, leštěním pomocí diamantové pasty (zrnitost D 3 a D 0,7) a koloidní silice (OPS Struers). Pro dokumentaci mikrostruktury materiálu a zvýraznění karbidických vměstků byl výbrus elektrolyticky leptán v 10% kyselině šťavelové. Pro zvýraznění δ -feritu byla použita 60% kyselina dusičná nebo leptadlo Kalling.

Pro statickou zkoušku v tahu bylo z oblasti poškozené lopatky vyrobeno celkem 5 tahových ZT. Pro zkoušku bylo použito zařízení TS 3, fy. ARPO a. s. Praha, ev. č. 83360. Normy, podle kterých byly experimenty provedeny: ČSN EN ISO 6892-1 – Kovové materiály – Zkoušení tahem – Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty.

Výsledky

Trhlina se šířila z náběhové hrany lopatky č. 1 v oblasti rádiusu, těsně pod povrchem velkého průměru do délky cca 110 mm, kde došlo k jejímu větvení (obr. 2). Větvící se trhliny byly vůči sobě orientovány pod úhlem cca 90° a jejich délky dosahovaly od 15 do 30 mm. Délka trhliny na vnitřní straně lopatky byla cca 105 mm. V délce 55 a 65 mm od náběhové hrany byly patrné chybějící části materiálu, jejichž rozměry byly cca $8 \times 2,5$ mm, resp. $2 \times 1,5$ mm.



Kapilární zkouška na nepoškozených lopatkách prokázala v oblasti náběhové hrany lopatky č. 2 v místech rádiusu další trhlínu délky cca 6 mm. Zbylé lopatky byly bez indikací. Kontrast penetrantu na pozadí vývojky je patrný z důvodu zvýšené drsnosti povrchu oběžného kola.

Obr. 2: Oblast iniciace trhliny lopatky č. 1 a kapilární hodnocení lopatky č. 2

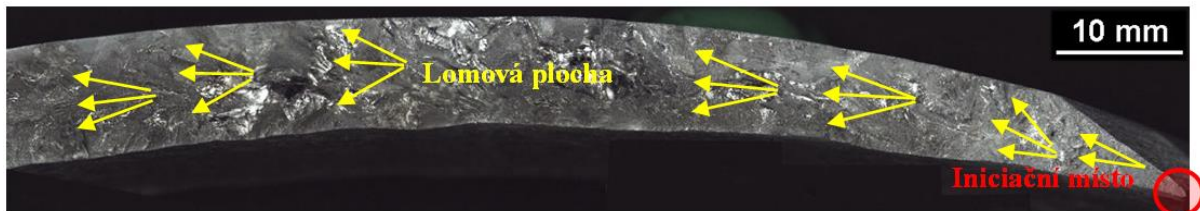
Měření chemického složení materiálu oběžného kola bylo zjištěno, že se pravděpodobně jedná o litou austenitickou chrom-nikl-molybdenovou ocel s označením CF-3M (316L) s nízkým obsahem uhlíku. Srovnání deklarovaného a naměřeného chemického složení udává tab. 2.

Tab. 2: Základní parametry nízkotlakého čerpadla

Měření č. / obsah [hm. %]	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
CF-3M dek.	max. 0,03	max. 1,50	max. 1,50	17,0 – 21,0	9,0 – 13,0	2,0 – 3,0	max. 0,04	max. 0,04
2TQ32D01	0,035	1,32	1,20	17,98	10,63	2,19	0,022	0,015

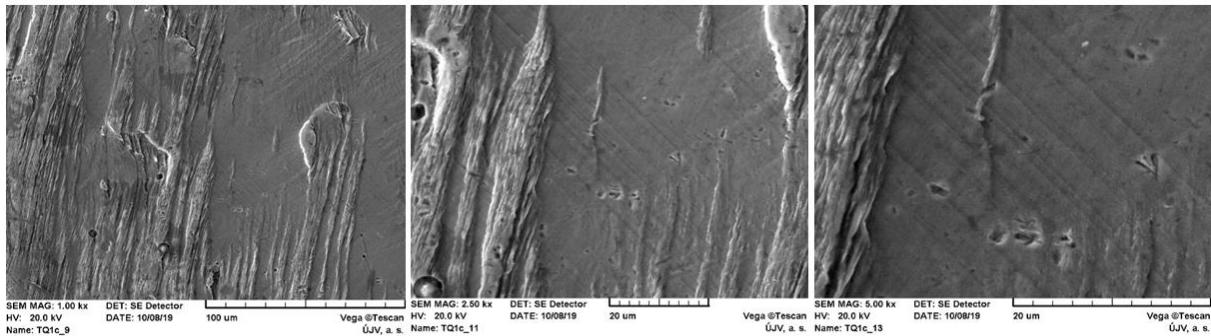
Pro přímé stanovení zbytkového napětí v patě lopatky č. 4, byla využita možnost destruktivního postupu. Při plánovaném postupu řezání kola strojní pásovou pilou PEGAS 360x500 GH-LR byl jako první krok proveden řez středem lopatky od náběžné hrany směrem k ose kola. Úplným uvolněním zbytkového napětí rozříznutím lopatky v jejím středu byla prokázána poměrně vysoká úroveň zbytkového napětí 101 MPa.

Makrostruktura lomové plochy vykazovala v celém profilu charakter únavového poškození. Směr šíření trhliny je patrný z obr. 3. Informace z oblasti iniciace v místech rádiusu náběžné hrany lopatky a přilehlého okolí bylo znemožněno deformací plochy, která se v těchto místech vyskytovala.



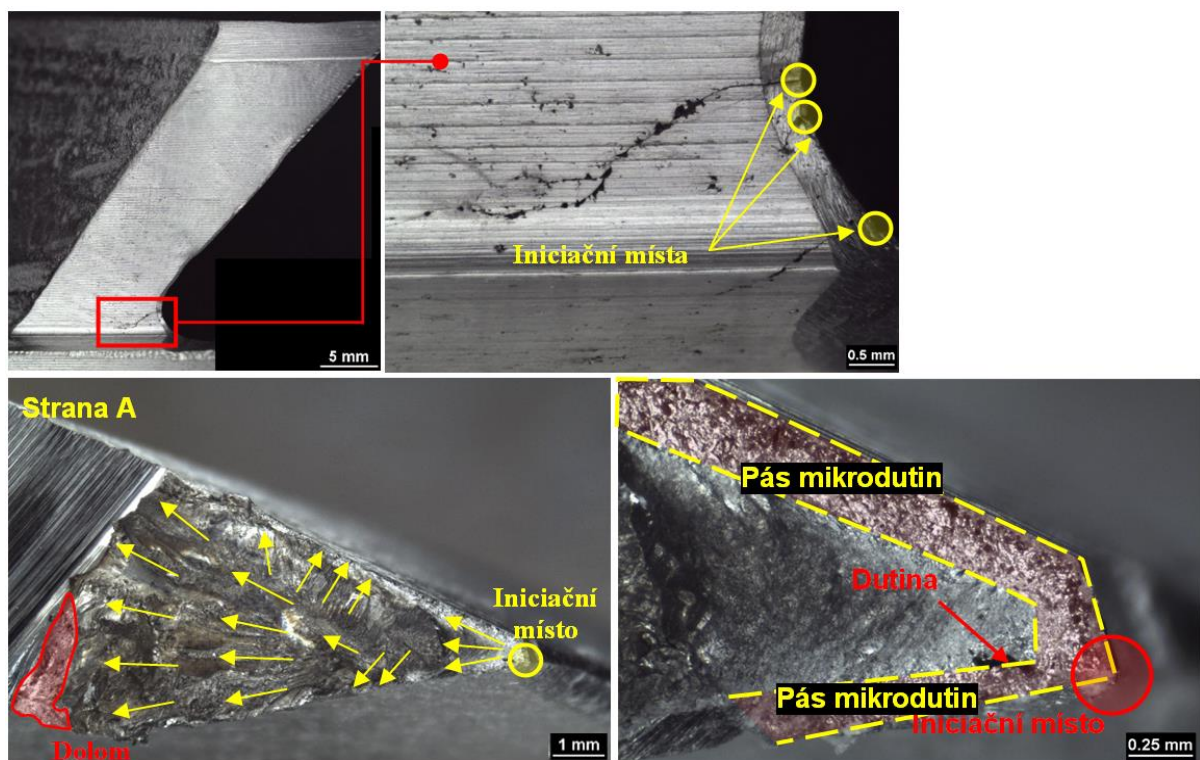
Obr. 3: Lomová plocha trhliny s vyznačením šíření trhliny a iniciačním místem, lopatka č. 1

Detailní hodnocení mikrostruktury lomové plochy v SEM potvrdilo únavové poškození s výskytem striací (obr. 4), které byly nejvíce patrné na čele trhliny v blízkosti do lomu. Mikroskopická charakteristika lomu odpovídala projevům korozního únavového šíření vady. Na povrchu lomové plochy byly v početném zastoupení patrné vady typu staženin (ředin).



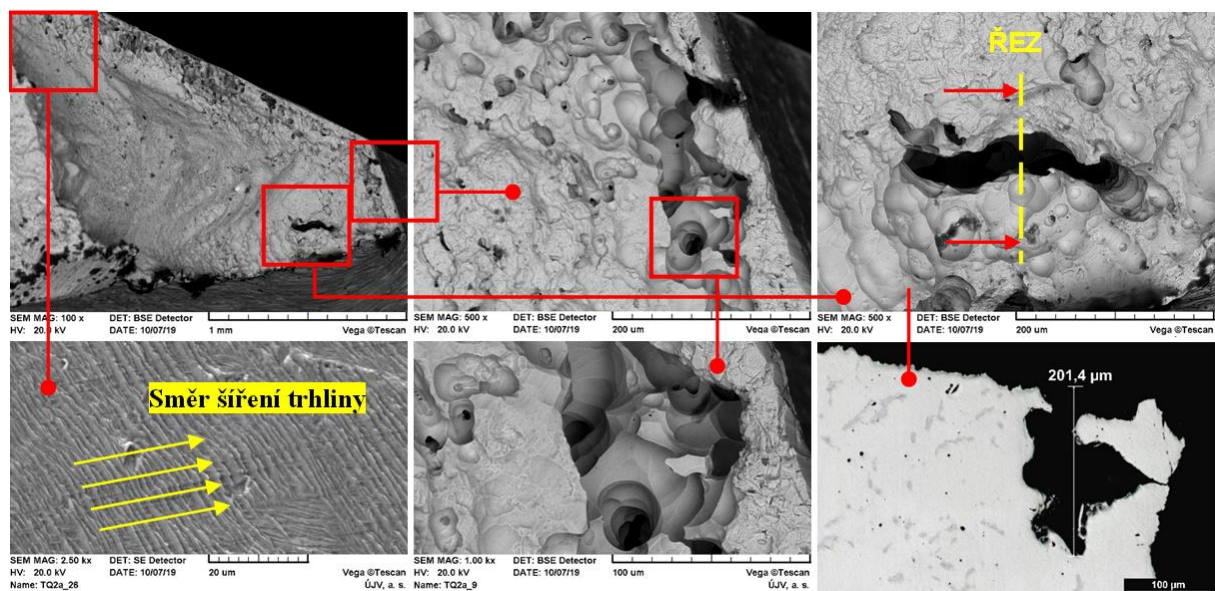
Obr. 4: Únavové striace vyskytující se na čele trhliny lopatky č. 1

Při bližším ohledání lopatky č. 2 se na povrchu v místech rádiusu náběžné hrany lopatky vyskytovaly tři trhliny (obr. 4). Jedna magistralní, větící se, z části vyplněna zbytky úsad a dvě sekundární menších rozměrů, u kterých nebylo větvení patrné. Na stereomikroskopu bylo po rozlomení magistralní trhliny zjevné, že makrostruktura lomové plochy v celém průřezu vykazovala únavový charakter poškození. Směr šíření trhliny je patrný z obr. 5. V místech iniciace byly u vnějšího povrchu patrné mikrodutiny, které v šířce cca 100 až 250 μm obvodově kopírovaly geometrii lopatky a vyskytovaly se od iniciačního místa do vzdálenosti cca 2 mm.



Obr. 5: Trhliny v oblasti rádiusu náběžné hrany lopatky č. 2, lomová plocha s vyznačením šíření trhliny a mikrodotiny v místech iniciace trhliny při povrchu lopatky

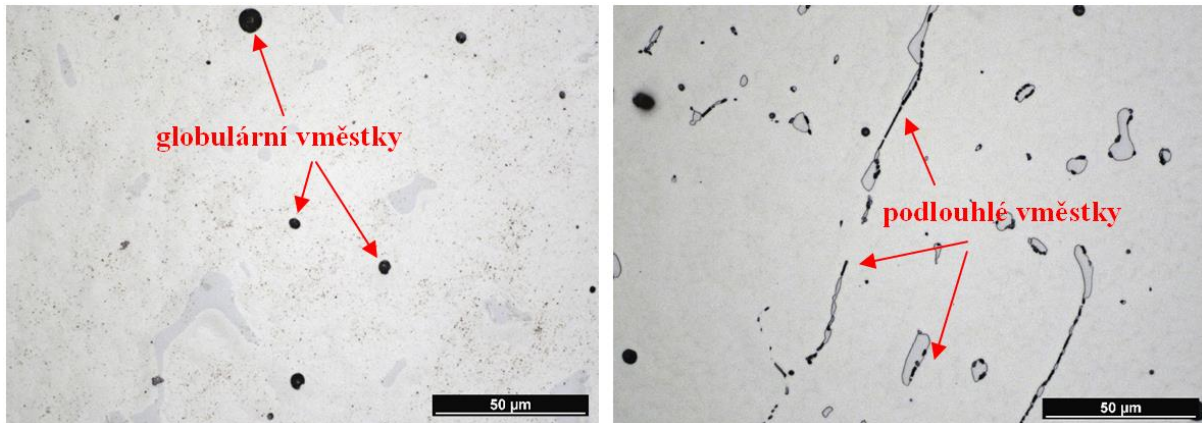
Únavové poškození bylo patrné i při hodnocení v SEM. Striace se vyskytovaly na čele trhliny cca 2 mm od hranice s dolomem a jejich orientace byla kolmo na směr šíření trhliny. Mikroskopická charakteristika lomu odpovídala projevům korozního únavového šíření vady. V místech iniciace trhliny byly při vnějším povrchu patrné vady materiálu – staženiny (řediny), patřící do kategorie dutin. Povrch dutin byl hladký, bez výskytu jakékoliv výplně, jak dokumentuje obr. 6 ve zpětně odražených elektronech (BSE).



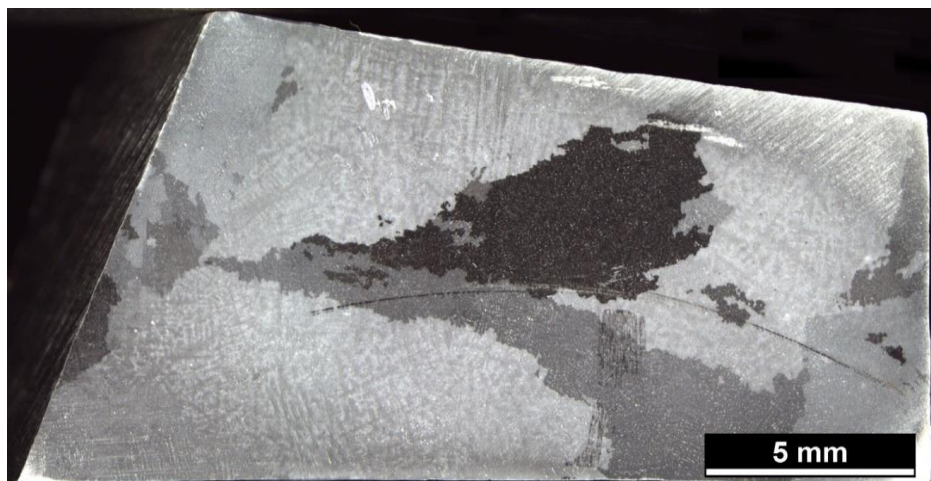
Obr. 6: Striace na lomové ploše a dutiny v místech iniciace trhliny lopatky č. 2, zobrazení v SE a BSE

Hodnocení mikrostruktury bylo provedeno v příčném řezu kolmém na lomovou plochu. V nelepťaném stavu byly v materiálu zřetelné tmavé globulární oxidické vměšky. Po naleptání

materiálu kyselinou šťavelovou byla patrná litá dvoufázová austeniticko-feritická struktura (solidifikace typu AF). Na hranicích δ -feritu došlo k zvýraznění podlouhlých karbidů (obr. 7). Obsah δ -feritu byl v materiálu $14,7 \pm 5,5$ %. Lokálně se podlouhlé vměstky vyskytovaly i v austenitické matici. V austenitické matici byla též patrná dendritická struktura. Velikost strukturních jednotek se pohybovala okolo $\sim 3-10$ μm . Zrna v příčném řezu byla kolumnárního tvaru (obr. 8) a jejich velikost byla v řádu jednotek milimetrů.

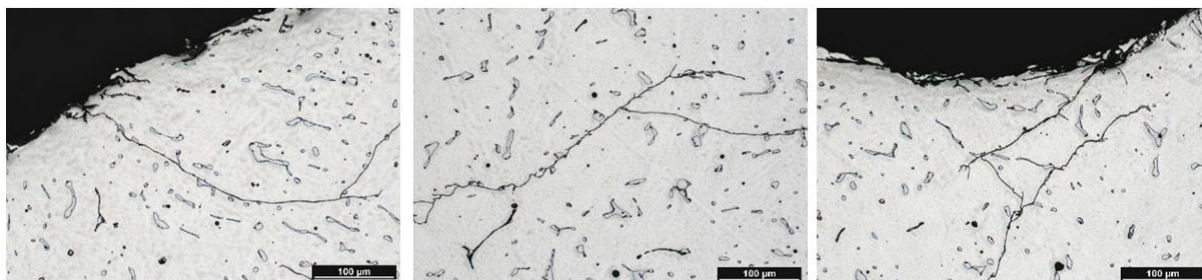


Obr. 7: Globulární oxidické vměstky a podlouhlé karbidické vměstky



Obr. 8: Makrostruktura materiálu, zvětšení 50x

Pod povrchem lomové plochy se v materiálu vyskytovaly sekundární interdendritické trhliny (obr. 9), které se šířily po dendritech v matici austenitu.

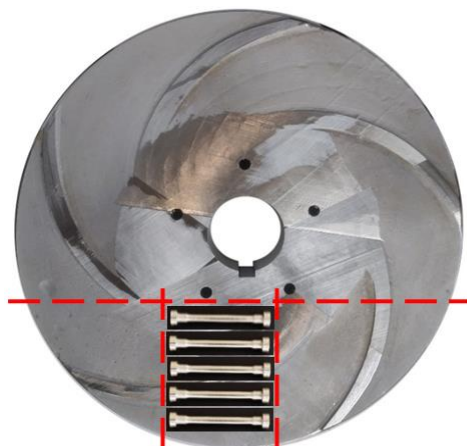


Obr. 9: Sekundární trhliny pod povrchem lomové plochy, leptáno kyselinou šťavelovou, zvětšení 200x

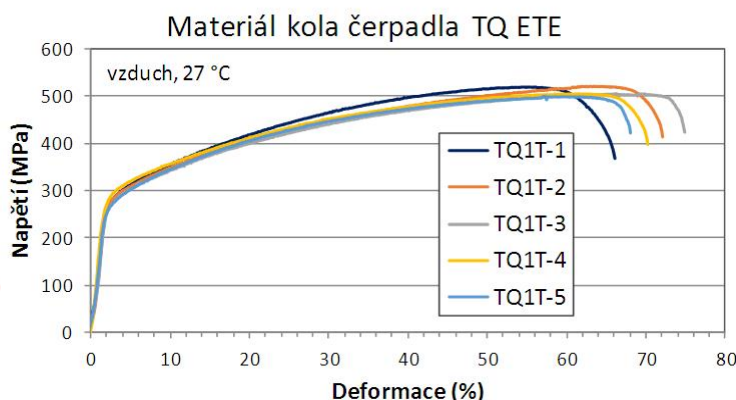
Testy pro získání mechanických vlastností materiálu oběžného kola čerpadla 2TQ32D01 byly prováděny podle pracovních postupů pro konkrétní podmínky ZL OPPEZ (akreditovaná

laboratoř, č. 1039.2), dle ČSN EN ISO 6892-1. Tahová zkouška za pokojové teploty je zkouška danou rychlostí deformace na tahovém ZT na vzduchu (rychlost deformace $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, teplota $24 \text{ }^\circ\text{C}$). Výstupem je napětově-deformační křivka a z ní stanovené hodnoty mechanických vlastností (smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$, mez pevnosti R_m , a celkové prodloužení A).

Pět ZT bylo vyrobeno z oblasti poškozené lopatky č. 1. Orientace ZT vůči tělesu oběžného kola je zobrazena na obr. 10. Grafické znázornění závislosti napětí na deformaci ZT je zobrazeno na obr. 11. Výsledky mechanických zkoušek jsou uvedeny v tab. 3, srovnání deklarovaných a naměřených hodnot v tab. 4.



Obr. 10: Orientace ZT vůči tělesu oběžného kola čerpadla 2TQ32D01



Obr. 11: Grafické znázornění napětí δ [MPa] na deformaci ε [%]

Tab. 3: Hodnoty mechanických vlastností oběžného kola čerpadla 2TQ32D01

ZT	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	Z [%]
TQ1T-1	254	519	63	81
TQ1T-2	256	521	68	72
TQ1T-3	251	512	71	72
TQ1T-4	250	505	67	70
TQ1T-5	251	504	65	72
Průměr + směrodatná odchylka	252 ± 3	512 ± 8	67 ± 3	73 ± 4

Tab. 4: Srovnání mechanických vlastností deklarovaného materiálu CF-3M (316L) a materiálu oběžného kola čerpadla 2TQ32D01

Materiál	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	Z [%]
CF-3M dek.	min. 205	min. 485	min. 30 %	-
2TQ32D01	252	512	67	73

Ze závislosti napětí na deformaci tahových zkoušek jednotlivých ZT byly patrné velmi malé rozdíly v hodnotách smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$, resp. meze pevnosti v tahu R_m , i oblasti tažnosti A a kontrakce Z. Hodnoty smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$ se průměrně pohybovaly okolo 252 MPa, meze pevnosti v tahu R_m 512 MPa. Pro materiál CF-3M (316L) ve stavu žíhaném jsou udávány charakteristiky mechanických vlastností při $20 \text{ }^\circ\text{C}$, $R_{p0,2} = \text{min. } 205 \text{ MPa}$, $R_m = \text{min. } 485 \text{ MPa}$, $A = \text{min. } 30 \text{ } \%$.

Závěr

Hodnocení poškození oběžného kola s průchozí trhlinou na jedné z lopatek bylo rozděleno na několik částí. Cílem hodnocení bylo určit kořenovou příčinu poškození oběžného kola čerpadla a doporučit opatření pro další provoz komponenty. Prvotní nedestruktivní hodnocení bylo

doplněno hodnocením destruktivním a tenzometrickým měření vnitřního pnutí lopatek. Nede­struktivní hodnocení bylo zaměřeno na vizuální kontrolu kola, kapilární hodnocení nepoškoze­ných lopatek a zjištění chemického složení. Destruktivní hodnocení sestávalo z fraktografic­kých a metalografických analýz a ze stanovení mechanických vlastností v tahu.

Vizuální kontrola potvrdila přítomnost průchozí trhliny na lopatce č. 1. Trhlina se šířila z ná­běhové hrany lopatky v oblasti rádiusu do délky cca 110 mm, kde došlo k jejímu větvení. Pří­tomnost další trhliny v totožném místě byla zjištěna kapilární zkouškou na lopatce č. 2. Zbylé lopatky byly bez indikací.

Měření vnitřního pnutí bylo rozděleno do dvou etap. V první etapě bylo sledováno sevření trhliny pomocí hydraulického stroje v závislosti na síle, na řezu lopatky č. 1. Ve druhé etapě byla pak zjišťována šířka rozevírání při řezání lopatky č. 4 na jednom řezu jejím středem a v kontrolním řezu vzdáleném 28 mm od náběžné hrany. Tlakovým testem bylo zjištěno, že k uzavření trhliny dochází již na počátku zatěžování a hodnoty tahového předpětí se se vznikem trhliny snížily v místě lopatky č. 1 nanejvýše o 5 MPa. Naproti tomu uvolněním zbytkového napětí rozříznutím lopatky č. 4 byla prokázána poměrně vysoká úroveň zbytkového napětí až 101 MPa.

Chemické složení materiálu oběžného kola bylo ověřeno (změřeno) metodou OES. Na zá­kladě série 10 měření bylo zjištěno, že chemickým složením materiál odpovídá materiálu CF-3M (316L) s nízkým obsahem uhlíku.

Fraktografie lomových ploch prokázala u obou trhlín (lopatka č. 1 a č. 2) únavové poškození materiálu doprovázené výskytem striací na lomové ploše. Mikroskopická charakteristika lomu odpovídala projevům korozního únavového šíření vady. Na lomových plochách byly v četném zastoupení patrné vady materiálu (dutiny, resp. řediny), které souvisí s fází tuhnutí odlitku. Maximální hloubka poškození (dutin) v místech iniciace byla cca 200 μm . V mikrostrukturu materiálu se vyskytovaly oxidické a karbidické vměstky, které byly vyloučeny převážně na hranicích δ -feritu. Obsah δ -feritu se v materiálu vyskytoval okolo necelých 15 %. Zrna v příč­ném řezu měla kolumnární tvar a jejich velikost se pohybovala v řádu jednotek milimetrů.

Stanovení základních mechanických vlastností bylo provedeno na 5 ZT statickou zkouškou v tahu dle ČSN EN ISO 6892-1. Z výsledků je patrné, že všechny sledované parametry, smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$, mez pevnosti v tahu R_m a tažnost A bezpečně přesahovaly minimální hod­noty udávané v materiálových listech pro materiál CF-3M.

Literatura

- [1] Cencinger, F. (2009): *Primární část JE VVER 1000, díl III. Pomocné systémy primárního okruhu*. Školící středisko ČEZ, Brno.
- [2] Hoffmann, K. (1989): *An Introduction to Measurement Using Strain Gages*. Hottinger Baldwin Messtechnik.
- [3] ASTM (1981): *Standard ASTM E837, Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method*. Standard, ASTM E837, ASTM International, West Conshohocken (PA).
- [4] Birger, I. A. (1963): *Ostatočnye naprjaženia*. Mašgiz, Moskva.
- [5] Otáhal, V. (2015): *Vady odlitků. Atlas vad. Železné a neželezné slitiny*. MetalCasting and Foundry Consult, Otáhal Vlastislav, Brno.
- [6] ASTM (2002): *Standard ASTM A744, Specification for Castings, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for Severe Service*. Standard, ASTM A744, ASTM International, West Conshohocken (PA).

ANALÝZA ŠÍŘENÍ TRHLIN ROTORU NÍZKOTLAKÉ ČÁSTI PARNÍ TURBÍNY

FATIGUE CRACK GROWTH ANALYSIS OF THE LOW-PRESSURE ROTOR OF THE STEAM TURBINE

Martin Nesládek ^{a)}, Jiří Kuželka ^{a)}, Milan Růžička ^{a)} a Petr Měšťánek ^{b)}

^{a)} ČVUT v Praze, Fakulta strojní, Ústav mechaniky, biomechaniky a mechatroniky, Technická 4, 160 00 Praha 6

^{b)} Doosan Škoda Power s.r.o., Tylova 1/57, 301 28 Plzeň

Abstrakt

Tento příspěvek shrnuje aplikovaný numericko-analytický přístup k predikci směru a rychlosti šíření trhlin v potenciálně kritických lokalitách hřídele nízkotlaké části parní turbíny. Primárním cílem bylo poskytnout hodnotící hledisko pro posouzení trojice kandidátních materiálů pro konstrukci hřídele v daných provozních podmínkách a s ohledem na předpokládaný charakter šíření trhlin. Výsledkem jsou predikované růstové křivky modelových trhlin, resp. diagramy mapující charakter šíření trhlin v podmínkách kombinovaného namáhání drážky závěsu lopatky turbíny.

Abstract

This paper summarizes the applied numerical-analytical approach for predicting the fatigue crack growth rate and direction of propagation in potentially critical localities of the shaft of the low-pressure part of the steam turbine. The primary objective was to develop a means of evaluation of a pair of candidate materials applicable to shaft design under given operating conditions and with respect to the expected mechanism of crack propagation. As a main result, predicted fatigue crack growth curves of model cracks and diagrams mapping the nature of crack propagation in the conditions of combined loading of the turbine blade groove were obtained.

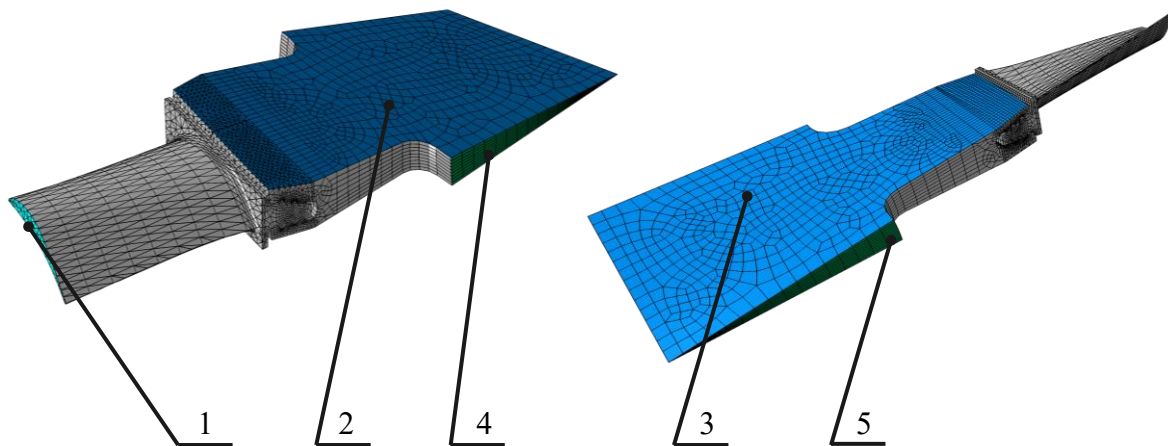
Úvod

V kontextu snahy států Evropské unie o budování nízkoemisního energetického průmyslu čelí tradiční výrobci parních turbín novým požadavkům na provozní parametry a spolehlivost svých produktů. Předpokládá se, že tradiční fosilní zdroje budou ve stále větší míře plnit roli zálohy s požadavkem na rychlé vykrývání frekventovaných výpadků v dodávkách energie z obnovitelných zdrojů. Nestabilita obnovitelných zdrojů se negativně promítá do provozních podmínek turbín, potažmo všech návazných komponent, které jsou v důsledku toho vystaveny mechanismu únavy materiálu v rostoucí míře. Tento trend je nutné promítnout do návrhových metodik exponovaných součástí, kde např. rychlé teplotní změny ve vysokotlakých sekcích indukují termo-mechanickou únavu, která, má-li být adekvátně hodnocena, vyžaduje náročnou realizaci experimentálních zkoušek a numerických simulací [1], [2].

Dlouhodobá spolupráce Fakulty strojní ČVUT v Praze s předním světovým výrobcem parních turbín Doosan Škoda Power s.r.o. vyústila v nedávné době v realizaci série analýz zbytkové životnosti rotoru nízkotlaké části parní turbíny [3]. Cílem analýz bylo na základě predikce směru a rychlosti šíření trhliny v potenciálně kritických místech poskytnout možné hledisko pro porovnání třech kandidátních materiálů (nízkolegovaná vysokopevnostní ocel a dvě alternativní nízkolegované žarupevné oceli, dále v textu značeno jako ocel A, B, C) pro konstrukci hřídele nízkotlaké sekce parní turbíny z pohledu lomově-mechanických vlastností. Realizované analýzy byly iniciovány a dále pracují s předpokladem zmiňovaných zvýšených nároků na frekvenci startů a odstávek turbíny. Tento příspěvek shrnuje dílčí aplikované postupy včetně hlavních výsledků.

Numerické simulace růstu trhlin

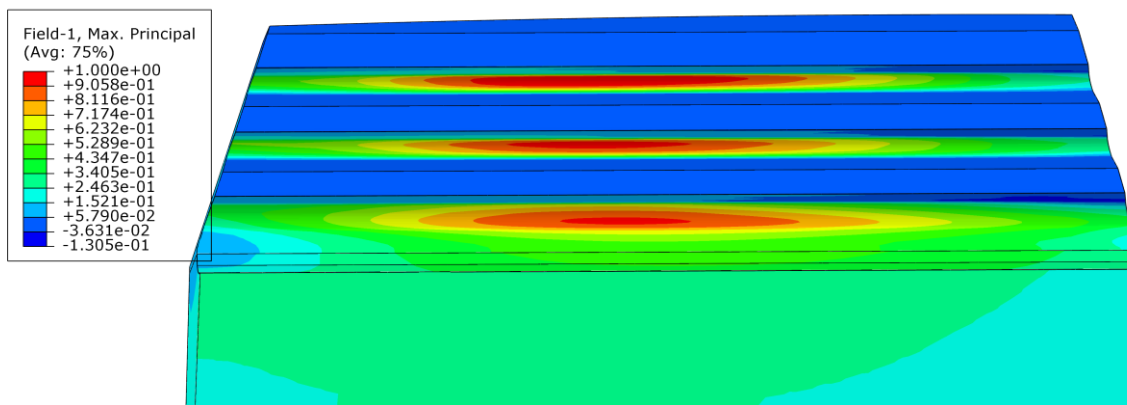
V odborné literatuře [4], [5] lze nalézt analytické vztahy výpočtu faktoru intenzity napětí pro vybrané případy konstrukcí v daném režimu namáhání a zvolené poloze a orientace trhliny. Obvykle se jedná o jednoduchá tělesa vystavená základním módům namáhání umožňující idealizaci na 2D úlohu. Komplexnější případy jak z pohledu tvarového, tak i z hlediska aplikovaných okrajových podmínek je nutné pro získání relevantních výsledků podrobit numerické analýze metodou konečných prvků (MKP), což je otázka i zde prezentovaného případu hřídele parní turbíny.



Obr. 1: Modelovaná cyklicky symetrická část rotoru včetně partie příslušného závěsu a listu lopatky. Číslování ploch odkazuje na příslušné okrajové podmínky, resp. vazby: 1 – zatížení odstředivými a tečnými silami, 2 a 3 – vazba cyklické symetrie, 4 – nulový axiální posuv, 5 – vazba zamezující deplanaci.

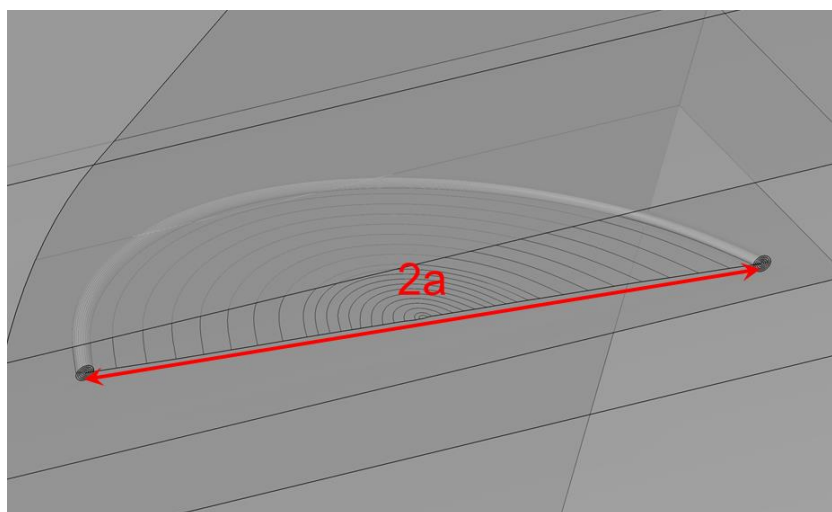
Posuzovanými lokalitami byla jednak lopatková drážka rotoru a jednak střed rotoru. Na obr. 1 je zachycen numerický model cyklicky symetrického segmentu rotoru a příslušné části lopatky. Silové zatížení bylo aplikováno na plochu č. 1 ve formě normálové a tečné síly stanovené na základě návrhových kritérií Doosan Škoda Power s.r.o. Východiskem je mez kluzu materiálu, která u ocelí B a C dosahuje přibližně stejných hodnot, pro ocel A se uvádí zhruba o 60 % vyšší. Příčná síla aplikovaná na list lopatky je modelovou náhradou dynamického účinku nestacionárního proudu páry a vyvoluje ohyb lopatky. Oba účinky jsou pomocí kontaktních vazeb přenášeny na zuby drážky rotoru. Dále byly uvažovány odstředivé účinky rotující hmoty modelované části geometrie a rotoru.

Na obr. 2 je ukázka distribuce prvního hlavního napětí v oblasti drážky rotoru po zatížení odstředivými silami. S uvažováním napětí, které navíc v drážce vyvolá ohyb lopatky, byla jako kritické místo zvolena lokalita uprostřed horní drážky. Z tohoto místa byla dále na základě sekvence numerických simulací (celkem 21 pro každý ze tří materiálů) inkrementálně šířena trhlina. Vzhledem k tomu, že nebyl k dispozici reálný případ poruchy tohoto typu, ze kterého by bylo možné tvar čela a lomových ploch sejmout, digitalizovat a implementovat do simulačního modelu, byla aplikována hypotéza směru šíření trhliny podle lokální orientace prvního hlavního napětí. Jako iniciační defekt byl zvolen rovinný půlkruh orientovaný opět ve směru kolmém na první hlavní napětí v kritickém místě. Lokální inkrement přírůstku délky trhliny byl stanoven s využitím Parisova zákona.



Obr. 2: Ukázka distribuce prvního hlavního napětí (relativní hodnoty vůči maximu) na podtlakové straně lopatkové drážky rotoru po zatížení odstředivými účinky

Takto pojatá numerická simulace predikce směru šíření trhliny v prostoru představuje náročný úkol, vyžadující vlastní programové skripty pro postupné modelování čel trhliny. V tomto případě bylo pro přípravu modelu využito prostředí konečnoprvekového programu Abaqus 2019 spolu se skripty v jazyce Python. Každý inkrement trhliny ve smyslu tvaru čela a lomových ploch byl skriptem na základě výše popsaných předpokladů generován jako geometrická skořepinová entita se sadou soustředných kruhových tubusů okolo čela trhliny (obr. 3). Ty jsou nezbytné pro následné generování mapované sítě šestistěnných elementů a výpočet křivkového J-integrálu, resp. faktoru intenzity napětí v lokálním bodě čela trhliny.

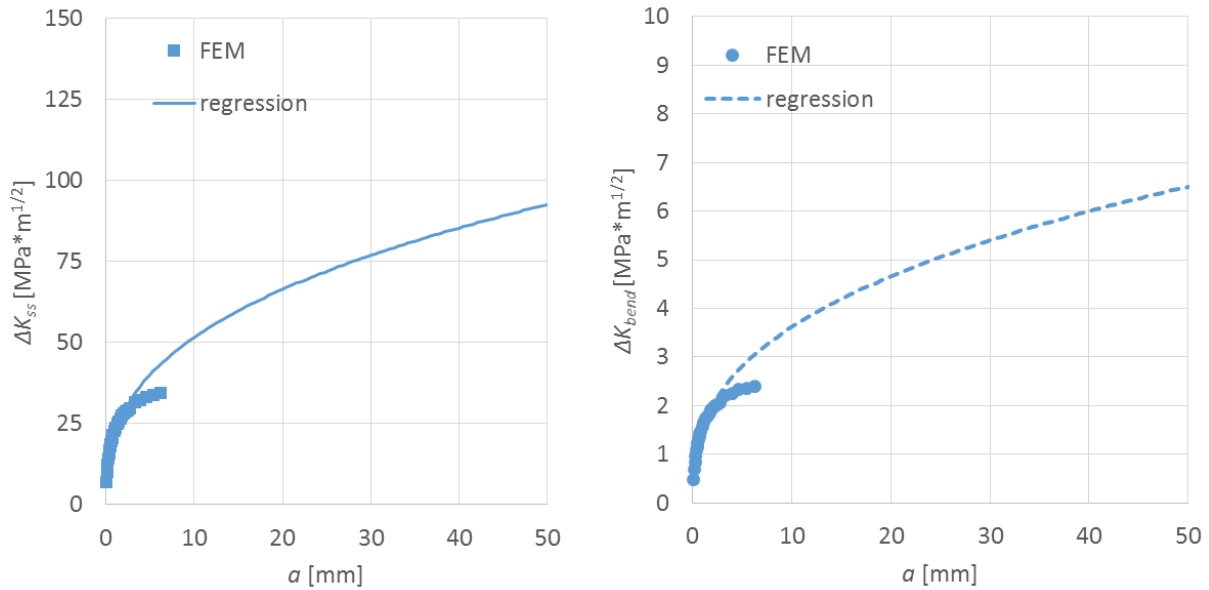


Obr. 3: Geometrická skořepinová entita reprezentující tvar čela a lomových ploch v N-tém inkrementu. Definice délky trhliny a .

Tímto způsobem bylo šíření trhliny realizováno na základě maximální hodnoty faktoru intenzity napětí ΔK_{ss} pro zatížení maximálními odstředivými účinky, což zároveň odpovídá rozkmitu daného cyklem „start-stop“ turbíny. Závislost rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK_{bend} na délce trhliny daná ohybovým účinkem lopatky byla v predikovaných stavech trhliny určena následně. Příklad grafů takto identifikovaných závislostí je ukázán na obr. 4 včetně regresních křivek, které byly voleny v mocninném tvaru:

$$\Delta K_{ss} = A_{ss} a^{n_{ss}}, \quad \Delta K_{bend} = A_{bend} a^{n_{bend}}, \quad (1)$$

kde symboly A a n s příslušnými indexy reprezentují regresní koeficienty. Tyto vztahy byly následně využity v níže popsaných analytických výpočtech za účelem sestavení diagramů mezních stavů ve smyslu šíření trhliny v lopatkové drážce rotoru.



Obr. 4: Příklad numericky stanovené závislosti maximálního rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK na délce trhliny a vlivem „start-stop“ cyklu (vlevo) a ohybu lopatky (vpravo)

Diagramy mezních stavů šíření trhliny

Uvažujme lineární závislost prahového rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK_{th} na součiniteli asymetrie cyklu R :

$$\Delta K_{th} = kR + q, \quad (2)$$

kde k a q jsou experimentálně identifikované materiálové parametry. Součinitel asymetrie cyklu můžeme v tomto případě vyjádřit následujícím vztahem:

$$R = \frac{\Delta K_{ss} - \frac{\Delta K_b}{2}}{\Delta K_{ss} + \frac{\Delta K_b}{2}}. \quad (3)$$

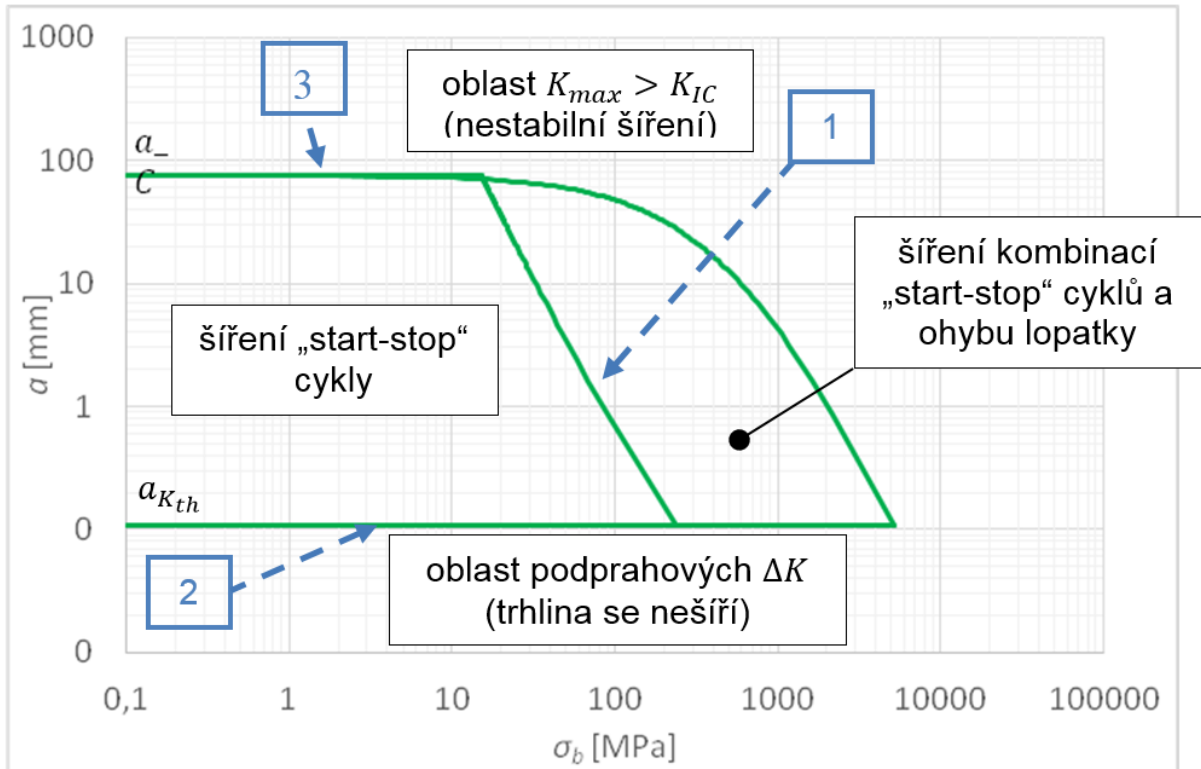
K určení mezního ohybového účinku, resp. amplitudy vztažného napětí σ_b v průřezu závěsu lopatky odpovídající prahovému rozkmitu napětí $\Delta K_b = \Delta K_{th}$ provedeme dosazení a úpravu rovnic (2) a (3), čímž dostaneme

$$\Delta K_b = \frac{1}{2} \left(-2\Delta K_{ss} - k + q \pm \sqrt{4\Delta K_{ss}(\Delta K_{ss} + 3k + q) + (k - q)^2} \right). \quad (4)$$

S uvažováním proporcionality napětí a rozkmitů faktoru intenzity napětí můžeme psát

$$\frac{\sigma_b}{\sigma_{b,ref}} = \frac{\Delta K_b}{\Delta K_{bend}}, \quad (5)$$

kde $\sigma_{b,ref}$ je referenční vztažné ohybové napětí v průřezu závěsu lopatky při ΔK_{bend} podle (1). Dosazením (4) do (5) získáme vztah pro výpočet limitního ohybového napětí σ_b odpovídající prahovému rozkmitu faktoru intenzity napětí v závislosti na délce trhliny a . Na ní je tedy třeba dosud pohlížet tak, že je dosažena šířením pouze „start-stop“ cykly.



Obr. 5: Legenda k diagramům limitních stavů trhliny v lopatkové drážce rotoru

Rovnice (5) spolu s (4) popisují mezní křivku č. 1 v diagramu na obr. 5. Prahová délka trhliny, neboli dolní limitní délka stabilně se šířící trhliny, byla stanovena z upraveného vztahu (1)

$$a_{K_{th}} = \left(\frac{\Delta K_{th}}{A_{SS}} \right)^{\frac{1}{n_{ss}}}, \quad (6)$$

kde ΔK_{th} je prahový rozkmit faktoru intenzity napětí pro asymetrii cyklu odpovídající „start-stop“ cyklu. Z této hodnoty vychází mez č. 2 na obr. 5.

Horní limitní křivka č. 3 v diagramu odpovídá meznímu stavu nestabilního šíření trhliny, kdy maximální faktor intenzity napětí dosahuje lomové houževnatosti K_{IC} . S uvažováním kombinace namáhání „start-stop“ cykly a ohybem lopatky platí, že

$$K_{IC} = \Delta K_{SS} + \frac{\Delta K_b}{2}. \quad (7)$$

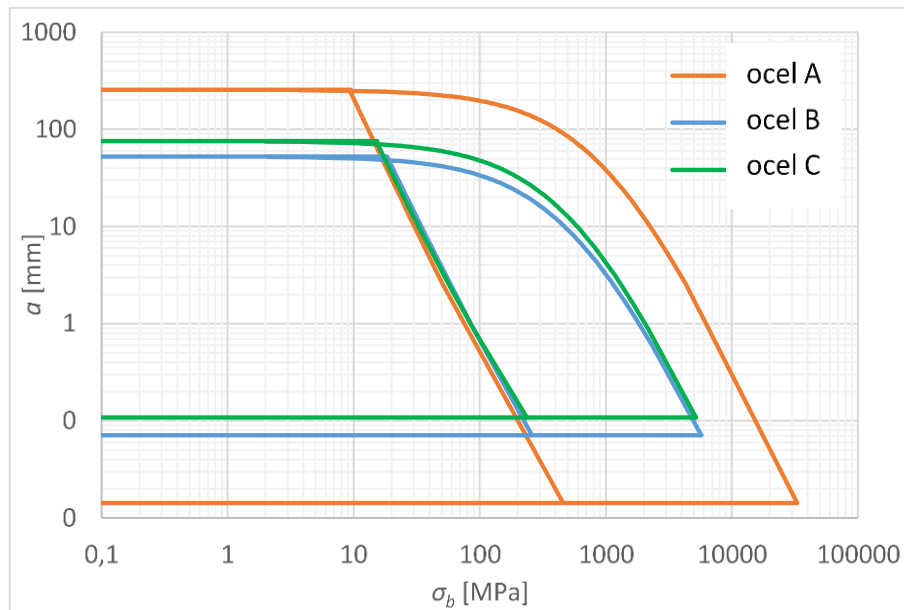
Spolu s (1) a (5) můžeme pro křivku č. 3 psát

$$\sigma_{bc} = \frac{2(K_{IC} - A_{SS}a^{n_{ss}})}{A_{bend}a^{n_{bend}}} \sigma_{b,ref}. \quad (8)$$

Výsledky

Výše popsaným numericko-analytickým postupem byly zkonstruovány diagramy pro všechny tři posuzované materiály – obr. 6. Lomově-mechanické vlastností materiálů ve smyslu K_{IC} , ΔK_{th} a Parisových křivek byly realizovány v COMTES FHT a.s v podmínkách odpovídajících přechodové teplotě FATT, případně při 20 °C v závislosti na daném materiálu. Nutno podotknout, že odlišnosti v uspořádání diagramů na Obr. 6 pro jednotlivé materiály jdou na

vrub nejen lomově-mechanickým vlastnostem, ale i uvažovanému zatížení drážky, jež vychází z meze kluzu daného materiálu.



Obr. 6: Diagramy limitních stavů trhliny v lopatkové drážce rotoru pro posuzovanou trojici materiálů

Závěr

Výše popsaná metodika poskytuje jedno z možných hledisek ve smyslu lomově-mechanických vlastností aplikovatelné pro posouzení vhodnosti variantních materiálů pro konstrukci nízkotlakých sekcí rotorů parních turbín. Uváděné diagramy umožňují zároveň hodnocení stability a režimu růstu detekovaného defektu a tím i posouzení závažnosti poruchy. Nedílnou součástí diagramů jsou růstové křivky trhliny pro daný materiál a provozní podmínky umožňující odhad zbytkové životnosti.

Acknowledgement

This project has received funding from the European Union's Horizon 2020 research and innovation program under the Grant Agreement 764545– TURBO-REFLEX.

Literatura

- [1] Nesládek, M., Jurenka, J., Lutovinov, Růžička, M., Měšťánek, P., Džugan, J. (2017): *An assessment of thermo-mechanically induced fatigue damage of a steam turbine shaft*. Procedia Structural Integrity, Vol. 7, pp. 190-197.
- [2] Nesládek, M., Bartošák, M., Jurenka, J., Papuga, J., Růžička, M., Měšťánek, P., Džugan, J. (2018): *Thermo-mechanical fatigue prediction of a steam turbine shaft*. MATEC Web of Conferences, 12th International Fatigue Congress (FATIGUE 2018), Vol. 165, Article 22016.
- [3] Kuželka, J., Nesládek, M., Lutovinov, M., Jurenka, J., Růžička, M., Rund, M., Měšťánek, P. (2019): *Numerical simulations of fatigue crack growth in a steam turbine rotor blade groove*. Procedia Structural Integrity, Vol. 17, pp. 780-787.
- [4] Rooke, D.P., Cartwright, D.J. (1976): *Compendium of Stress Intensity Factors*. H.M. Stationery Office, London. ISBN 0117713368
- [5] Murakami, Y. (1987): *Stress Intensity Factors Handbook*. Pergamon. ISBN 0080348092

ZVYŠOVÁNÍ ŽIVOTNOSTI NÍZKOTLAKÝCH LOPATEK PARNÍCH TURBÍN PRACUJÍCÍCH V PROSTŘEDÍ MOKRÉ PÁRY

INCREASING LIFETIME OF STEAM TURBINE LOW-PRESSURE BLADES OPERATED IN WET STEAM REGION

Jakub Vlasák ^{a)} a Zdeněk Ruml ^{b)}

^{a)} Doosan Škoda Power s.r.o.

^{b)} Doosan Škoda Power s.r.o. (retired)

Abstrakt

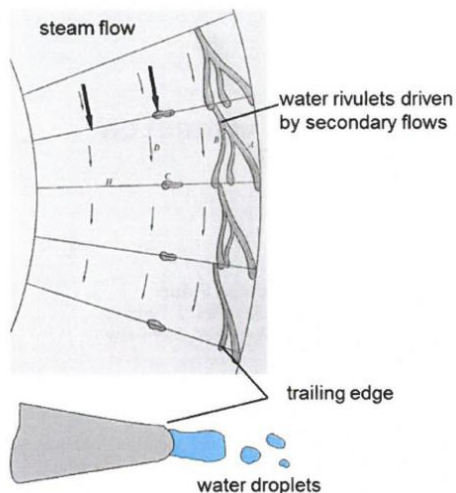
Produkce parních turbín se v posledním desetiletí významně změnila, kdy se dříve zejména vyráběly parní turbíny velkého výkonu v rozmezí 200 až 1200 MW, které odpovídaly jaderným nebo uhelným elektrárnám. V současné době se jedná o výrobu menší parních jednotek nejčastěji v rozmezí výkonu 50 až 100 MW. Drtivě většině případů se jedná o spalovny odpadů nebo biomasy, kdy hlavním parametrem je nižší teplota admissní páry než v případě uhelných jednotek. Právě nižší vstupní teplota spolu s variabilním způsobem provozování, kde uživatel provozuje stroj v širokém provozním pásmu od 10 do 100 %, mají za následek výrazné snížení životnosti LSB v podobě úbytku materiálu lopatek způsobené erozí vodních kapek. Jelikož významný podíl produkce Doosan Škoda Power tvoří zejména turbíny pro spalovny odpadu a biomasy s proměnným způsobem provozování, je otázka erozních ochranných opatření jedním z hlavních vývojových úkolů.

Abstract

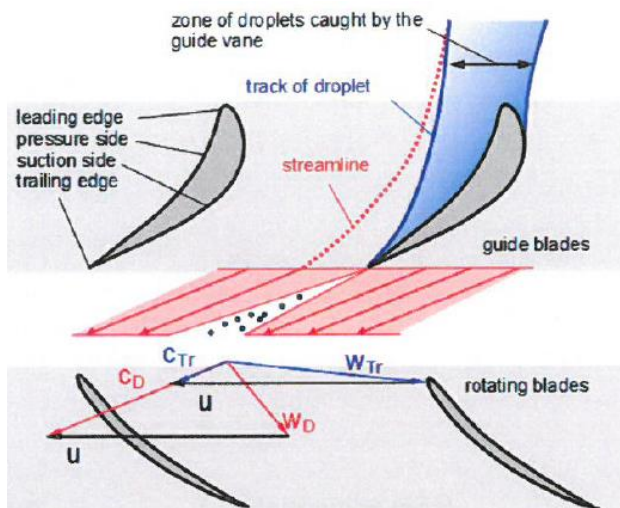
Steam turbines production has gone through large change in the last decade. Main production was aimed specially at the units of large power output in range 200 – 1200 MW usually fossil or nuclear power plants. Currently main production is aimed at small power output units in range 50 – 100 MW usually Waste to Energy (WtE) or combustion of biomass. Main feature of these units is low temperature of admission steam than in the case of fossil units. Low inlet steam temperature together with variable operation manner, where the steam turbine is operated in width range of operation from 10 to 100 %, which results at decrease of LSB lifetime of blades caused by water droplet erosion. Almost of Doosan Škoda Power's production is made by WtE power plants so that a question about erosion protection is main research task in Doosan Škoda Power.

Eroze vodními kapkami

Provozování nízkotlakých lopatek v kondenzačních turbínách jaderných nebo uhelných bloků elektráren v prostředí mokré páry má neblahý účinek na životnost NT oběžných lopatek. Zejména dvou posledních stupňů, kde nastává tzv. eroze vodními kapkami. Dopadající vodní kapky při dopadových rychlostech nad 150 m/s porušují povrch náběžné hrany lopatky, kde největší poškození je zejména ve špičkové oblasti lopatky. V prostředí mokré páry rozlišujeme dva typy kapek: jemné ($d_k < 1 \mu\text{m}$) a hrubé ($d_k = 5 - 500 \mu\text{m}$) d_k – průměr [6]. Jemné kapky vznikají kondenzací začínající v oblasti Wilsonovy linie, tyto kapky nezpůsobují erozní poškození. Jisté množství těchto kapek však ulpívá na rozváděcích lopatkách – obr. 1, kde posléze dochází ke slití do vodního filmu, který je poté strháván proudem páry a na odtokové hraně lopatky je rozdroben na hrubou fázi kapek. Hrubé kapky jsou pak proudem páry urychlovány a dopadají na náběžnou hranu oběžné lopatky velkou rychlostí a způsobují erozní poškození.



Obr. 1: Schématické znázornění formování vodních kapek na rozváděcích lopátkách ve vodní film s následným rozpadem na odtokové hraně [1]



Obr. 2: Schématické znázornění formování a pohybu vodních kapek: C_D , C_{Tr} = absolutní rychlost páry / kapek W_D , W_{Tr} = relativní rychlost páry / kapek, u = obvodová rychlost oběžných lopatek [1]

Intenzita erozního poškození závisí na mnoha faktorech, kde nejvýznamnější jsou:

- dopadová rychlost kapek,
- velikost kapek,
- vlhkost => množství kapek.

Erozní působení mokré páry je možné popsat na základě představy rychlostních trojúhelníků páry a kapiček vody – viz obr. 2. Směr relativní rychlosti kapek hrubé fáze W_{Tr} je jiný než směr relativní rychlosti páry W_D . Kapky hrubé fáze vlivem menšího urychlení na rychlost C_{Tr} dopadají na oběžnou lopatku pod jiným úhlem s větší dopadovou rychlostí W_{Tr} a způsobují erozní poškození.

Dopady kapek způsobují krátkodobé (řádu μs [7]) vysoké kontaktní tlaky často převyšující meze únavy materiálu lopatek [5]. To má za následek vznik a šíření trhlin, jejich spojování s následným úbytkem materiálu. Největší úbytky jsou v oblasti náběžné hrany – viz obr. 3, které způsobují úbytky velikosti tětv a tím čerpání životnosti lopatky. Při velkém zmenšení délky tětivy může dojít k předčasnému vyčerpání životnosti a následné destrukci lopatky. Proto je potřeba použití erozních ochran, které mohou výrazně zpomalit erozní poškození, a tak zajistit splnění návrhové životnosti lopatky.

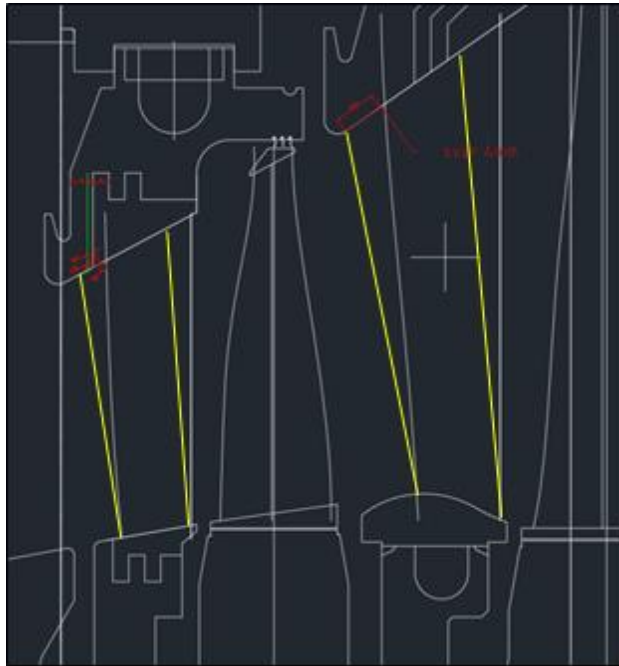


Obr. 3: Erodivané lopatky z elektrárny spalující odpady – servis Doosan Škoda Power

Erozní ochrany (EO)

EO dělíme na dvě skupiny:

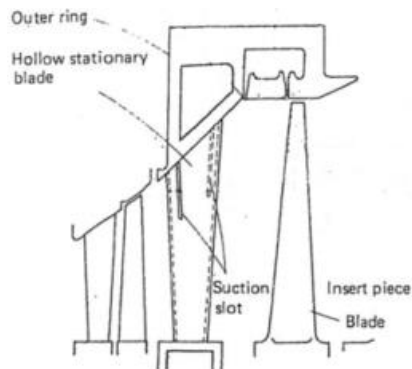
- aktivní – předchází eroznímu působení,
- pasivní – zmírnění erozního působení.



Obr. 4: Schématické znázornění naklonění rozváděcích lopatek za účelem zvětšení axiální mezery pro špičkový profil lopatky

Aktivní ochrana snižuje erozní působení tím, že ovlivňuje tvorbu kapek a vodních filmů anebo dochází k separaci kapalně fáze před jejím vstupem do kanálu oběžných lopatek. Mezi aktivní ochrany řadíme:

- Odvodňovací kanály – separátory, které odvádějí vlhkost [2].
- Axiální vzdálenost mezi rozváděcí a oběžnou lopatkou – čím větší je vzdálenost, tím je menší dopadová rychlost kapek, protože mají více času na urychlení [4] – viz obr. 4. Aby nedocházelo k výraznému zásahu do konstrukčního řešení turbíny, je naprosto dostačující naklonění rozváděcích lopatek. Toto řešení bylo již úspěšně realizováno v Doosan Škoda Power na reálném projektu.
- Duté odsávané lopatky – vodní film je odsáván otvory, které jsou vyfrézovány na přetlakové a podtlakové straně rozváděcí lopatky – obr. 5. Při správném navržení a spojení v kombinaci s odvodňovacím kanálem je možné snížit erozní působení až o 50 % [2]. Tato ochrana je velmi účinná a využívaná. Nevýhodou je vyšší cena finální lopatky.
- Hydrofobní povlak – ovlivňuje formování vodního filmu na rozváděcí lopatce. Vysoký kontaktní úhel (mezi kapkou a povlakem) hydrofobního povlaku zajistí tvorbu menších kapek než v případě bez povlaku. Tyto závěry jsou potvrzeny měření distribuce vodních kapek rozpadem vodních filmů na experimentálním tunelu na ČVUT [8]. Měření prokázalo výrazné snížení množství velkých kapek, které byly posléze přerозděleny na větší množství menších kapek, které pak v turbíně způsobují menší erozi. Použitím této ochrany je možné dosáhnout snížení eroze až o polovinu. Doosan Škoda Power v roce 2019/2020 úspěšně realizovala dva projekty s tímto typem ochrany – viz obr. 6.



Obr. 5: Příklad rozváděcích lopatek opatřených drážkami pro odsávání vodních filmů [2]

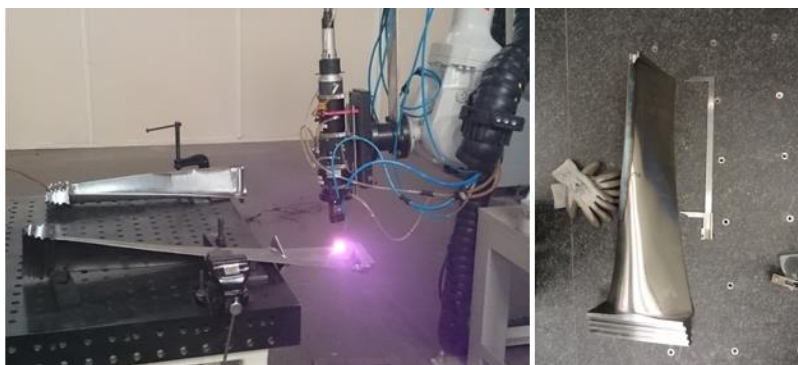


Obr. 6: Rozváděcí lopatky opatřeny hydrofobním povlakem – Doosan Škoda Power

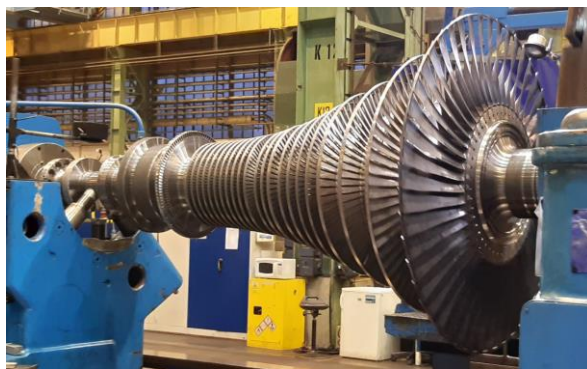
Pasivní ochrana zmírňuje erozní působení tím, že zvyšujeme tvrdost oblasti erozí postižené lopatky. Zejména se jedná o povrchové úpravy oběžných lopatek.

- Celosvětově známé a velmi užívané je kalení náběžné hrany lopatky (obr. 7). Tvrdá martenzitická struktura vykazuje vyšší erozní odolnost. V současné době v DSPW se používá kalení laserem, je velice efektivní a technologicky zvládnuté pro sériovou produkci. Historicky bylo v DSPW použito kalení plamenem a poté kalení indukční. Tyto dvě metody měly nevýhodu ve vzniku poměrně velkých deformací listů lopatek. V případě volných lopatek tento problém nebyl významný, ale s příchodem lopatek vázaných zejména tzv. bandáží na špičce lopatky již bylo zapotřebí deformace omezit a odpovědí bylo právě kalení laserem. Obecně aplikace kalení má podstatnou nevýhodu, a to v omezení pro materiály, které není možné kalit např. T671 (vysokopevnostní vysoce legovaná martenzitická precipitačně vytvrditelná ocel) a titanová slitina Ti Grade 5 (Ti6Al4V).
- PVD tenké vrstvy (obr. 8) řeší ochranu nekalitelných materiálů, případně je možné ji využít zároveň s kalením, čímž se erozní ochrana výrazně zkvalitňuje. Aplikace PVD vrstev znamená fyzikální depozici velmi tenkých a tvrdých vrstev na povrch lopatky. Výhodou této ochrany je, taktéž ochrana odtokové hrany oběžné lopatky, kde dochází k eroznímu poškození vlivem ventilačních provozů. Při nich vzniká za posledním stupněm vír, který vrací velké množství velkých kapek zpět na oběžnou lopatku a dochází tak k erozi odtokové hrany. Nevýhodou PVD vrstev je vysoká pořizovací cena, která oproti kalení může být až 10x vyšší. Volba této ochrany tedy závisí na zvážení technologických a ekonomických záležitostí.
- V současnosti nejvíce progresivní a efektivní metodou pasivní ochrany je v DSPW právě vyvíjena erozní ochrana pomocí stelliteového (slitina kobaltu) návaru. Laserovým paprskem je roztaven stelliteový prášek a je navařován ve formě jednotlivých housenek, které vystaví na náběžné hraně erozní štít. Její významná erozní odolnost je daná tvrdými karbidy chromu rozmístěné v měkké kobaltové matici. Historicky tato ochrana byla již použita, ale ve formě plátek naletovaných na náběžnou hranu. Je však nebezpečí odtržení plátek případně iniciace trhlin v místech napojení stelliteových plátek.

Z pohledu eroze je stellite významně odolnější než základní materiál. Hrozí zde však při návaru vznik deformací listu, ale ty je možné minimalizovat vhodnou intenzitou laseru spolu s autonomním řízením navařování, které přizpůsobuje laserový paprsek k deformovanému listu.



Obr. 7: Příklad pracoviště laserového kalení oběžných lopatek a zakalené oběžné lopatky



Obr. 8: Ukázka oběžných lopatek s PVD ochranou pro spalovnu odpadu – Doosan Škoda Power

Volba erozní ochrany je čistě individuální. Každý projekt je hodnocen zvlášť. Pro stanovení vhodné erozní ochrany, která zajistí splnění návrhové životnosti nebo splnění extra garancí požadovaných zákazníkem, je zapotřebí několika důležitých informací [4]:

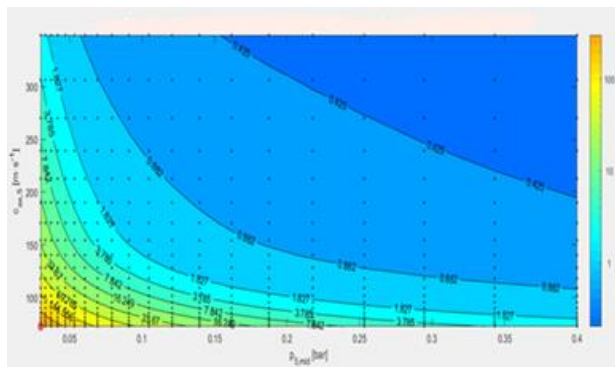
- způsob provozování,
- časové zastoupení jednotlivých provozů,
- požadované garance,
- požadovaná životnost lopatky.

V případě znalosti výše zmíněných bodů se může přejít k samotnému hodnocení. DSPW disponuje erozním modelem ŠKODAR, který byl vytvořen a validován na základě výsledků unikátního erozního stendu [3], který dokáže simulovat zrychleně erozní poškození. Existence erozního modelu umožňuje hodnocení jednotlivých projektů a na základě výsledků je možné navrhnout vhodnou erozní ochranu. V nedávné době došlo k implementaci erozního modelu do tzv. erozních map, které výrazně zjednodušily a urychlily erozní hodnocení.

Po zadání několik vstupních dat (c_{2ax} – axiální rychlost páry, p_2 – protitlak, x_2 – suchost) je možné určit erozní úbytek pro danou lopatku pro daný čas – obr. 9. Tento způsob hodnocení se využívá pro návrh nového projektu nebo zpětné hodnocení eroze, kde pomocí provozních dat je možné vyhodnotit, jak byla turbína provozována a jaké provozování způsobily výrazné erozní úbytky.

Posledním a velmi slibným přístupem použití erozního modelu je online erozní monitoring pomocí tzv. RMS (Remote Monitoring System) daných lopatek. Provozní data z elektrárny jsou v reálném čase analyzována softwarovou aplikací. Erozní úbytky je možné sledovat v reálném

čase. Nový přístup monitorovat erozního poškození online významně přispívá k zefektivnění a plánování údržby turbíny.



Obr. 9: Příklad erozní mapy pro modulovou lopatku ukazující erozní úbytek v závislosti na axiální rychlosti páry, protitlaku a vlhkosti pro daný čas

Závěr

Koncové oběžné lopatky turbín bloků s proměnlivým výkonem, které jsou provozovány v prostředí mokré páry, jsou vystaveny výrazně vyššímu eroznímu poškození, než je tomu v případě uhelných nebo jaderných bloků (provozovaných v nominálních režimech). Ať už je to způsobeno parametry páry nebo samotným designem turbíny, je potřeba použití sofistikovaných erozních ochranných aktivních, pasivních nebo kombinací obou. V současné době DSPW je schopna nabídnout vhodné řešení erozní ochrany, které zajistí požadovanou životnost LSB i pro velmi erozně náročné způsoby provozování. V řešení může být využita aplikace kalení, stelitového návaru nebo PVD povlaku na oběžné lopatky v kombinaci s dutou rozváděcí lopatkou opatřenou hydrofobním povlakem. Pro případ včasného varování nebo efektivního plánování údržby je online monitoring lopatek velmi perspektivní SW aplikací.

Literatura

- [1] Schuerhoff, J., Ghicov, A., Sattler, K. (2015): *Advanced Water Droplet Erosion Protection for Modern Low Pressure Steam Turbine Steel Blades*. Volume 8: Microturbines, Turbochargers and Small Turbomachines; Steam Turbines, American Society of Mechanical Engineers, [online]. ISBN 978-0-7918-5679-6, available at: <https://asmedigitalcollection.asme.org/GT/proceedings/GT2015/56796/Montreal,%20Quebec,%20Canada/238305>
- [2] Tanuma, T., Sakamoto, T. (1991): The removal of water from steam turbine stationary blades by suction slots. *IMEchE Conference on Turbomachinery: Latest Developments in a Changing Scene*, London (UK), pp. 179-189.
- [3] Ruml, Z., Straka, F. (1995): *A new model for steam turbine blade materials erosion*. *Wear*, Vol. 186-187, pp. 421-424. ISSN 00431648
- [4] Krzyzanowski, J. (1991): *Steam Turbine Blade Erosion*. Wydawnictwo PAN, Wroclaw.
- [5] Kirillov, I.I., Faddějev, I.P. Cigler, Ch.Ch. (1968): *Energomašinostrojenije*, No. 6.
- [6] Gardner, G.C. (1963): *Events leading to erosion in the steam turbine*. *Proceeding of the Institution of Mechanical Engineers*, Vol. 178, pp. 593-601.
- [7] Bowden, F.P., Brunton, J.H. (1961): *The Deformation of Solids by Liquid Impact at Supersonic Speed*. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, Vol. 263, The Royal Society Publishing, London (UK), pp. 433.-450.
- [8] Bartoš, O., Měšťanová, L. (2019): *Povlakovaná lopatka v experimentálním tunelu*. České vysoké učení technické v Praze, Praha.

APLIKACE NÁVARU NÁBĚŽNÝCH HRAN OBĚŽNÝCH LOPATEK KONCOVÝCH STUPŇŮ PARNÍ TURBÍNY

APPLICATION OF SURFACING ON LEADING EDGES OF ROTOR BLADES OF STEAM TURBINE OUTPUT CASCADES

Tomáš Glusa

Doosan Škoda Power s.r.o.

Abstrakt

Hlavní cílem projektu je úspěšné vyhotovení návaru kobaltové slitiny na náběžné hraně oběžných lopatek. Tato ochranná vrstva má vynikající účinnost proti působení vodních kapek a jejich degradačnímu mechanismu, eroze vodními kapkami. Příspěvek poukazuje na zvládnutí úlohy navaření dílů v Doosan Škoda Power a poukazuje na jejich testování a aplikaci.

Abstract

The main objective of the project is successful copy surfacing cobalt alloy on the leading edge of rotor blades. This protective layer has excellent effectiveness against the action of water droplets and their degradation mechanism, erosion by water droplets. The article shows the mastery of the task of welding parts in the Doosan Škoda Power and points out their testing and application.

Úvod

Již po velmi dlouhou dobu jsou známy vynikající vlastnosti kobaltových slitin v aplikaci pro energetický průmysl. Zde se využívá jejich výborná odolnost proti působení tepla, prostředí a času. Využívají se jako ochrana proti zadření, bariera proti působení prostředí páry. Jejich předností je i dobrá aplikovatelnost na stávající feritické a martenzitické oceli [1].

Těchto předností kobaltových slitin se již s mnoha historickými i nedávnými pokusy snaží využít zde prezentovaný způsob ochrany náběžné hrany oběžných lopatek.

Laserové navařování náběžné hrany lopatek

Při vývoji oběžné lopatky parních turbín se musí vyřešit mnohé technické úlohy. Tento díl musí v sobě spojit svět výpočtů proudových, napěťových, životnosti a poskytnout provozovateli parní turbíny ve výsledku stroj, jenž oproti historickým pravidlům se nyní ve světě obnovitelných zdrojů, musí vypořádat se stále zvyšujícími nároky na jejich provoz. Časté provozování v okrajových režimech s nízkým výkonem turbíny ve spojení s nízkými protitlakami na koncových stupních dává velmi výhodné podmínky pro vznik nepříznivé eroze náběžné hrany. Efekt eroze vodních kapek, při těchto režimech provozu, je schopný již během krátké doby nechráněný povrch lopatky poškodit úběrem materiálu a tím oslabit konstrukci lopatky. Na základě těchto zkušeností a progresivního vývoje v oblasti laserového navařování byla vyvinuta a zavedena i metoda laserového navařování náběžné hrany kobaltovou slitinou pomocí laseru.

V posledních letech se těmito negativním projevům společnost Doosan Škoda Power (DSPW) významně věnuje a toto úsilí dalo vzniknout novým typům aktivní ochrany pomocí hydrofobních povlaků tak i pasivních ochran typu laserové kalení [2], aplikace nových PVD tenkých vrstev. Na základě těchto zkušeností a progresivního vývoje v oblasti laserového navařování byla vyvinuta a zavedena i metoda laserového navařování náběžné hrany kobaltovou slitinou pomocí laseru.

Oběžná lopatka parní turbíny je velmi komplexní výrobek, zahrnuje v sobě jednak vynikající materiálové vlastnosti, konstrukční návrh, životnost, tak musí být tento díl co nejvíce produktivní. Z důvodu výrobních postupů DSPW a nároků na co nejefektivnější implementaci do stávajících procesů bylo nutné spolu s vývojem vlastní optiky laseru vyvinut i systém aktivního

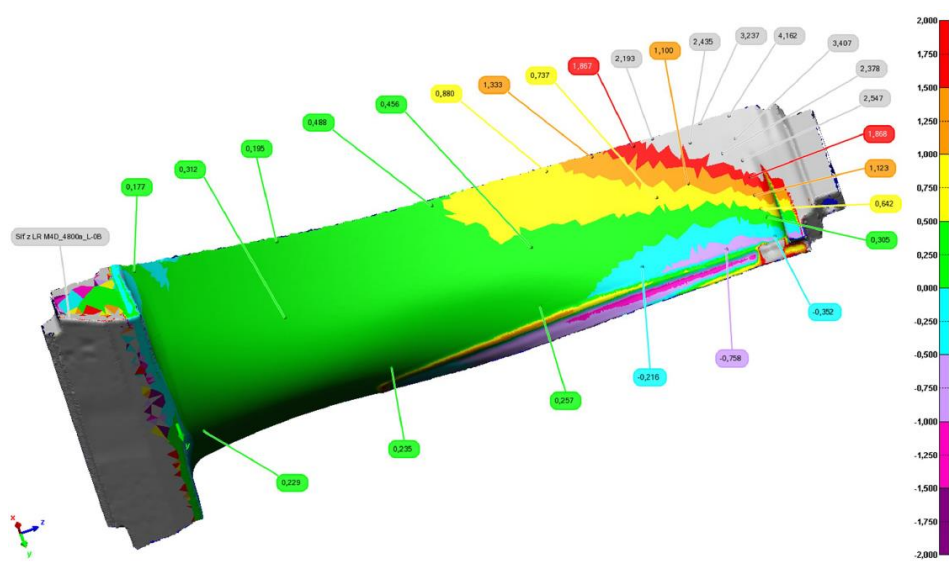
navádění laserového paprsku v závislosti na unikátní výsledné geometrii každé lopatky. Tento nový nástroj pro navařování zaručuje vynikající opakovatelnost procesu navařování a zaručuje vysokou kvalitu návaru.



Obr. 1: Ustavení pracoviště, příklad z průběhu ladění housenek návaru

Díky součinnosti navařování a výroby a vhodných nástrojů je proces navařování velice přesný a jsou splněny podmínky deformací listu po navařování do 1 mm. Proces nevyžaduje aplikaci dodatečného vyrovnání dílu.

Touto metodou je DSPW schopná navařit jak lopatky s volným konce, tak i lopatky s bandáží včetně lopatek s výčnělkovou tlumící vazbou (tie-boss) a je tímto pokryto portfolio společnosti DSPW.



Obr. 2: Příklad měření deformací lopatky po navaření pomocí laseru

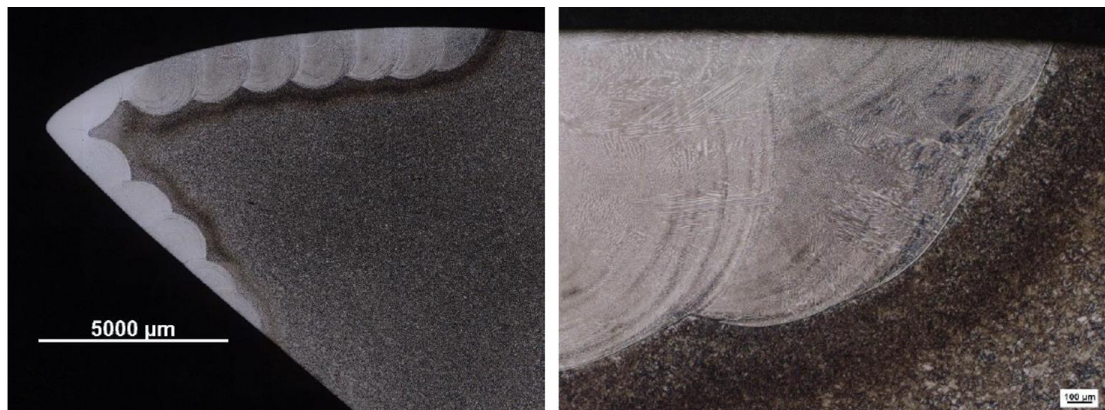
Z nabízených variant kobaltových slitin pro přídavný materiál byly vybrány čtyři jejich varianty a ty podrobeny specifickým režimům tepelného zpracování. V rámci výběru vhodného přídavného materiálu byl každý navařený vzorek podroben testům na erozní odolnost. Na základě výsledků odolnosti proti působení vodních kapek byl vybrán jeden nejlepší zástupce pří-

datného materiálu a jeho režim navařování. Dále se pracovalo na jeho technologickém vylepšení, které spočívá ve správných podprogramech zakončení navařování, parametrech a geometrii.

Vlastní konstrukce návaru je prováděna s ohledem na požadavek co nejméně měnit stávající postup opracování, minimalizovat potřebu přípravků a nástrojů. Řešení konstrukce navařování je optimalizováno pro zamezení vzniku studených spojů a neprůvarů. Jelikož je nutné aplikace s co nejmenšími přídávky pro opracování je potřeba dodržet maximální možné deformace listu. Toho je dosaženo a lopatky se pohybují ve stávajících přídávkách pro opracování. Příklad měření je uveden na obr. 2.

Se zaváděním postupu navařování vzniknul výpočetní model, jenž dovoluje predikovat chování návaru, jeho vlastnosti a jeho největší předností je predikce deformací listu. Díky tomu se podstatně zrychlilo odladění technologie návaru.

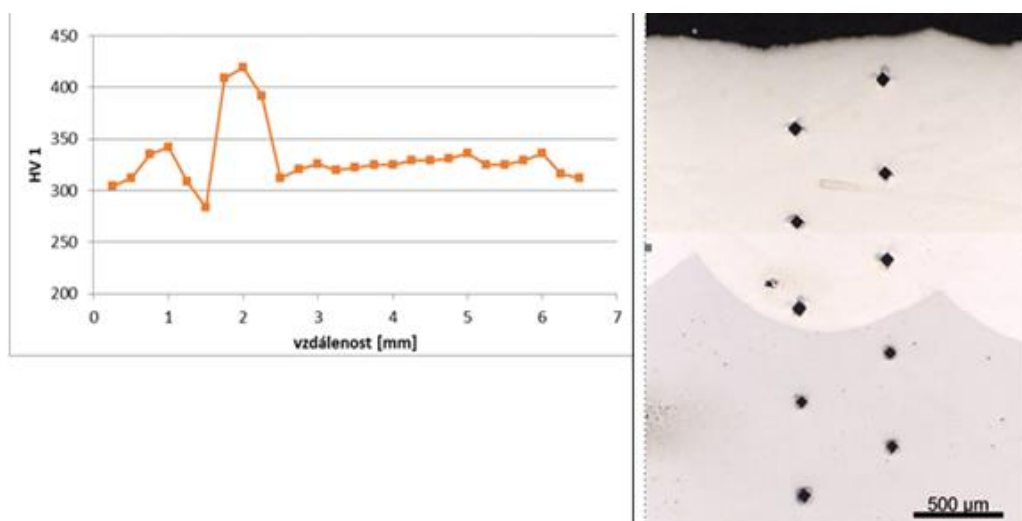
Prototypy lopatek jsou podrobovány zkouškám pomocí soustav řezů. Pozorování má za cíl ověřit jak vnitřní jakost návaru pomocí makroskopických pozorování, tak i jeho vliv na základní materiál pomocí podrobného studia pomocí mikroskopu.



Obr. 3: Makrostruktura a mikrostruktura návaru náběžné hrany

Mezi zavedenými typy základních materiálů patří martenzitické ocele s 12 % chromu, typu T552, tak i precipitačně vytvrditelné oceli martenzitické oceli s velmi jemnými precipitáty, typu T671, zaručující vysokou mez pevnosti slitiny.

Při pozorování jakosti návaru na obr. 3 je struktura bez výskytu neprůvarů a trhlin. Návar má nízké ovlivnění základního materiálu a nezpůsobuje vysoce tvrdou martenzitickou strukturu v oblastech s velmi tenkým listem.



Obr. 4: Řez návarem a průběh tvrdosti napříč návarem

Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti je bez výskytu nevyhovujících hrubých fází a částic. Průběh mikrotvrdosti na obr. 4 potvrzuje pozorování a vylučuje vznik výrazně křehkých pásem návaru. Tepelně ovlivněná oblast plně odpovídá podmínkám pro lokální tepelné zpracování oběžných lopatek. [2]

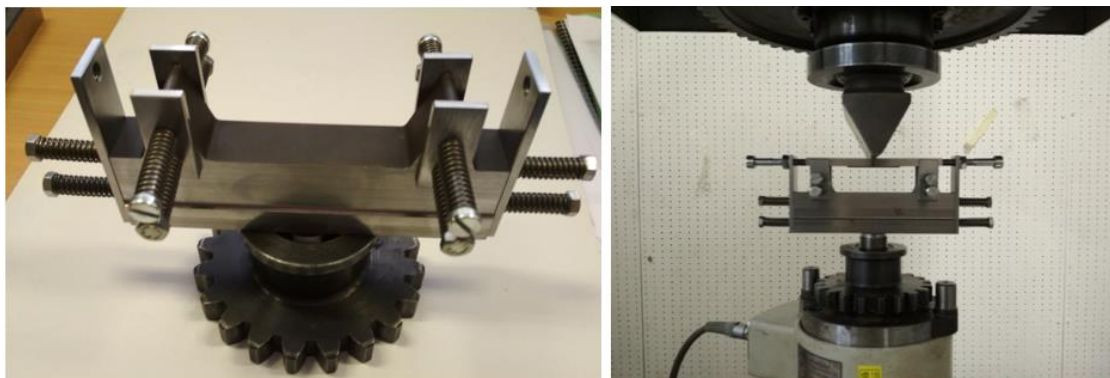
Obsahuje tvrdší martenzitickou strukturu, než je základní materiál, která podporuje efekt bariery proti působení eroze a dodatečně přináší benefit navaření.

Mezi úkoly pozorování mikrostruktury patří i potřeba porovnání výsledků z vlastních lopatek se vzorky pro měření vysokocyklové únavy. Jen tak lze zaručit objektivitu měření vlastností návaru.

Vysokocyklová únava

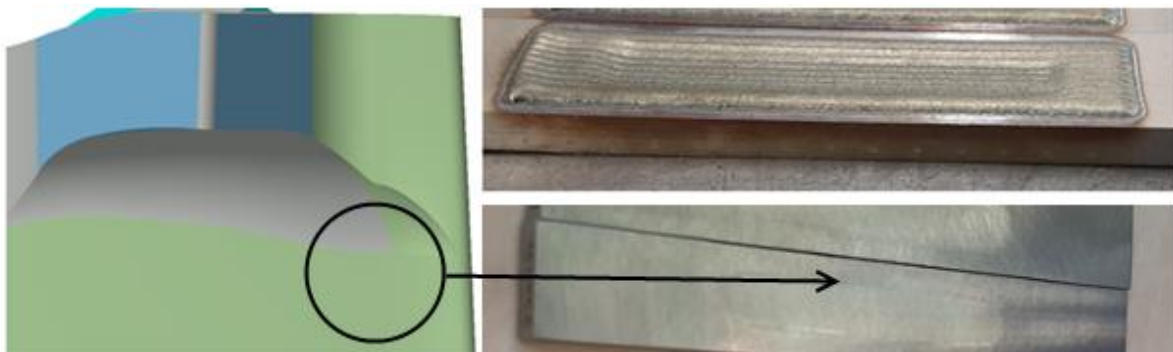
Spolu s procesy optimalizace navařování a opracování je přikročeno ke komplexnímu testování, a to vysokocyklové únavě. Vysokocyklová únava v sobě spojuje ovlivnění základního materiálu, vlivu tepelně ovlivněné zóny a charakteru vlastního návaru. Jelikož neexistuje jednotný postup, jak takový návar na náběžnou hranu v podmínkách vysokocyklové únavy otestovat, muselo se přikročit k úpravě předchozích modelů. Nelze totiž plně využít klasické vzorky z důvodu okrajových podmínek na lopatce, stejně tak nebyl vhodný model trámek s návarem.

Nově vzniklý postup zkoušky dovoluje měřit dvě kritická místa konstrukce lopatky a pochopit vliv návaru na provozuschopnost oběžné lopatky. Využívají se konstrukční podmínky stejné jako na vlastní lopatce, kapsy pro návar mají stejné partie výběhu i vlastní tvar. Ustavení zkoušky a přípravek je na obr. 5.



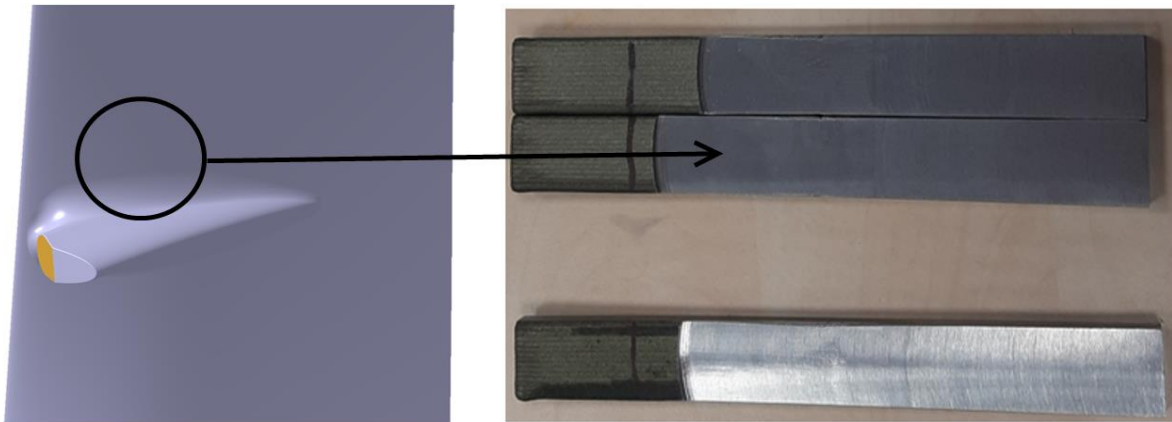
Obr. 5: Přípravek pro měření HCF a ustavení zkoušky

Z postupných rozborů výsledků v průběhu vývoje se dospělo k finálním tvarům a provedením navařovaných vzorků. Při rozměrech 120 mm délky a tloušťky po opracování vzorku 6 mm se tvar a provedení vzorku ustálilo na dvou variantách.



Obr. 6: Příklad listu lopatky v místě bandáže a vzorky před opracováním připravené pro testování, místo „A“

Varianta „A“ na obr. 6, má za cíl stanovit hodnotu vysokocyklové únavy v oblastech bandáže. Vzorek dovoluje studovat chování vysokocyklové únavy napříč jednotlivých vrstev návaru. Vzorky jsou po navaření na model kapsy návaru opracovány do finálního provedení pro zkoušku HCF.



Obr. 7: Příklad listu lopatky v místě tie-bossu a připravený opracovaný vzorek pro testování, místo „C“

Na obr. 7 je předvedena varianta vzorku „C“. Ta sleduje chování návaru v místě ukončení navaření a je určena pro stanovení meze únavy návaru v partiích tie-bossu.

Cesta k odladění vzorků nebyla snadná a zahrnovala testování desítek zkušebních vzorků. I přes svojí vysokou časovou a finanční náročnost dovolují vyvinuté varianty „A“ a „C“ nejlépe popsat provedení navařování ve vztahu k finálnímu provedení oběžné lopatky.

Testy dovolují stanovení meze únavy 10^6 cyklů při působení konstantního předpětí vzorku a míjivému zatěžování. Výsledné hodnoty meze únavy obou vzorků, „A“ a „C“ jsou plně použitelné pro správný konstrukční návrh lopatky a jejího provozování.



Obr. 8: Polotovary z výroby s finálním broušeným návarem, projektová fotografie

Závěr

Vznikl soubor znalostí o chování návaru z pohledu technologického, opracování, mikrostruktury i vysokocyklové únavy. Byly vytvořeny potřebné etalony a technologické postupy výroby.

Zkoušky erozní odolnosti potvrdili vysokou odolnost homogenní navařené vrstvy spolu s tepelně ovlivněnou zónou základního materiálu proti působení vodních kapek v nestandardních provozech parní turbíny.

Výběr přídavného materiálu, technologický postup navařování, matematický model, aktivní navádění umožnily významně snížit deformace listu po navaření. Díky tomu je výroba efektivní a není zasáhnuo významně do stávajícího technologického postupu výroby oběžných lopatek.

Technologie navařování se ustálila do jednoho konkrétního řešení a umožnila aplikaci laserového návaru náběžné hrany oběžných lopatek parní turbíny v aplikacích, jako jsou spalovny odpadu, biomasy a provozy, které jsou náročné z pohledu erozního působení vodních kapek. Stále zvyšující se nároky na provoz parních turbín je možné s novými pohledy na ochranu proti erozi splnit.

Literatura

- [1] Glusa, T. (2019): *Interní předpis pro navařování dílů parní turbíny pomocí laseru*. Předpis, Tp0029P, Doosan Škoda Power s.r.o., Plzeň.
- [2] Glusa, T. (2017): *Interní předpis pro kalení lopatek parní turbíny pomocí laseru*. Předpis, Tp0030P, Doosan Škoda Power s.r.o., Plzeň.
- [3] Vlasák, J. (2020): Zvyšování životnosti nízkotlakých lopatek parních turbín pracujících v prostředí mokré páry. *15. konference Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*. Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Srní.
- [4] Ruml, Z., Straka, F. (1995): *A new model for steam turbine blade materials erosion*. *Wear*, Vol. 186-187, pp. 421-424. ISSN 00431648

TECHNOLOGIE LASER SHOCK PEENING PRO OPRAVU TURBÍNOVÝCH LOPATEK POŠKOZENÝCH DŮLKOVOU KOROZÍ

LASER SHOCK PEENING TECHNOLOGY FOR REPAIRING TURBINE BLADES DAMAGED BY PITTING CORROSION

Josef Strejcius ^{a)}, Zbyněk Špirit ^{a)}, Jan Brajer ^{b)} a Jan Kaufman ^{b)}

^{a)} Centrum výzkumu Řež s.r.o.

^{b)} Fyzikální ústav AV ČR, v. v. i.

Abstrakt

V příspěvku je hodnocena únavová pevnost martenzitické oceli Böhler T 552 používané na výrobu oběžných lopatek L-1 nízkotlakých stupňů parních turbín. Zkoušky vysoko cyklové únavy byly provedeny na zkušebních tělesech s leštěným povrchem bez vad a vzorcích s umělými vadami (důlky hloubky 500 μm) na vzduchu a v parním kondenzátu při namáhání tah-tlak a předpětí 300 MPa. Povrch zkušebních tyčí s vadami byl v místě důlků zpevněn technologií Laser Shock Peening s ochrannou absorpční vrstvou (LSP). Únavová pevnost tyčí s vadami ošetřenými technologií LSP je výrazně vyšší než pevnost vzorků s vadami bez LSP a blíží se hodnotě stanovené pro materiál bez vad. Korozně-únavová pevnost v parním kondenzátu vzorků s vadami je po aplikaci LSP vyšší než únavová pevnost vzorků s důlky bez LSP na vzduchu.

Abstract

The paper evaluates the fatigue strength of the martensitic steel Böhler T552 used for the production of moving L-1 blades of low-pressure steam turbine stages. High cycle fatigue tests were performed on test specimens without defects with a polished surface and samples with artificial defects (pits with a depth of 500 μm) in air and the water condensate under tensile-compressive stresses and pre stress of 300 MPa. The surface of the test bars with defects was locally strengthened – in the place of the pits - by shock waves, which were generated by confining the laser-induced plasma (by technology laser shock peening with protective layer). The fatigue strength of bars with defects treated with LSP technology is significantly higher than the strength of samples without LSP and is close to the value determined for the material without defects. Corrosion-fatigue strength in steam condensate of samples with defects is higher after application of LSP than fatigue strength of samples with pits without LSP in air.

Úvod

U provozovatelů parních turbín existuje silná finanční motivace k dosažení maximální životnosti oběžných lopatek poškozených důlkovou korozí. Pokračující povoz lopatek napadených bodovou korozí je však spojen s rizikem vzniku a rozvoje únavových trhlin, selhání (vy-lomení) oslabené lopatky a následného velkého poškození v turbíně. Tomuto je nutno se vyhnout, protože náklady na opravu by téměř jistě převýšily finanční dopady předčasné výměny lopatkové řady. Při využití metodiky stanovení rizika únavového lomu na základě definování maximální přípustné velikosti důlku jako funkce jeho polohy na povrchu lopatky je možno výměnu lopatek plánovat a minimalizovat tak kapitálové výdaje [1].

Za současného stavu poznání převládá názor, že za provozu korozní důlky na lopatkách nevznikají ani nerostou. Za tohoto předpokladu je možno na korozní důlek pohlížet jako na pouhý koncentrátor napětí. Při kmitání oběžných lopatek koncentrace napětí na vrubu kritické velikosti vede k iniciaci a následnému šíření únavové trhliny. Metodou Laser Shock Peening je možno docílit přerozdělení napětí na povrchu lopatky tím způsobem, že v okolí defektu jsou vnesena tlaková zbytková napětí. Za přítomnosti tlakového zbytkového napětí se únavová trhlina v lopatce velmi obtížně iniciuje i šíří a tím je upozaděn vliv vrubu jakožto koncentrátoru

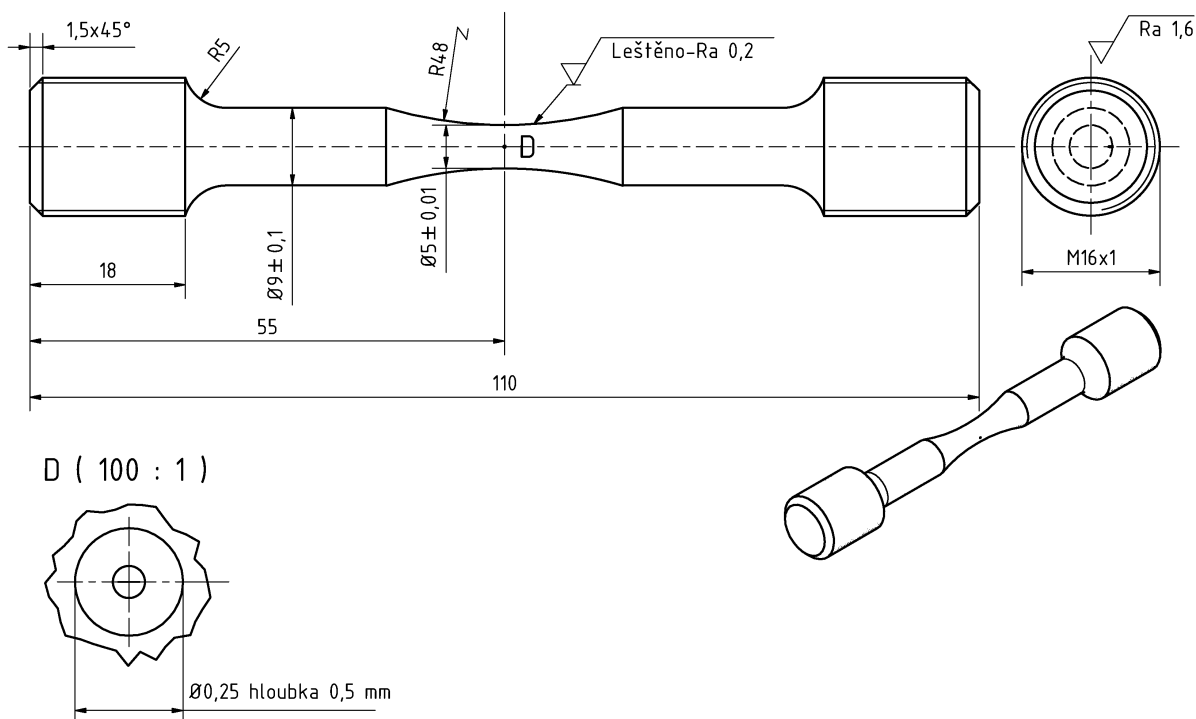
napětí. Působením tlakových zbytkových napětí v okolí důlků se tak zvýší únavová životnost korozně napadené lopatky téměř na původní hodnotu odpovídající životnosti bez korozního napadení. Předmětem této práce je prověření možnosti oprav turbínových lopatek založený na lokálním zpevnění materiálu (v místě korozních důlků) působením rázové mechanické vlny generované interakcí paprsku výkonného pulzního laseru s povrchem lopatky. Ověření bylo provedeno pro lopatkovou ocel Böhler T 552 používanou firmou Doosan Škoda Power s.r.o. na výrobu oběžných lopatek L-1 řad nízkotlakých stupňů parních turbín.

Experimentální materiál

Materiál EN DIN 1.4938 (Böhler T552; 1.4933; 1.4939 – Böhler T552 EXTRA) je vysoko-
legovaná chromová ocel odolná proti korozi a tečení používaná v zušlechtném stavu se stan-
dardními mechanizmy zpevnění. Vykazuje jak vysokou creepovou pevnost, tak vysokou hou-
ževnatost. Používá se na vysoce namáhané díly, jako jsou turbínové lopatky a disky, šrouby,
svorníky a prstence. Je určena pro aplikace se stálou teplotou nepřesahující 560 °C.

Materiál byl dodán ve formě válcované tyčoviny 110 x 80 x 500 mm v zušlechtném stavu.
Tepelné zpracování bylo následující: kalení 1040 °C / 1 hodina / olej, popouštění 620 °C / 5
hodin / vzduch, žíhání na odstranění pnutí 580 °C/4 h/vzduch. Chemické složení, mechanické
vlastnosti a výsledky metalografické analýzy jsou uvedeny ve zprávě autorů Kasl a kol. [2].
Mikrostruktura oceli je jemnozrnná, bez δ -feritu či volného feritu, tvořená popuštěným marten-
zitem; hranice zrn jsou místy zvýrazněné drobnými karbidy.

Pro zkoušky vysoko cyklové únavy (VCÚ) byla použita zkušební tělesa s geometrií pracovní
části typu „přesýpací hodiny“ dle výkresu na obr. 1. Zkušební tělesa byla vyrobena třískovým
obráběním. Povrch byl ručně přešetřen metalografickými papíry s finální zrnitostí P2000. Po-
délná osa symetrie zkušebních těles byla rovnoběžná s vlákny válcovaného profilu.

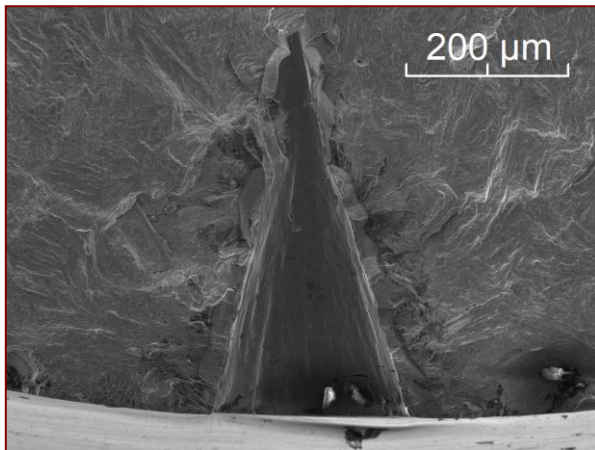


Obr. 1: Zkušební tělesa pro zkoušky VCÚ

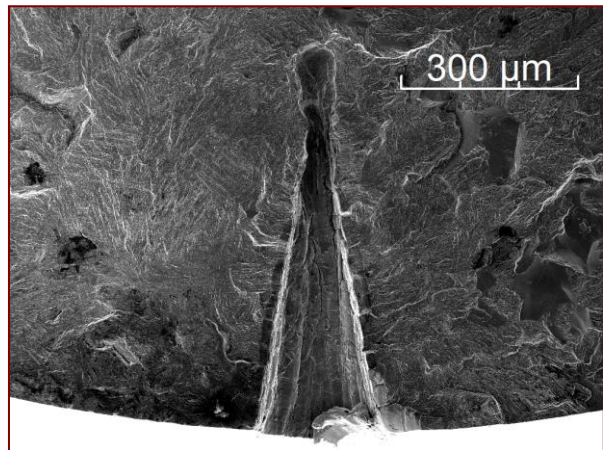
V pracovní části zkušebních vzorků pro VCÚ byly vytvořeny umělé vady – defekty imitující
korozní pitting. Pro simulaci efektu korozního důlku za kontrolovaných a opakovatelných pod-
mínek byla koroze nahrazena laserovým vrtáním. Ve středu vzorku, v místě jeho nejmenšího
průřezu, kolmo k jeho povrchu, byla vytvořena malá dírka ve tvaru kužele, která měla hloubku
500 μ m a průměr 250 μ m na povrchu. Byl použit laser s dobou trvání pulsu 3 ns, energie 50 mJ

a opakovací frekvence 500 kHz. Laserový svazek měl průměr 39 μm . Aby se dosáhlo požadovaného průměru bodu, laserový spot se systematicky pohyboval spirálovitě, od okrajů směrem ke středu. Rychlost pohybu byla 700 mm/s. Během vrtání byl ohřev vzorku disipativním teplem produkovaným laserovou absorpcí nevýznamný.

Na obr. 2 a obr. 3 jsou snímky lomových ploch vzorků po testech VCÚ. Z obrázků je dobře vidět, že vyvrtané otvory mají tvar ostrých kuželů, vnitřní povrchy jsou relativně hladké, pokryté slabou vrstvou přetaveného materiálu. Důlky série zkušebních tyčí testovaných v kondenzátu měly hloubku cca 650 μm , byly hlubší než důlky na vzorcích testovaných na vzduchu. Rozdíl v hloubce důlků nebyl záměrný, série vzorků pro zkoušky v parním kondenzátu byla vyrobena s časovým odstupem a s patrně pozmeněnými parametry nastavení vrtacího laseru.



Obr. 2: Geometrie vady imitující korozní důlek ve zkušebních tyčích pro testy VCÚ na vzduchu



Obr. 3: Geometrie vady imitující korozní důlek ve zkušebních tyčích pro testy VCÚ parním kondenzátu

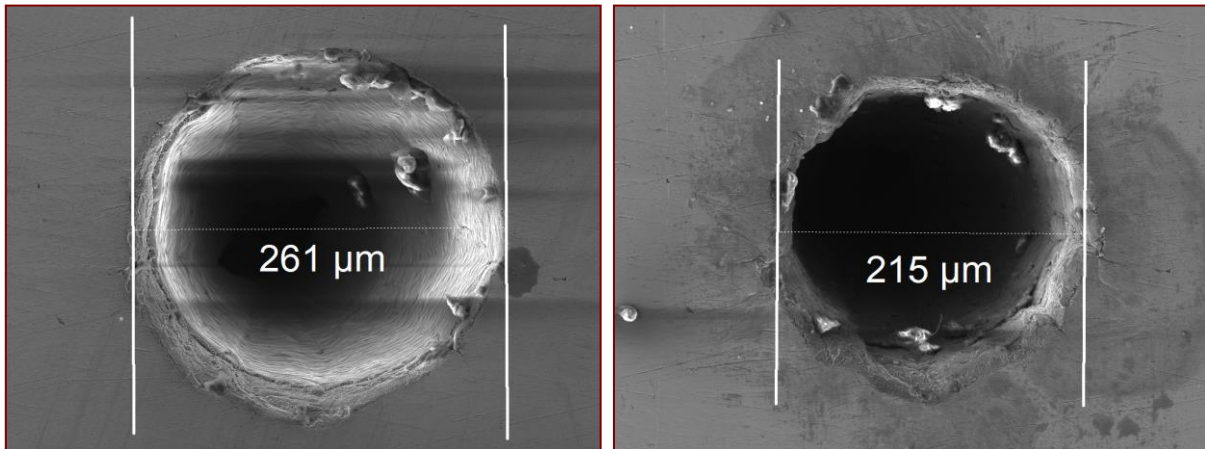
Laser Shock Peening

Laser Shock Peening (LSP) je moderní bezkontaktní technologie zpevňování povrchu kovových materiálů na principu vzniku rázových vln, které se generují během interakce krátkých laserových pulzů s povrchem materiálu. Rázové vlny v materiálu vyvolávají strukturní změny, které mají za důsledek vznik zbytkového tlakového napětí. Vnesené tlakové napětí obecně zlepšuje únavové vlastnosti materiálu, brání vzniku a šíření trhlin [3].

Únavové zkušební vzorky s vyvrtanými důlky imitujícími pitting byly za účelem přesného zaměření laserového paprsku fixovány na robotické rameno M-20iA / 20M Fanuc. Důlek a přilehlý povrch byl přelepen černou vinylovou páskou od firmy 3M s tloušťkou 130 μm . Povrch vzorku v oblasti dopadu laserového paprsku byl navíc kryt laminárně stékající vodou tvořící v místě dopadu cca 1 mm tlustou vrstvou. Vinylová páska napomáhá absorpci laserového záření, ale hlavně pak chrání povrch vzorku před tepelnými jevy, které doprovázejí dopad laserového pulzu. Působení na vzorek je pak čistě mechanického rázu. K modifikaci povrchu zkušebních vzorků byl použit laserový systém Solis State s diodovým čerpáním. Laserový svazek měl čtvercový profil s obdélníkovým časovým průběhem. Paprsek s vlnovou délkou 1030 nm měl energii v pulzu 4 J, s dobou trvání 10 ns. Paprsek byl fokusován na čtvercovou stopu se stranou 2 mm. Výsledná hustota výkonu byla 10 GW/cm^2 .

S danými parametry laseru byl zpevněn povrch zkušebních těles v místě umělých bodů. Za tímto účelem byly zvoleny dvě odlišné strategie rozložení jednotlivých laserových pulzů po povrchu zkušebních těles. Při strategii LSP1 byly použity tři pulsy, u LSP2 devět. Na obr. 4 je detail ústí umělého důlku v pracovní části zkušební tyče před aplikací LSP. Na obr. 5 je detail

téhož důlku po LSP, bez známek tepelného ovlivnění, vzniku trhlin, nerovností. Plastická deformace v ošetřené oblasti je dobře patrná, po modifikaci povrchu se viditelný průměr důlku zmenšil o cca 40 μm .

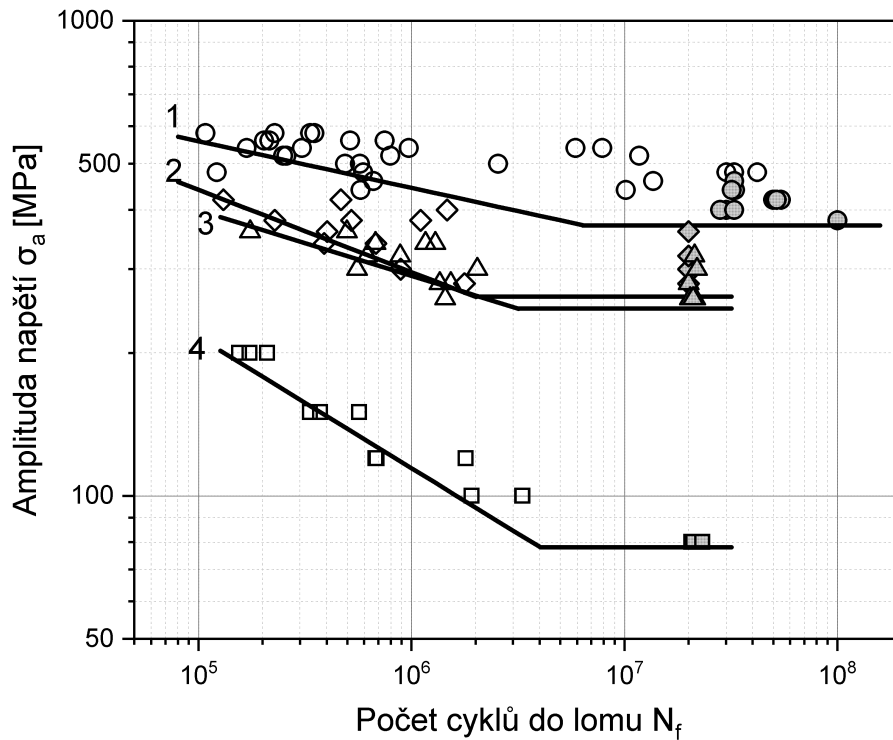


Obr. 4: Detail ústí umělého bodu před LSP Obr. 5: Detail ústí umělého bodu po LSP

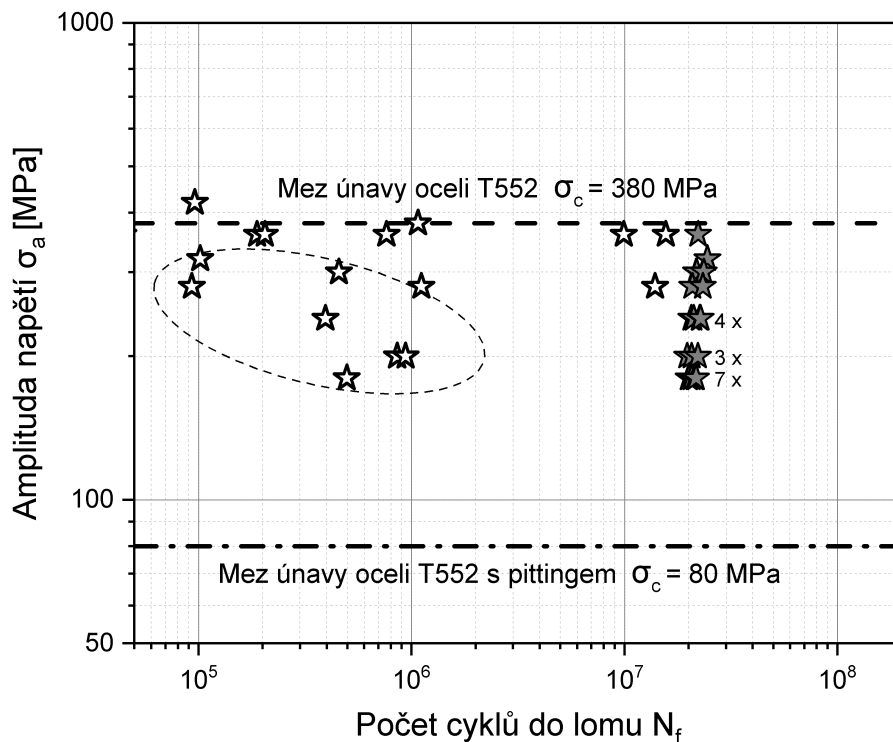
Výsledky zkoušek vysokocyklové únavy a diskuze

Měření vysokocyklové únavy na vzduchu bylo provedeno v tahu-tlaku při středním napětí $\sigma_m = 300 \text{ MPa}$ a frekvenci cca 125 Hz na elektromagnetickém pulzátoru se silovou kapacitou 250 kN. Výsledné Wöhlerovy křivky jsou vyneseny v grafu na obr. 6. Měřením na sérii zkušebních těles bez vad byla stanovena mez únavy oceli T552 $\sigma_c = 380 \text{ MPa}$. Umělé vady měly za následek razantní snížení únavové pevnosti – časovaná mez únavy klesla na cca 80 MPa. Aplikace technologie LSP na zkušební tyče s vadami vedla k výraznému zvýšení únavové pevnosti, pro variantu strategie LSP1 byly stanovena mez únavy $\sigma_c = 240 \text{ MPa}$, pro variantu LSP2 $\sigma_c = 260 \text{ MPa}$.

Měření vysokocyklové únavy ve vodním kondenzátu bylo provedeno za stejných podmínek mechanického zatěžování jako u zkoušek na vzduchu. Zkušební vzorek byl zatěžován v průtočné korozní cele. Zkušební medium byla demineralizovaná voda s obsahem chloridů v řádu jednotek ppm, teplota 100 °C, kyslík redukován varem. Výsledky zkoušek vysoko cyklové únavové pevnosti oceli T552 s umělými body ošetřenými LSP2 je na obr. 7.



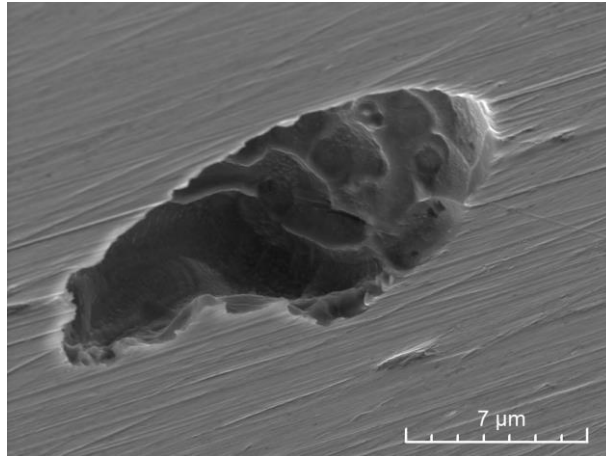
Obr. 6: Testy VCÚ oceli T552 na vzduchu, tah /tlak, střední předpětí 300 MPa: 1. vzorky bez defektu, leštěný povrch, 2. vzorky s umělým pittingem + LSP2, 3. vzorky s umělým pittingem + LSP1, 4. vzorky s umělým pittingem



Obr. 7: Test VCÚ oceli T552 v parním kondenzátu, tah /tlak, střední předpětí 300 MPa, vzorky s umělým pittingem + LSP2

Při zkouškách únavy v inertním prostředí (na vzduchu) bylo experimentálně prokázáno, že technologie LSP může do značné míry účinně eliminovat vliv koncentrátorů napětí. Výsledky únavových zkoušek vykazují určitý rozptyl, v některých případech se životnost peenovaných vzorků blížila hodnotám zaznamenaným u vzorků bez defektů. Tento rozptyl může být dán

vlastnostmi základního materiálu, který též vykazoval velký rozptyl v životnosti vzorků zatěžovaných na stejných napětových hladinách a souvisel s mikročistotou oceli. Také užitý postup provedení peenování byl zvolen bez hlubšího modelování podmínek napjatosti v okolí bodu, bez zhodnocení vlivu geometrie zkušební tělesa na šíření rázové vlny apod. Je pravděpodobné, že optimalizací provozních parametrů by se dosáhlo ještě lepšího výsledku. V případě zkoušek v parním kondenzátu je rozptyl v životnosti zkušebních vzorků ještě větší. Nižší zjištěné pevnostní hodnoty jsou způsobeny korozí – viz obr. 8.



Obr. 8: Lokální korozní napadení – pitting povrchu zkušební tyče po zkoušce VCÚ

Závěr

Únavová pevnost tyčí s vadami ošetřenými technologií LSP je výrazně vyšší než pevnost vzorků s vadami ale bez LSP a blíží se hodnotě stanovené pro materiál bez vad. Korozně-únavová pevnost v parním kondenzátu vzorků s vadami je po aplikaci LSP vyšší než únavová pevnost vzorků s důlky bez LSP na vzduchu.

Poděkování

Presentované výsledky byly finančně podpořeny Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy – projekt LQ1603 Výzkum pro SUSEN. Práce byla realizována na velké infrastruktuře Udržitelná energetika (SUSEN) vybudované v rámci projektu CZ.1.05/ 2.1.00/03.0108 a CZ.02.1.01/0.0/0.0/15_008/0000293.

Literatura

- [1] EPRI (2015): *Program on Technology Innovation: Development of a Corrosion-Fatigue Prediction Methodology for Steam Turbine Blades AISI 403/410 (12%Cr) and 17-4PH Blade Steels*. Final Report 3002005107, EPRI, Palo Alto (CA).
- [2] Kasl, J., Špirit, Z., Strejcius, J., Svoboda, J. (2017): *Fraktografický rozbor lomových ploch únavových zkoušek lopatkových materiálů v korozním prostředí – katalog lomových ploch*. Výzkumná zpráva, VYZ-VZ-52/17/070, Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Plzeň.
- [3] Špirit, Z., Kaufman, J., Brajer, J., Strejcius, J., Chocholoušek, M. (2019): *Zvýšení únavové životnosti materiálů metodou laser shock peening*. 14. konference *Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*, Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Srní, str. 171-176. ISBN 978-80-261-0885-6

VÝSLEDKY ŘEŠENÍ PROJEKTU LOPATKY TURBÍN – PŘÍČINY A PŘEDCHÁZENÍ PORUCHÁM

RESULTS OF PROJECT THE TURBINE BLADES – CAUSES AND PREVENTION OF FAULTS

Pavel Mareš ^{a)}, Jan Patera ^{a)}, Josef Kasl ^{b)} a Pavel Kůs ^{a)}

^{a)} Centrum výzkumu Řež s.r.o.

^{b)} Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o.

Abstrakt

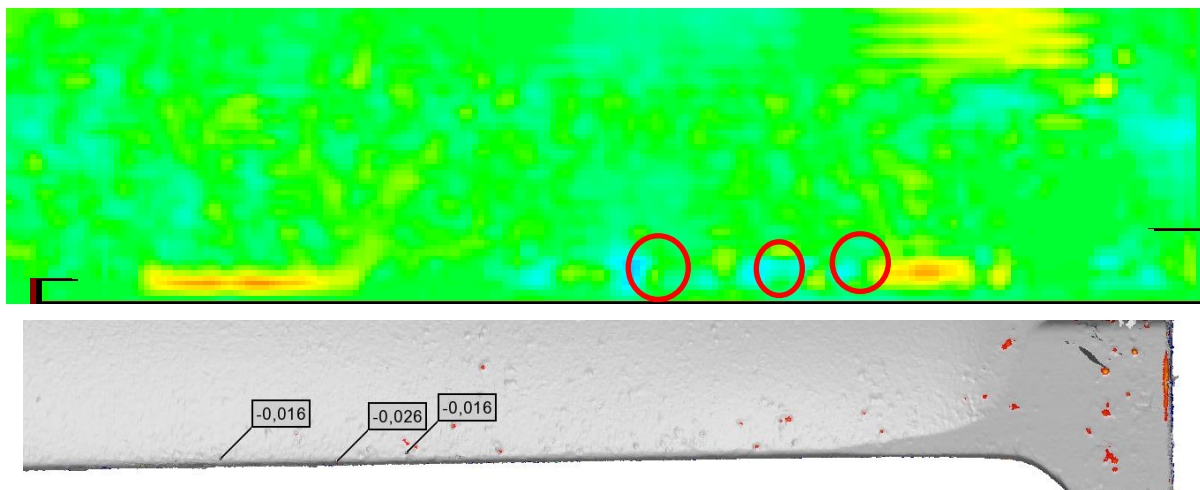
Tento článek se zabývá souhrnem výsledků řešených v rámci projektu národního centra pro energetiku, dílčího projektu DP6 „Vývoj diagnostických metod pro charakterizaci klíčových komponent energetických celků“, pracovního balíčku PB1.13 „Lopatky turbín – příčiny a předcházení poruchám“. Tento projekt byl rozdělen na tři oblasti: diagnostika, materiálový rozbor a výpočtové analýzy a sledování chemického režimu, jejichž hlavním cílem byl vývoj a praktické ověření metod hodnocení poškození komponent parní turbíny a optimalizace nastavení chemických režimů na klasických elektrárnách v přechodových stavech a při stabilním provozu.

Abstract

This article deals with a summary of the results of the project of the National Center for Energy, sub-project DP6 “Development of diagnostic methods for characterization of key components of energy units”, work package PB1.13 “Turbine blades – causes and prevention of failures”. This project was divided into three areas: diagnostics, material analysis and computational analysis and chemical regime monitoring, the main goal of which was the development and practical verification of methods for assessing damage to steam turbine components and optimizing chemical regime settings at conventional power plants in transient states and in stable operation.

Cíle projektu a jejich plnění

Detekce korozních důlků



Obr. 1: Srovnání výsledků metodou vířivých proudů a 3D skenování

Tato část se zabývá ověřením metod detekce korozních důlků na lopatkách NT rotorů pomocí vysokofrekvenčních sond metodou ET. Cílem je vyvinutí metodiky nalezení korozních důlků, které jsou obtížně detekovatelné pomocí 3D scanu (důlky neúplně odkryté po tryskání,

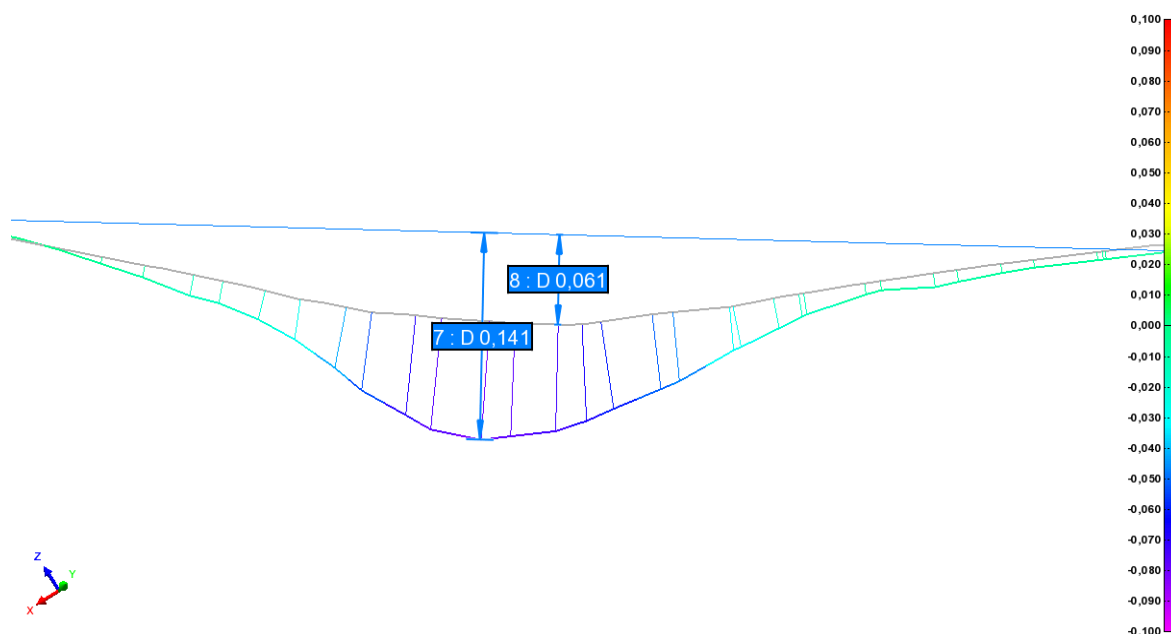
různě zanesené atd.). Případně nalezení a ověření další nedestruktivní defektoskopické techniky, která by umožňovala spolehlivé stanovení šířky nekovové vrstvy v korozním důlku. Metoda by měla být dostatečně citlivá i pro detekci dalších nečistostí, které komunikují s povrchem lopatky. Ověření je provedeno pomocí metalografie. Na obr. 1 jsou uvedeny výsledky testování flexibilní sondy vířivých proudů a jejich porovnání s 3D skenerem.

Zpřesnění stanovení parametrů korozních důlků

Tato etapa byla zaměřena zejména na vypracování postupu pro přesnější stanovení parametrů reálných rozměrů korozních důlků. Zabývala se zejména metalografickým proměřením korozních důlků u provozovaných lopatek z různých elektráren, Snahou bylo získat dostatečně reprezentativní soubor o výplních korozních důlků oxidy, který byl statisticky zpracován s cílem nalezení co nejlepšího regresního vztahu pro korekci naměřených rozměrů důlků.

Zlepšení procesu čištění lopatek

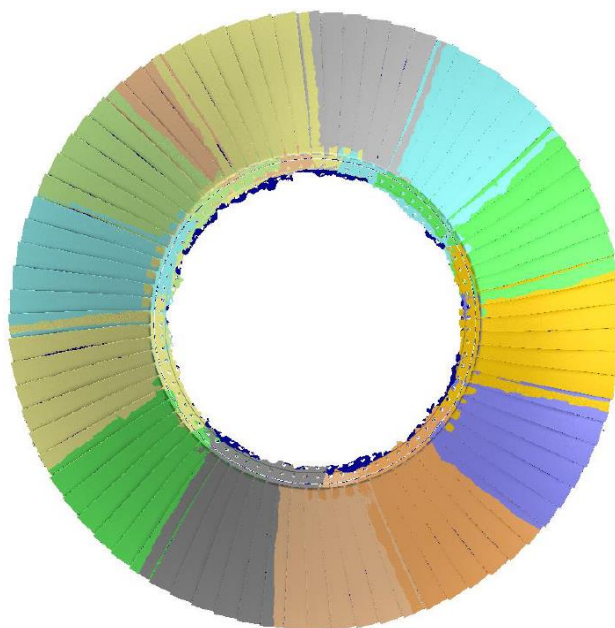
Cílem bylo nalezení reálně použitelného postupu čištění lopatek, po jehož aplikaci by v korozních důlcích zůstávaly co nejmenší zbytky oxidů a rozměry důlků zjištěné laserovým skenováním by se blížily skutečným rozměrům. V rámci této etapy bylo provedeno testování čištění suchým ledem. Toto čištění bylo otestováno na 3 kusech – vyřezaných lopatek. Dvě z těchto lopatek byly před aplikací suchého ledu již opískovány a jedna byla bez očištění. Výsledky ukázaly, že po očištění suchým ledem byla, jak zvětšena hloubka již detekovaných korozních důlků, tak i odkryty nové důlky. Na obr. 2 je ukázán rozdíl v hloubce korozního důlku před a po očištění suchým ledem.



Obr. 2: Srovnání před a po čištění suchým ledem

Ověření v provozních podmínkách

V rámci tohoto projektu bylo provedeno ověření aktualizované verze metodiky v provozních podmínkách. Toto měření bylo realizováno na 110 MW rotoru z elektrárny Ledvice, kdy byly kompletně změřeny obě řady L-0 (viz obr. 3) a část jedné řady L-1. Výsledky z tohoto měření byly zhodnoceny z hlediska potenciálního nebezpečí iniciace korozně-únavových trhlin v lopatkách. Měření a výpočty ukázaly, že detekované hloubky korozních důlků jsou vesměs hluboko pod kritickým rozměrem [1].

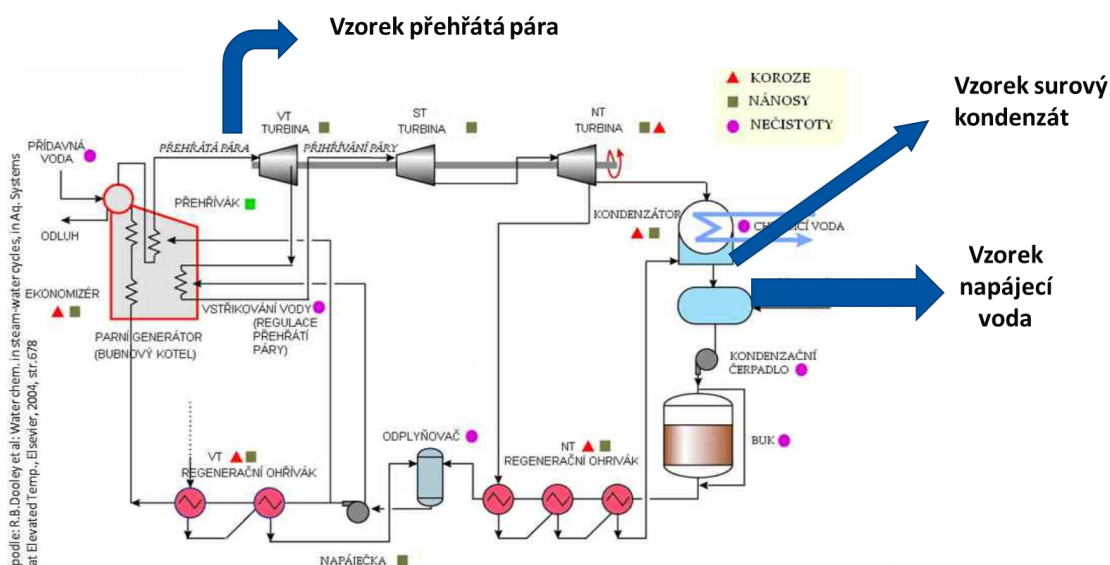


Obr. 3: 3D měření řady L-0 rotoru 110 MW ELE

Zpřesnění a doplnění výpočtových parametrů

K aplikaci metodiky je nezbytné znát dva parametry, a to mez únavy hladkých vzorků a prahovou hodnotu součinitele intenzity napětí pro prostředí vzduch, 90 °C, a to pro libovolnou hodnotu parametru asymetrie cyklu R. V rámci této aktivity byly stanoveny tyto parametry pro ocel X22CrMoV121 (1.4923). Klíčovým problémem celé metody je výpočet napětí metodou MKP (zejména jeho dynamické složky), která působí během provozu na lopatce. Chybí totiž dostatečné znalosti o skutečném buzení lopatek a jejich reálném chování nejen během ustáleného provozu na nominálním výkonu, ale zejména během přechodových stavů (vypínání, nabíhání) a provozu na nižším výkonu a dalších provozních typech, které jsou pro iniciaci a šíření trhlin rozhodující. Z tohoto důvodu bylo provedeno zpřesňování výpočetní metody napětí a provádění výpočtů v těch režimech, které jsou významné pro šíření trhliny. Rovněž byl zpracován výpočetní postup pro nový model lopatky L-1, 110 MW z oceli X22CrMoV121 (1.4923).

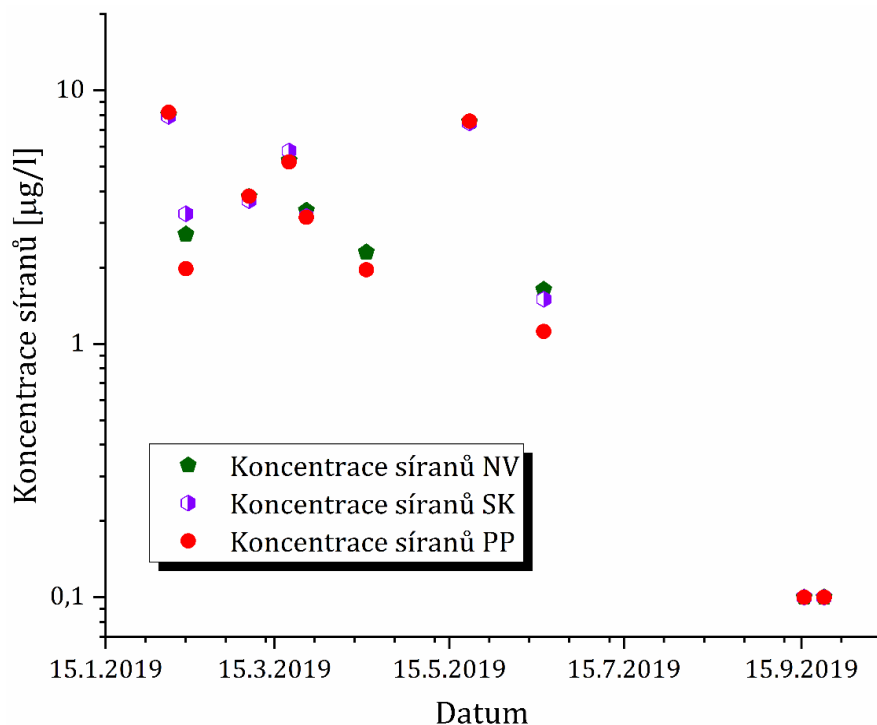
Sledování a vedení chemického režimu



Obr. 4: Odběrová místa

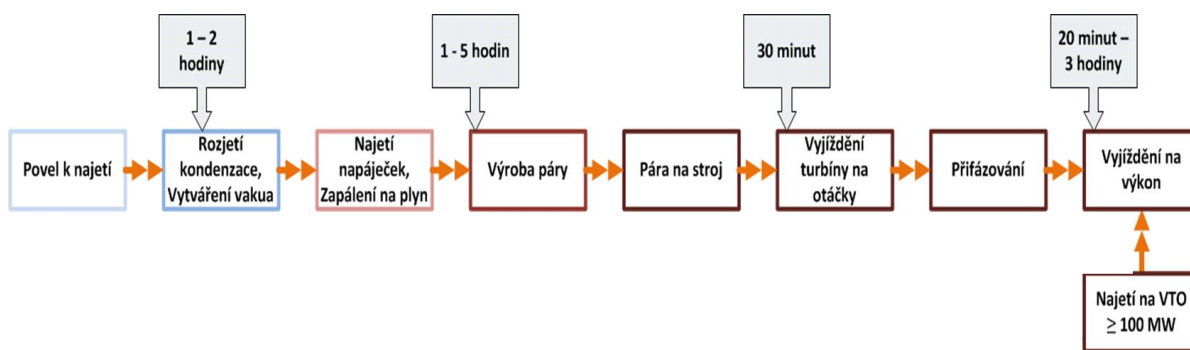
V rámci projektu byly měřeny analyty, které způsobují korozi materiálů, jedná se zejména o měření chloridů, síranů a hodnotu celkového organického uhlíku (v našem případě NPOC). Měření bylo prováděno při dvou stavech režimu bloků, při výkonovém stavu, kdy blok byl na 100 % výkonu a v nevýkonovém stavu (přechodovém), kdy blok najížděl nebo sjížděl ze 100 % do studeného stavu – 0 % výkonu. Měření bylo prováděno ze tří odběrových míst – napájecí voda, přehřátá pára a surový kondenzát.

Při výkonovém stavu ve většině případech nedošlo k překročení stanovených limitů (< 10µg/l) pro analyt síranů. Ukázka výsledků je na obr. 5.



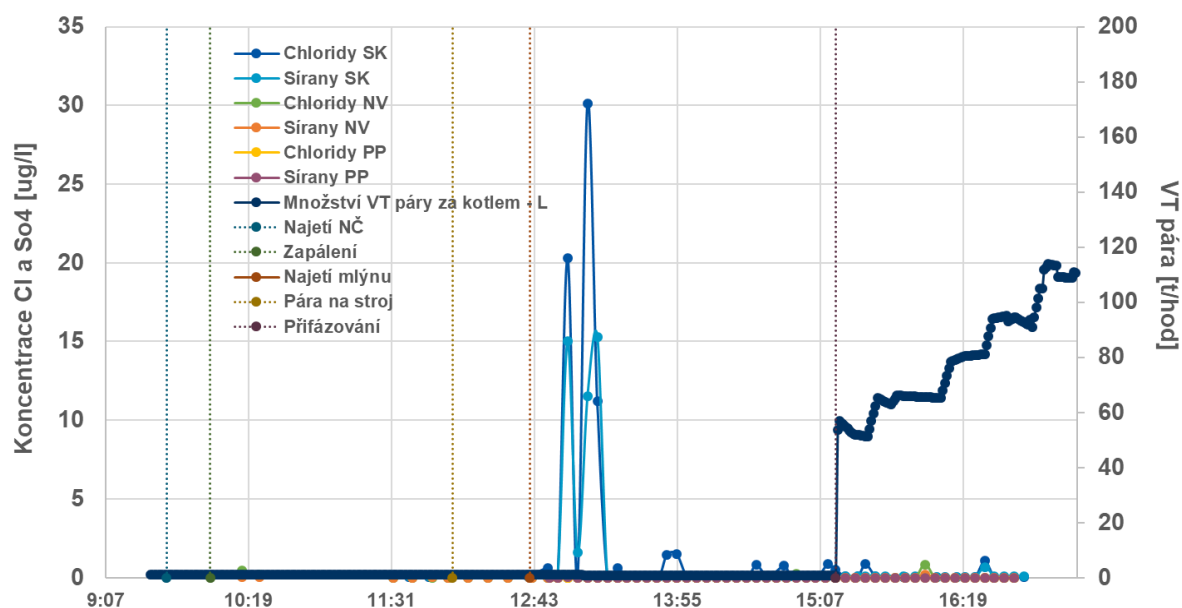
Obr. 5: Koncentrace síranů

V rámci měření při najíždění (nevýkonový stav) bylo měření zaměřeno na vzorkování, aby pokrylo celý časový úsek během najíždění. Struktura najíždění je zobrazena na obr. 6.



Obr. 6: Struktura najíždění

Obr. 7 ukazuje výsledky z najíždění.



Obr. 7: Koncentrace chloridů a síranů během najíždění

Z měření vyplývá k překročení 10 µg/l chloridů a síranů v surovém kondenzátu. Ostatní proudy (napájecí voda a přehřátá pára) byly pod mezí stanovitelnosti (< 1 µg/l). Příčina překročení daných parametrů bude dále studována.

Závěr

Nově získané výstupy a poznatky budou zakomponovány do stávající verze metodiky hodnocení kritické velikosti korozních důlků. Pozornost bude rovněž zaměřena na zpřesnění geometrického faktoru Y používaného ve výpočtech, jehož co nejpřesnější hodnota je podstatná pro správnost výpočtu kritické velikosti důlku. Metodika bude součástí PŘS Parní turbíny. Metodika je již nyní používána na elektrárnách pro sledování korozního napadení lopatek při odstávkách turbosoustrojí.

Poděkování

Presentované výsledky byly finančně podpořeny Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy – projekt LQ1603 Výzkum pro SUSEN. Práce byla realizována na velké infrastruktuře Udržitelná energetika (SUSEN) vybudované v rámci projektu CZ.1.05/2.1.00/03.0108 a CZ.02.1.01/0.0/0.0/15_008/0000293.

Literatura

- [1] Kasl, J., Lazar, J. (2019): *Hodnocení vlivu korozních důlků na rozvoj únavového porušování oběžných lopatek NT dílů parních turbín*. Výzkumná zpráva, VYZ-VZ-58/19/081, Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Plzeň.
- [2] Patera, J., Zahrádka, P. (2019): *Měření rotoru č. v. 2633 – Elektrárna Ledvice*. Odborná zpráva, PL č. 3292, Centrum výzkumu Řež s.r.o., Plzeň.
- [3] Kůs, P., Halodová, P. (2019): *Vyhodnocení odběrů vzorků z TG6 ELE*. Odborná zpráva, PL č. 3216, Centrum výzkumu Řež s.r.o., Plzeň.

VaV PROJEKTY CVŘ PRO OBLASTI NEDESTRUKTIVNÍCH METOD A POVRCHOVÝCH ÚPRAV

R & D PROJECTS FOR NON-DESTRUCTIVE METHODS AND SURFACE TREATMENT

Jaroslav Brom, Pavel Mareš, Jana Veselá, Jan Patera a Michal Chocholoušek

Centrum výzkumu Řež s.r.o. (CVŘ)

Abstrakt

V článku jsou uvedeny informace o výsledcích VaV projektů CVŘ řešených v rámci projektu Národní centrum pro energetiku, dílčího projektu DP6 „Vývoj diagnostických metod pro charakterizaci klíčových komponent energetických celků“, pracovního balíčku PB1.14 „Perspektivní diagnostické metody“, a dílčího projektu DP7 „Materiály a materiálové technologie pro moderní energetické aplikace“, pracovního balíčku PB1.15 „Povrchové úpravy komponent v JE a KE“. Jsou uvedeny hlavní výstupy projektů a navazující činnosti pro pokračování NCK v roce 2021.

Abstract

The article presents information on R&D projects of the Research Centre Rez developed within the project of National Centre for Energy, sub-project DP6 “Development of diagnostic methods for characterization of own energy components”, working package PB1.14 “Perspective diagnostic methods”, and sub-project DP7 “Materials and material technologies for modern energy applications”, work package PB1.15 “Surface treatment of components in NPP and FPP”. The main outputs of projects and follow-up activities for the continuation of the NCK in 2021 are presented.

1. PB1.14 „Perspektivní diagnostické metody“

Hlavním řešitelem pracovního balíčku PB1.14 je CVŘ.

1.1 Cíle a přínosy PB1.14

Cílem VaV (výzkum a vývoj) v rámci tohoto pracovního balíčku je:

1. Výzkum a vývoj metodiky pro validované použití softwaru CIVA na simulování trhlin v materiálech z feritické a austenitické oceli. Přínos: V možnosti používání softwaru CIVA ověřeným postupem ke zpřesnění stanovení rozměrů trhlin ve svarových spojích při reálných měřeních, při kvalifikování inspekčních postupů a pro trénink defektoskopických pracovníků.
2. Výzkum a vývoj použití vysokoteplotního ultrazvukového zkoušení technikou Phased Array (HT PAUT) za provozních teplot do 350 °C. Přínos: V detekování a měření velikosti trhlin pomocí HT PAUT za zvýšených teplot. To umožňuje např. zkrácení délky odstavek při realizaci zkoušení za zvýšených teplot při odstavení bloku nebo k možnosti monitorování stavu trhlin za provozu.
3. Výzkum a vývoj nelineární spektroskopie akustických vln (NEWS) a magnetické paměti materiálu (MMM) pro zkoušení materiálů z feritické a austenitické oceli. Přínos: V detekování indikací typu trhliny pomocí metody NEWS umožní v době odstavek zmonitorování velkého rozsahu potrubního systému nacházejícího se na komponentě mezi ultrazvukovými snímači. Následné nasazení metody MMM umožní vytipování problémových míst před provedením jejich kontrol objemovými nedestruktivními metodami.
4. Výzkum a vývoj v oblasti použití Smart sensorů v energetice. Přínos: Ve stanovení požadavků na Smart sensory a vyhodnocovací aparatury pro jednotlivé aplikace (jako

např. měření vibrací, tepelné účinnosti, tloušťek apod.) a jednotlivé typy strojních zařízení (jako jsou např. rotační stroje, výměníky, potrubí apod.) a v možnosti použití bezdrátové diagnostiky komponent.

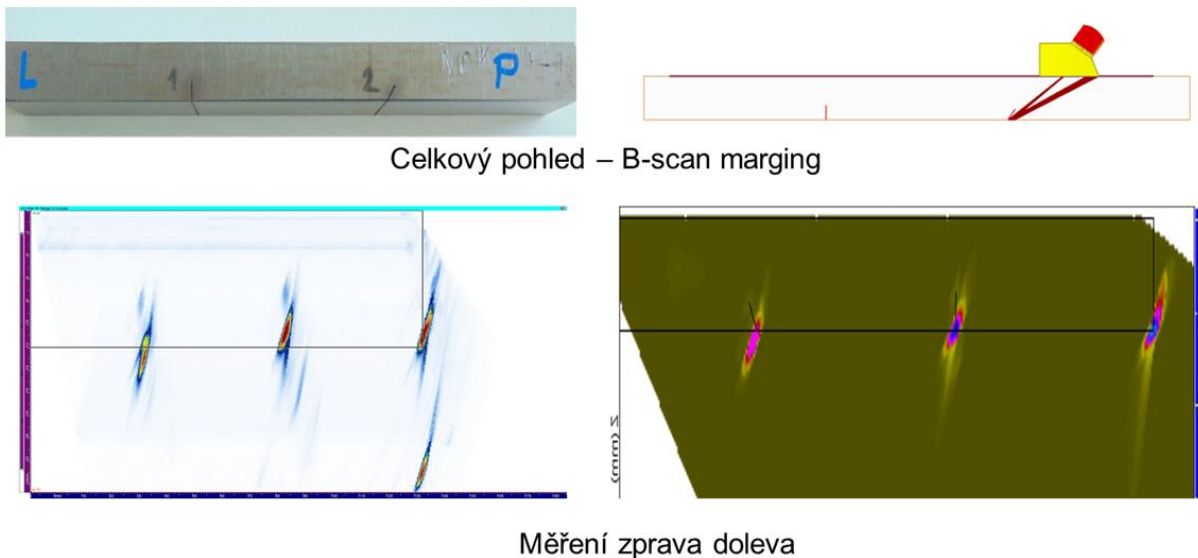
1.2 Výstupy PB1.14

Výstupy PB 1.14 jsou ověřené technologie softwaru CIVA, HTPAUT, NEWS, MMM, dále užitečný vzor zkušebních těles pro nedestruktivní zkoušení s přesnými tvary trhlin a výzkumná zpráva pro Smart sensory.

Následují hlavní výstupy z projektu platné k vývoji dokončenému do 07/2020.

1.2.1 Hlavní výstupy pro validaci softwaru CIVA

- Zkušební tělesa s vadami vyrobenými pomocí drátořezu jsou vhodná pro ověřování shody výsledků z měření a simulací z důvodu znalosti geometrie vady.
- Je shoda mezi zobrazeními, která jsou získána od vady při simulaci i měření.
- Trendy v intenzitě odezev jsou při simulaci i měření obdobné. Výsledky jsou velmi citlivé na určení polohy sondy.
- Při vyhodnocení s krokem po 1 mm (stanovení komplexního trendu intenzity odezvy v závislosti na vzdálenosti od počátku měření) – byla většinou dosažena shoda, v případě zjištění odchylek je potřebná jejich analýza a posouzení. Závěry budou shrnuty do závěrečné zprávy.



Obr. 1: Příklad dosažených výsledků na tělese z materiálu 12022.1 o výšce 12 mm

1.2.2 Hlavní výstupy pro HTPAUT

- Je zvládnuta technologie měření HTPAUT do 350 °C – viz obr. 2.
- Je shoda mezi rozměry vyjiskřených vad změřených při pokojové teplotě a teplotách do 350 °C.



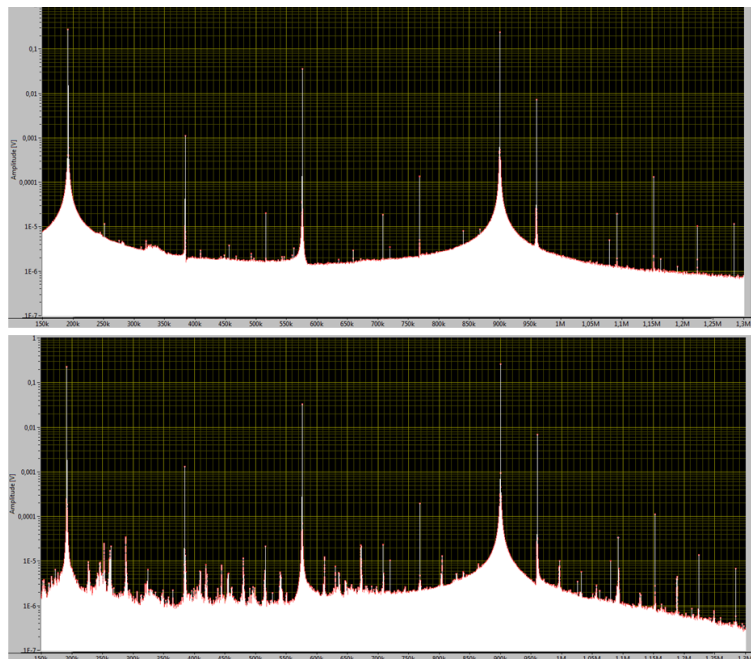
Obr. 2: Zařízení pro vysokoteplotní PAUT s vysokoteplotním manipulátorem

1.2.3 Hlavní výstupy pro NEWS

- Je ověřena metoda NEWS na detekci trhlin na půltrubkových těleších s trhlínami vyrobenými vysokocyklickou únavou (viz příklad na obr. 3) a na trubkovém tělese s reálnou trhlínou.

Horní obrázek před cyklováním
Dolní obrázek /po cyklování

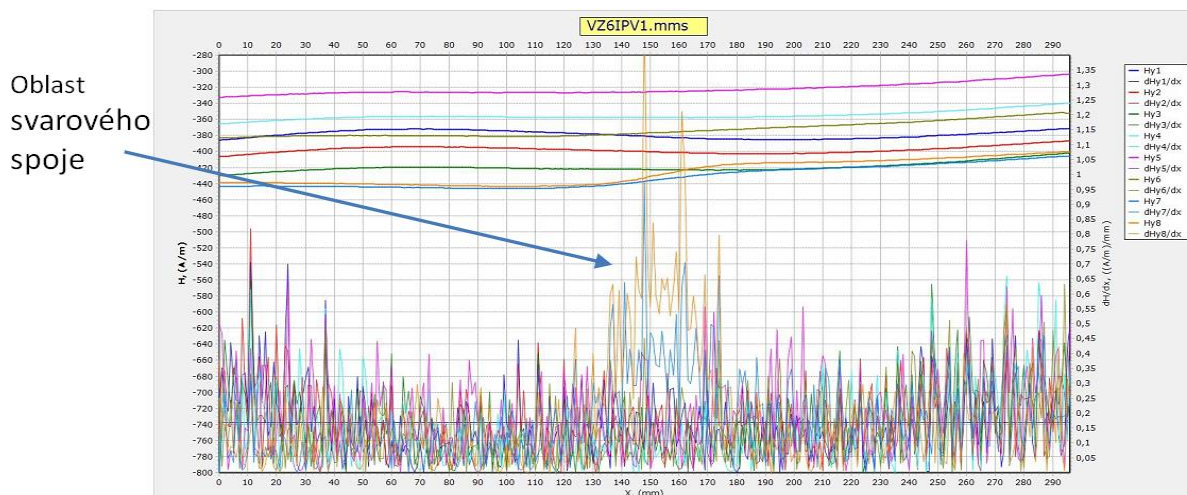
- [Dvojitá neprůchozí trhlina](#)



Obr. 3: Výsledky z měření metodou NEWS tělesa z austenitické oceli

1.2.4 Hlavní výstupy pro MMM

- Je ověřena metoda MMM na detekci svarů na trubkových těleších přes izolaci a detekci trhlin ve svarech – viz příklad v obr. 4.



Obr. 4: Příklad podélného magnetogramu skenovaného přes tepelnou izolaci tloušťky 90 mm v hliníkovém obalu

1.2.5 Hlavní výstupy k Smart sensorům

- Je ověřena bezdrátová technologie s protokolem WirelessHart v technologii elektrárny. Ověření proběhlo na elektrárně Tušimice.

2. PB1.15 „Povrchové úpravy komponent v JE a KE“

Hlavním řešitelem PB1.15 je Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., CVŘ řeší dílčí činnosti. Níže jsou diskutovány činnosti CVŘ.

2.1 Cíle a přínosy PB1.15

Cílem pracovního balíčku je vývoj a testování povrchových úprav kritických komponent elektráren (jaderných, klasických, vodních), nanášených pomocí technologií žárového nástřiku. CVŘ se podílí na vývoji zejména pro technologii Cold Spray za použití prášku NiCr a to v oblastech:

- nedestruktivního zkoušení (měření tloušťky nástřiku a měření přilnutí nástřiku k substrátu, detekce a stanovení rozměrů defektů pro vnitřní a vnější nástřik na potrubí),
- vývoje metodiky hodnocení mechanických vlastností materiálu s nástřikem Cold Spray ze vzorků z trubkových polotovarů v porovnání se vzorky zhotovenými dle vybraných norem,
- zjištění mechanických vlastností a metalografie pro substrát z materiálu 22K a 08CH18N10T a povlak zhotovený technologií Cold Spray,
- programu zjištění „zatékavosti“ povlaku zhotoveného technologií Cold Spray.

Přínosem dílčího projektu bude, kromě samotného návrhu oprav konkrétních aplikací, i prohloubení porozumění spoluřešitelů a komerčního partnera v oblasti technologií žárových a studených nástřiků, které může být uplatněno i v jiných než v projektu navrhovaných aplikacích.

2.2 Výstupy CVŘ pro PB1.15

Výstupy CVŘ pro pracovní balíček PB1.15 jsou dvě metodiky (metodika NDT zkoušení konkrétních nástřiků Cold Spray; metodika hodnocení mechanických vlastností materiálu ze vzorků z trubkových polotovarů) a výzkumná zpráva obsahující hodnocení mikrostruktury, základních a funkčních vlastností zvolených povlaků.

2.2.1 Hlavní výstupy k NDT metodice

Metodika NDT zkoušení je realizována pro zkušební těleso s heterogenním svarovým spojem (nátrubek N5 PG JE Temelín o rozměrech 108x4 mm x mm) s ochranným nástřikem Cold Spray z vnitřní strany svarového spoje – viz obr. 5. V době psaní tohoto článku je zpracován návrh metodiky.



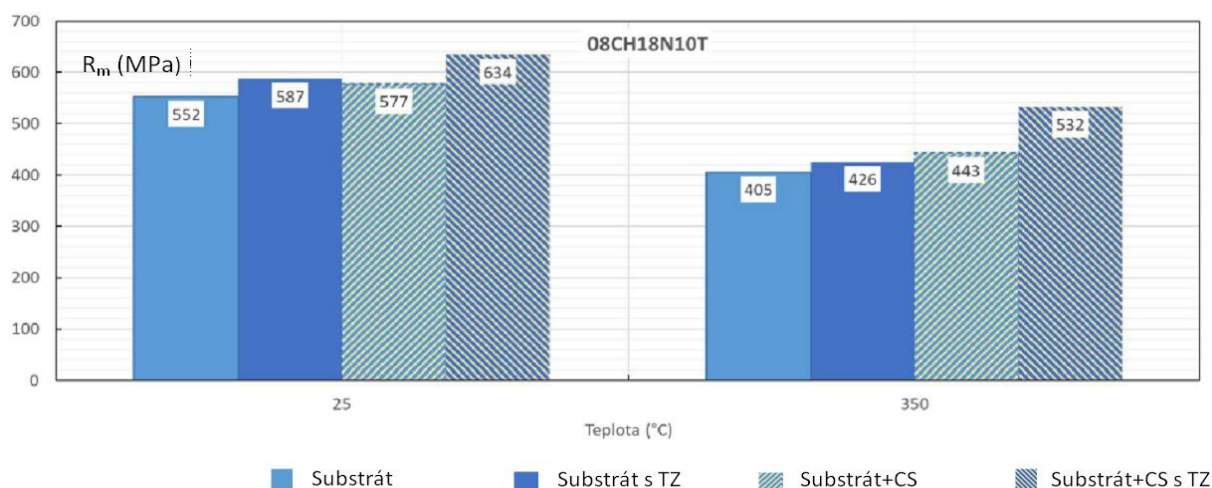
Obr. 5: Zkušební těleso s heterogenním svarovým spojem s vnitřním nástřikem Cold Spray a s EDM vruby o délce 10 mm a hloubce 1 resp. 2 mm v materiálu nástřiku

2.2.2 Hlavní výstupy k metodice hodnocení mechanických vlastností materiálu

V době psaní tohoto článku byly realizovány experimentální práce pro vývoj této metodiky. Probíhá zpracování výsledků.

2.2.3 Hlavní výstupy k hodnocení mikrostruktury, základních a funkčních vlastností zvolených povlaků

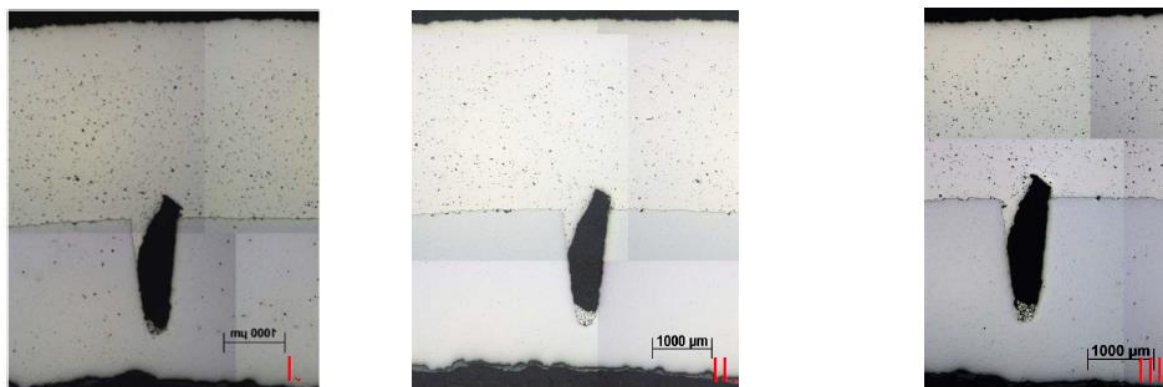
Teplné zpracování při teplotě 640 °C mírně zvyšuje tažnost a má vliv na zvýšení pevnosti nástřiku – viz obr. 6.



Obr. 6: Srovnání mezi pevnosti pro substrát a dvojici substrát/povlak Cold Spray bez a s teplem zpracováním (TZ) provedených na tělesech o stejném průměru při teplotách 25 °C a 350 °C

Korozní potenciál povlaků je vyšší než potenciál podkladového materiálu 22K, z tohoto důvodu je vhodné ověřit možnost vzniku galvanické koroze.

V případě, že v průběhu nanášení je měněn náklon trysek, lze zajistit rovnoměrné překrytí vrubů, kruhových otvorů nástřikem Cold Spray – viz obr. 7.



Obr. 7: Metalografické analýzy pro hodnocení „zatékavosti“ nástřiku v místě vruby (vrstva nad vruby byla souvisle vyplněna, v místě vrubů nedošlo k jejich vyplnění)

3. Navazující vývojové činnosti pro pokračování NCK v roce 2021

V tabulce 1 jsou uvedeny návrhy vývojových činností CVŘ pro rok 2021.

Tab. 1: Seznam návrhů vývojových činností CVŘ pro NCK prodloužení pro rok 2021

P.č.	Vývojová činnost
I	Ověření použitelnosti ZT vyrobených drátořezem pro NDT kvalifikace a simulaci v SW CIVA pro odrazovou techniku UT
II	Zjištění vlastností ultrazvukového signálu pro materiál 11 373 a 11375 do teplot 250°C
III	Ověření metody NEWS na zkušebních tělesech z celé trubky a v reálné technologii JE
IV	Materiálové zkoušky pro stanovení přípustné a kritické velikosti defektu v homogenních svarových spojích (svarovém kovu a tepelně ovlivněné oblasti) lité martenzitické oceli COR 13/4 používaných při opravách oběžných kol a lopat vodních turbín.
V	Ověřování měření napětí ve svornících přírubových spojů metodou MMM
VI	Sledování korozivních analytů v energetických okruzích včetně vývoje a měření korozních produktů při nevykonových stavech
VII	Vývoj metodiky měření tloušťky žárových nástřiků zhotovených metodou TWAS a použitých v kotlích ČEZ KE
VIII	Ověření materiálových a ultrazvukových vlastností materiálu vnějších a vnitřních povlaků Cold Spray z prášku Ni a vnitřních povlaků Cold Spray z prášků NiCr o dvou velikostech částic

Závěr

Výše uvedené VaV aktivity byly zahájeny v 04/2019, konec projektu je plánován na 12/2020. Již dnes můžeme konstatovat, že existují využití výstupů projektu v reálných podmínkách JE a KE.

Předložená práce vznikla díky projektu podporovaného Technologickou agenturou České republiky č. TN01000007 v rámci programu Národní centra kompetence – 1. VS.

VÝZNAMNÉ VÝSLEDKY ŘEŠENÍ PROJEKTU CESEN

SIGNIFICANT RESULTS OF THE CESEN PROJECT SOLVING

Pavel Polach, Michaela Prantnerová, Šárka Houdková, Jan Schubert a Petr Polcar
Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Tylova 1581/46, 301 00 Plzeň

Abstrakt

V příspěvku je uveden výčet nejvýznamnějších výsledků řešení projektu Centra kompetence Technologické agentury České republiky „Centrum výzkumu a experimentálního vývoje spolehlivé energetiky“ (akronym CESEN) a stručně jsou představeny dva vybrané výsledky, dosažené v roce 2019: ověřená technologie vysokoteplotního žárově stříkaného povlaku používaného jako povrchová ochrana vybraných komponent energetických zařízení a způsob monitorování zbytkové životnosti lopatek turbosoustrojí.

Abstract

The paper presents list of the most significant results of the solution of the Competence Centre Project of the Technology Agency of the Czech Republic “Centre of research and experimental development of reliable energy production” (CESEN acronym). Two selected results, achieved in 2019, are presented in brief: certified technology of thermally-sprayed coatings used as surface treatment of selected power producing equipment parts and method of monitoring of residual fatigue life of turbine blades.

Úvod

Řešení projektu „Centrum výzkumu a experimentálního vývoje spolehlivé energetiky“ [1] (akronym CESEN; projekt v rámci programu Centra kompetence Technologické agentury České republiky) bylo zahájeno v roce 2012 a bylo úspěšně dokončeno v roce 2019. Hlavním cílem projektu bylo přispět prostřednictvím aplikací výsledků výzkumu a vývoje nových technologií a materiálů ke dlouhodobému zajištění bezpečných, spolehlivých a ekonomicky dostupných klasických tepelných a jaderných zdrojů elektrické energie.

Řešitelskými pracovišti byly Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o. (příjemce projektu), ČEZ, a. s., Doosan Škoda Power s.r.o., Západočeská univerzita v Plzni, České vysoké učení technické v Praze, MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., TES s.r.o. a ENERGOSERVIS, spol. s r.o. *Chomutov*.

Odborná náplň řešení projektu byla prezentována na konferenci Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách v roce 2012 [1], její aktualizace na období 2016 až 2019 byla prezentována na 11. ročníku této konference v roce 2016 [2].

Za celou dobu řešení projektu bylo dosaženo při řešení projektu celkem 75 odborných výsledků (z toho 30 v roce 2019).

V následující kapitole je uveden výčet výsledků řešení projektu CESEN s největším aplikačním potenciálem. V dalších dvou kapitolách jsou představeny dva vybrané výsledky řešení projektu: ověřená technologie vysokoteplotního žárově stříkaného povlaku používaného jako povrchová ochrana vybraných komponent energetických zařízení a způsob monitorování zbytkové životnosti lopatek turbosoustrojí.

Významné výsledky dosažené za celou dobu řešení projektu

Dosažené výsledky řešení projektu lze členit na výsledky ve formě vyvinutých a vyrobených zařízení, výsledky ve formě služeb, výsledky ve formě vyvinutých metodik a návrhů řešení konkrétních problémů technické praxe a výsledky ve formě vytvořeného software.

Vyvinutá a vyrobená zařízení:

- instalace zkušebního zařízení pro ověření skutečných statických a dynamických charakteristik radiálních kluzných segmentových ložisek,
- prototypová řada dynamických budičů s usměrněnou silou 40 kN, 60 kN a 90 kN, které slouží pro provádění dynamických zkoušek základů parních turbín,
- prototypová řada radiálních kluzných segmentových ložisek pro průmyslové turbíny MTD 25, MTD 30 a MTD 60,
- prototyp referenčního povlaku vhodného pro termovizní měření za zvýšených teplot,
- zařízení pro bezkontaktní magnetickou kontrolu turbínových lopatek,
- zařízení pro kontrolu trubek tepelných výměníků pomocí vysokootáčkové vnitřní sondy na vířivé proudy.

Poskytnuté služby:

- dynamické zkoušky základů energetických bloků v jaderné Elektrárně Dukovany, v jaderné Elektrárně Temelín a v Elektrárně Ledvice,
- inovace a optimalizace systému pro sběr, archivaci, distribuci a automatické vyhodnocování diagnostických dat z energetických zařízení ČEZ, a. s.,
- zapracování metodik predikce životnosti energetických systémů a zařízení do řídicí dokumentace ČEZ, a. s.

Vyvinuté metodiky a návrhy řešení konkrétních problémů technické praxe:

- metodika měření dynamických vlastností základů rotorových soustav parních turbín,
- metodika modelování vibrací perturbovaných olopatkovaných disků parních turbín,
- nové „nestandardní“ metodiky analýzy stupně degradace materiálů používaných v energetickém strojírenství – hodnocení změn mikrostruktury vysokolegovaných ocelí po creepu metodou replik, hodnocení degradace vlastností materiálu pomocí elektrochemických měření, hodnocení degradace materiálu rentgenovou analýzou, porovnání výsledků měření klasickými a zrychlenými creepovými zkouškami (ACT), měření žáropevnosti metodou „Small Punch Creep Tests“ (SPCT) a hodnocení lokální koroze dílů parních turbín,
- metodika pro instrumentovanou zkoušku tvrdosti kovových materiálů,
- metodika pro stanovení J-R křivky kovových materiálů z výsledků penetračního testu,
- metodika pro určování základních mechanických vlastností vybraných materiálů z výsledků penetračních testů použitím neuronových sítí,
- metodika termovizního měření v systému prediktivní údržby energetických zařízení,
- metodika termografického měření meze únavy materiálu,
- metodika pravděpodobnostního hodnocení rizik a životnosti parních turbín a dalších významných energetických zařízení,
- metodika pro bezkontaktní magnetickou kontrolu turbínových lopatek,
- metodika pro kontrolu trubek tepelných výměníků pomocí vysokootáčkové vnitřní sondy na vířivé proudy,
- návrh optimalizovaného tvaru stromečkového závěsu oběžných lopatek parních turbín,
- sestavení optimalizačních matic nástřikových parametrů pro vybrané materiály žárově stříkaných povlaků,
- nalezení nových materiálů žárově stříkaných povlaků (zejména na bázi slitin Co a Ni), které jsou vhodné jako ochrana proti vysokoteplotní korozi v agresivních prostředích,
- optimalizace rozhodování o opravách nebo výměnách komponent energetických zařízení.

Vytvořený software:

- komplexní MKP model dynamických vlastností rotorových soustav parních turbín,
- software pro řešení vibrační turbosoustrojí a jeho jednotlivých komponent (pravidelné i porušené olopatkované disky, turbínové a generátorové rotory, lože, ložiska a ucpávky),
- systém „Residual Fatigue Life of Blades“ (RFLB) pro monitorování zbytkové životnosti lopatek na základě měření,
- software pro predikci životnosti energetických zařízení.

Ověřená technologie vysokoteplotního žárově stříkaného povlaku používaného jako povrchová ochrana vybraných komponent energetických zařízení

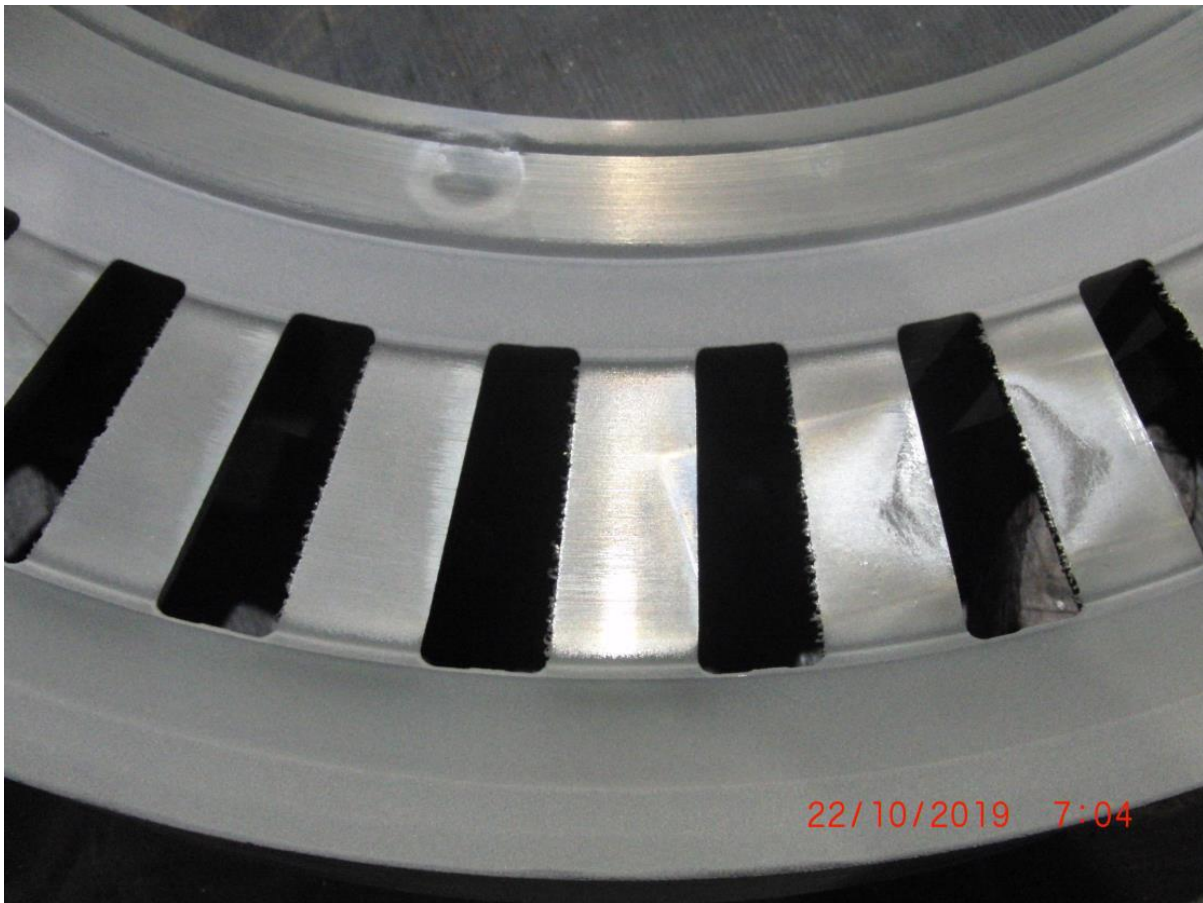
Snižování životnosti kritických komponent energetických zařízení vlivem působení vysokých teplot má značný vliv na výslednou bezpečnost a spolehlivost provozu těchto zařízení. Současně má také významný dopad na životní prostředí, zejména z pohledu efektivity využití vstupních materiálů, které má následně zároveň významný ekonomický dopad na dlouhodobý provoz kritické komponenty. Aplikace vhodného typu povrchové ochrany na komponenty vystavené působení korozně agresivního prostředí má potenciál výrazným způsobem zvýšit životnost součástí.



Obr. 1: Krytování regulační clony – plochy nepodléhající nástřiku: výpalek z plechu – půlkruh pro krytování vnitřního průměru clony [3]

Technologie žárově stříkaných povlaků umožňují nanášet ochranné vrstvy z různých typů materiálů, včetně tzv. superslitin – materiálů na bázi kobaltu či niklu, s vysokou odolností proti oxidaci a korozi v agresivním prostředí i za vysokých teplot. Zejména technologie HP/HVOF (vysokorychlostní nástřik plamenem) je k nanášení těchto typů povlaků vhodná díky relativně nižším teplotám, omezujícím nežádoucí změny materiálu povlaku i samotného dílu během de-

pozice, a zároveň vysokým rychlostem depozice, vedoucím ke vzniku povlaku s minimální pórovitostí a příznivými mechanickými vlastnostmi. Povlaky z vytipovaných materiálů byly podrobeny rozsáhlému experimentálnímu hodnocení mechanických i trilogických vlastností, vlivu působení vysoké teploty, horké páry a korozně agresivního prostředí. Na základě výsledků testů byl vybrán materiál povlaku na bázi kobaltu (Co), vhodný pro ochranu povrchu konkrétních komponent regulačního systému parní turbíny, s ohledem na způsob jejich namáhání. Pro nástřik daných součástí byl vytvořen technologický postup [3], zahrnující přípravu součástí pro nástřik, technologické parametry nástřiku získané na základě experimentální optimalizace, a postupu pro zajištění a kontrolu kvality nástřiku. Ilustrační obr. 1 a obr. 2 jsou převzaté ze [3] a jedná se o pro příklad aplikace materiálu Stellite 6 na povrch funkčních částí regulačních clon pro zajištění jejich protikorozní ochrany a odolnosti proti opotřebení.



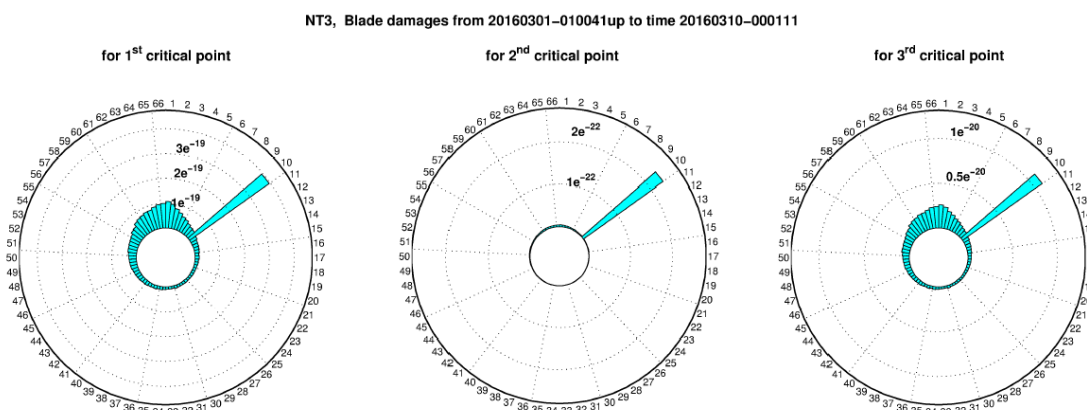
Obr. 2: Povrch povlaku po nástřiku jedné poloviny regulační clony [3]

Bezpečnost a efektivita energetických zařízení je jednou z priorit, definovaných v Národní výzkumné a inovační strategii pro inteligentní specializaci České republiky (Národní RIS3 strategie) klade důraz v oblasti výroby energie z fosilních paliv na výzkum a vývoj „umožňující provoz těchto zařízení s větší flexibilitou, včetně zvýšení regulačního rozsahu zdroje (s poznáním vlivů na životnosti materiálů a zařízení a jejich údržbu), technologií k průběžnému plnění snižujících se limitů na emise z provozovaných zdrojů (především uhelných) a zvyšování jejich účinnosti (technická řešení, pokročilé modely řízení)“. Navržená povrchová ochrana komponent regulačního systému parních turbín přispívá k možnému zvýšení pracovních teplot média – horké tlakové páry. Možnost zvýšit pracovní teplotu média bez devastujících účinků na materiály energetického zařízení přináší výrazné zvýšení efektivity stroje, související s efektivitou využití původních zdrojů (fosilních i jaderných). V dlouhodobém horizontu má zvýšení efektivity energetických systémů pozitivní dopad na životní prostředí i na ekonomickou stránku produkce energie.

Vyvinutý technologický postup byl ověřen na nástřiku několika dílů obdobné konstrukce. Kromě konkrétního dílu regulačního systému parních turbín lze vyvinutou technologii nástřiku slitiny na bázi Co využít i pro nástřik jiných součástí v energetickém průmyslu, a i v jiných oblastech průmyslu. Kromě konkrétní slitiny byly v rámci řešení projektu optimalizovány parametry nástřiku a ověřeny vlastnosti i celé řady dalších materiálů na bázi tvrdokovů a slitin. V závislosti na pracovních podmínkách mohou být tyto povlaky aplikovány na široké spektrum součástí.

Způsob monitorování zbytkové životnosti lopatek turbosoustrojí

Motivací pro monitorování zbytkové životnosti lopatek turbosoustrojí byla potřeba na straně provozovatelů energetických zařízení být informováni o aktuálním stavu životnosti jednotlivých lopatek turbín za účelem plánování odstávek, údržby, revizí a výměny lopatek s cílem maximalizovat dobu provozu bloku a zároveň předejít případné havárii lopatky. V době zahájení řešení projektu byla k dispozici dostupná diagnostika, která dodává data o aktuálním rozkmitu lopatek (tzv. Blade Tip Timing; BTT), nicméně bez dalších informací o tom, jak tento rozkmit lopatky poškozuje, ani o tom, jak je toto poškození akumulováno v jednotlivých lopatkách.



Obr. 3: Relativní poškození v kritických místech lopatky [4]

Způsob monitorování zbytkové životnosti lopatek Residual Fatigue Life of Blades (RFLB) je softwarový systém, který využívá vstupu z diagnostiky BTT a na základě znalosti vlastností lopatky (pevnostní a únavové charakteristiky materiálu, modální vlastnosti lopatky, rozložení kritických míst na lopatce) aplikuje teorii únavy pro výpočet aktuálního poškození (ilustrační obr. 3 je převzat ze [4]). Následně obsluze poskytuje tuto informaci online. Realizace RFLB vyžadovala nejen znalost teorie únavy, ale zároveň know-how z oblastí teorie signálů (rekonstrukce funkcí kmitání lopatek z dat BTT), matematicko-fyzikálního modelování (simulace chování lopatky s využitím metody konečných prvků) a programování (samotná realizace systému).

Přínosem vyvinutí diagnostiky RFLB je možnost sledovat aktuální životnost jednotlivých lopatek parních turbín. Snaha o předcházení neočekávaných poruch je důvodem preventivních odstávek turbín za účelem revize stavu zařízení. Informace o stavu lopatek, získávané během provozu, umožní optimalizovat počet nutných odstávek a tím snížit náklady na údržbu i ztráty spojené s častými odstávkami. Odstranění nebezpečí neočekávaných poruch vede ke zvýšení bezpečnosti a životnosti energetických zařízení a v konečném důsledku k eliminaci významných ekonomických ztrát.

V průběhu řešení projektu CESEN byl systém RFLB nasazen v testovacím provozu pro monitoring zbytkové životnosti lopatek v jaderné Elektrárně Temelín. V rámci navazujícího projektu TN01000007 „Národní centrum pro energetiku“ probíhá další vývoj systému s cílem modifikovat jej pro nasazení v jaderné Elektrárně Dukovany.

Hlavními překážkami masivního nasazení systému RFLB na dalších elektrárnách jsou:

1. Závislost – systém RFLB závisí na vstupních datech ze systémů BTT – lze jej nasadit pouze na takovém stroji, který je tímto systémem vybaven.
2. Složitost – systém RFLB je nutné modifikovat pro každý druh a materiál lopatky a pro každý druh BTT, datové výstupy ze systémů různých výrobců jsou obvykle odlišné. V rámci projektu CESEN byl vyvinut vstupní modul schopný zpracovat data z diagnostiky BTT výrobců Starmans a Hood Technology Corporation, v rámci již zmíněného navazujícího projektu „Národní centrum pro energetiku“ byl vyvinut vstupní modul pro BTT firmy Logic Elements.
3. Náklady pro konečného uživatele – přestože náklady související s modifikací a následným provozem diagnostiky RFLB nejsou extrémní, z důvodu nutnosti pořízení i diagnostiky BTT narůstají. Pokud je sledovaný stroj již vybaven diagnostikou BTT, představuje samotné nasazení systému RFLB minimální navýšení nákladů. To ovšem platí pouze v případě, že není nutný vývoj modifikace – je tedy využit systém BTT se známým formátem výstupu dat a jsou známy materiálové a modální vlastnosti lopatek.

Vývojové aktivity v rámci projektu CESEN umožňují nasadit RFLB pro monitoring zbytkové životnosti lopatek oběžných kol NT dílů jaderné Elektrárny Temelín bez dalších nákladů na vývoj. Podmínkou je osazení strojů diagnostikou BTT.

Závěr

V příspěvku je uveden výčet nejvýznamnějších výsledků řešení projektu TE01020068 „Centrum výzkumu a experimentálního vývoje spolehlivé energetiky“ (v jeho rámci byl vytvořen i tento příspěvek) dosažených za celou dobu řešení projektu a dva vybrané, dosažené v posledním roce řešení, jsou stručně představeny (ověřená technologie vysokoteplotního žárově stříkaného povlaku používaného jako povrchová ochrana vybraných komponent energetických zařízení a způsob monitorování zbytkové životnosti lopatek turbosoustrojí).

Literatura

- [1] Polach, P. (2012): Energetické centrum kompetence. 7. konference *Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*. Západočeská univerzita v Plzni, Srní, str. 107-116. ISBN 978-80-261-0153-6
- [2] Polach, P. (2016): Energetické centrum kompetence: nová fáze řešení projektu. 11. konference *Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*, Západočeská univerzita v Plzni, Srní, str. 145-150. ISBN 978-80-261-0644-9
- [3] Prantnerová, M., Schubert, J., Česánek, Z., Houdková, Š. (2019): *HVOF nástřik regulačních clon*. Technologický postup, TGP-ŽN/33/023, Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Plzeň.
- [4] Balda, M. (2019): *Vyladěný systém pro monitorování zbytkové životnosti lopatek parních turbín*. Výzkumná zpráva, VYZ-VZ-36/19/022, Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Plzeň.

EVROPSKÝ PROGRAM VÝVOJE SCWR A KVALIFIKACE KONSTRUKČNÍCH MATERIÁLŮ PRO BLOKY CHLAZENÉ SUPERKRITICKOU VODOU

EUROPEAN SCWR RESEARCH AND DEVELOPMENT PROGRAMME AND QUALIFICATION OF CONSTRUCTIONAL MATERIALS FOR SUPERCRITICAL WATER-COOLED POWER INSTALLATIONS

Markéta Kryková ^{a)} a Mariana Arnoult Růžičková ^{b)}

^{a)} Centrum výzkumu Řež s.r.o.

^{b)} Vysoká škola chemicko-technologická v Praze

Abstrakt

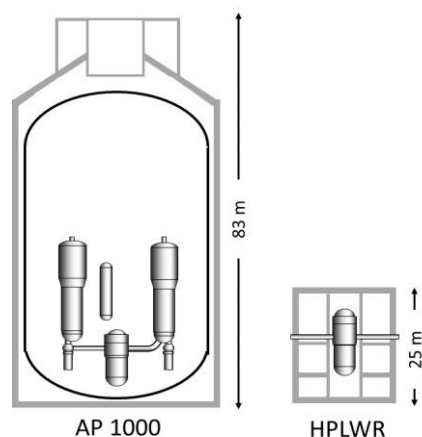
Příspěvek shrnuje hlavní dosažené výsledky ukončených projektů zaměřených na superkritickou vodou chlazený jaderný reaktor, spolufinancovaných z programu Horizon 2020, pátého, šestého a sedmého rámcového programu, a aktuálně řešený výzkumný projekt ECC-SMART, a to zejména se zaměřením na materiálový výzkum. Důraz je kladen na přenositelnost výsledků testů zkoumaných typů materiálů (slitiny 800H, 316L, 310, Super 304H, T505) pro aplikaci ve fosilních blocích chlazených superkritickou vodou (SCW). Jsou shrnuta specifika působení vody o nadkritických parametrech, výsledky analýz shrnující míru korozního napadení, změnu mechanických vlastností a vhodnost využití konkrétních konstrukčních materiálů v prostředí SCW.

Abstract

The article summarizes the main achievements of terminated projects focused on the development of the Supercritical Water Cooled Reactor (SCWR), financially supported by the European Commission in Horizon 2020, fifth, sixth and seventh framework programmes, as well as in the ongoing project ECC-SMART, focusing mainly on the results from the material research field. Main focus is paid to the transferability of the experimental results of tested materials (800H, 316L, 310, Super 304H, T505 alloys) to the fossil fuelled supercritical water-cooled power plants. For selected constructional materials the specific influence of supercritical water, corrosion resistance, mechanical properties and suitability for use in SCW environment were assessed.

Úvod

Superkritickou vodou chlazený jaderný reaktor (SCWR) patří mezi 6 konceptů tzv. reaktorů IV. Generace. Na rozdíl od ostatních pěti konceptů není chlazen pro dnešní energetiku poměrně exotickým médiem jako například tekutými kovy, tekutými solemi či plynem, ale standardním pracovním médiem – vodou. Z tohoto důvodu bývá někdy označován jako reaktor generace III+. Využití netradičního fázového přechodu z kapalného do plynného stavu při nadkritickém tlaku, kde neexistuje směs voda a pára, přináší této technologii v porovnání se stávajícími technologiemi hned několik výhod. Voda jakožto netoxická a relativně bezpečná substance je výhodou pro veřejné mínění a akceptovatelnost nové instalace. V porovnání se stávajícími elektrárnami umožňuje absence přechodu z kapalného do plynného skupenství značným způsobem zjednodušit celý systém, konkrétně systém neobsahuje komponenty jako parogenerátory, separátory vlhkosti, vysoušeče páry a recirkulační čerpadla. Menší konstrukce a objem celé instalace dále umožňuje použití menšího množství betonu a menší kontejnment. Díky tomuto zjednodušení je odhad investičních nákladů na blok o parametrech SCWR (konkrétně evropský koncept High Performance Light Water Reactor – HPLWR) o 20 % nižší než u tlakovodního reaktoru druhé generace o relevantním výkonu [1]. Pro názornost je velikost reaktorové nádoby v porovnání s lehkovodním reaktorem generace III+ znázorněna na obr. 1.



Obr. 1: Porovnání velikosti bloku generace III+ typu Light Water Reactor o výkonu 1200MW (vlevo) a konceptu superkritickou vodou chlazeného reaktoru HPLWR o výkonu 1000 MW (vpravo) [1]

Další výhodou je možnost přenesení poznatků z dlouhodobého provozu superkritických fosilních bloků na jadernou variantu, neboť klasické bloky využívající nadkritické parametry jsou v provozu již desítky let [2]. Při návrhu konstrukčních materiálů a chemických režimů pro SCW chlazené bloky je nutno brát v úvahu specifické vlastnosti superkritické vody, a to zejména dramatickou změnu fyzikálních vlastností po přechodu kritického bodu vody ($T = 374\text{ °C}$, $p = 22,1\text{ MPa}$).

Na chování konstrukčních materiálů v pracovních okruzích má vliv zejména změna rozpustnosti iontových látek, dielektrické konstanty a iontového součinu, a tedy mechanismu koroze. Tato změna je poté zcela klíčová pro volbu vhodného chemického režimu. Ten musí být volen s ohledem na celý pracovní okruh tak, aby nevznikala místa s výraznou citlivostí ke koroznímu napadení (např. vlivem produktů radiolýzy vody) [3].

High Performance Light Water Reactor fáze 1 a 2

Na území Evropské unie je již od roku 2000 vyvíjen koncept superkritickou vodou chlazeného jaderného reaktoru – HPLWR. Hlavní myšlenkou bylo navrhnout účinnější blok s nižšími investičními náklady s nezměněnou nebo vyšší bezpečností provozu. Hlavním cílem projektu bylo navrhnout design reaktoru chlazeného superkritickou vodou. Projekt se věnoval komplexnímu řešení – tedy design reaktoru a jednotlivých komponent, neutronové výpočty, kvalifikace konstrukčních materiálů a ekonomické zhodnocení konceptu. Projekty HPLWR fáze 1 a 2 běžely v evropském konsorciu od roku 2000 do roku 2010.

Jak již bylo zmíněno, využívá tento design stran konstrukčních materiálů zkušenosti z provozu fosilních bloků chlazených superkritickou vodou, byť je přenositelnost výsledků velmi omezená, a to zejména u nejzatíženějších komponent – vnitřních částí reaktoru, pokrytí jaderného paliva a teplosměnných ploch. Tato skutečnost je podmíněna zejména tím, že komponenty jaderného reaktoru z důvodu specifických podmínek v reaktoru často neumožňují navrhnout dostatečnou tloušťku stěny a tím výrazně zvyšují nároky na korozní odolnost použitých materiálů zároveň se zachováním optimálních podmínek neutronového zachytu. [1] Hlavním mechanismem poškození komponent reaktorů typu SCWR je korozní praskání, plošná koroze, a extrémní namáhání materiálu pod nánosy vyprecipitovaných korozních produktů – které navíc zvyšují svým transportem primárním okruhem neúměrně radiální zátěž obslužného personálu a ztěžují údržbu. Projekt HPLWR, který řešil koncepčně celý design budoucího reaktoru, tedy na základě získaných výsledků doporučil několik skupin materiálů, které jsou dobrými kandidáty pro využití v SCWR prostředí. Jedná se zejména o austenitické oceli

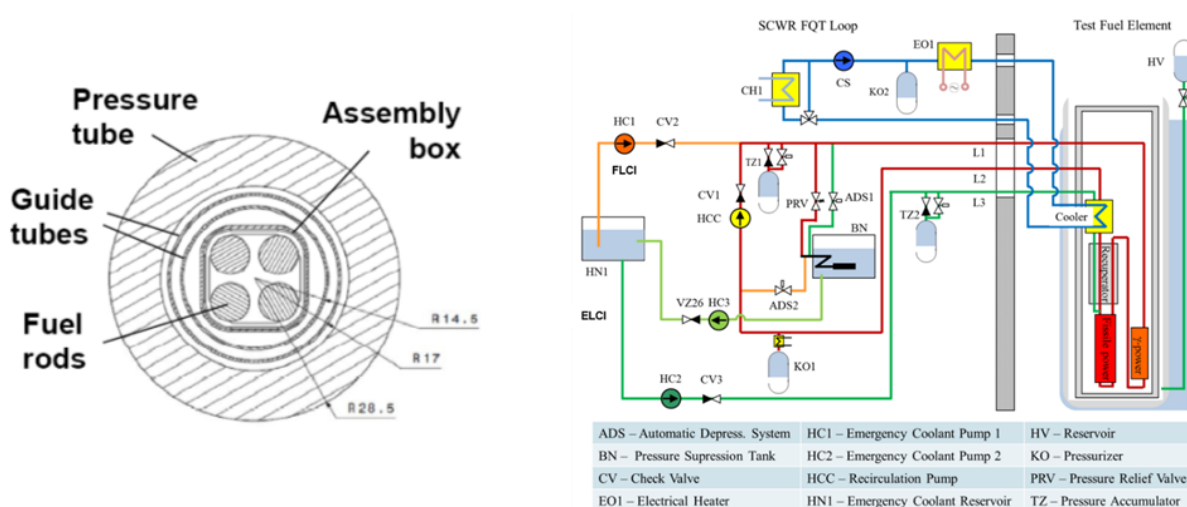
(zejména typ 310 a 316L), feriticko-martenzitické oceli typu P92, niklové slitiny jako 800H a Inconel 625 [4].

SCWR-FQT projekt

V roce 2011 byl zahájen návazný projekt SuperCritical Water-cooled Reactor – Fuel Qualification Test (SCWR-FQT). Projekt byl implementován jako společná evropsko-čínská aktivita a jejími hlavními cíli bylo zejména:

1. návrh a analýza experimentálního zařízení pro reaktor LVR-15 určeného pro testování zmenšeného mock-upu palivového souboru reaktoru HPLWR,
2. provést kvalifikační testy na identickém zařízení vyhřívaném elektrickým proudem,
3. kvalifikace materiálů pro pokrytí paliva,
4. validace termohydraulických kódů za použití výsledků kvalifikačního testu zmíněného výše, zejména pro výpočet proudění v palivových souborech [5].

Navržený testovací palivový soubor a smyčka pro ověření vlastností paliva jsou zobrazeny na obr. 2.



Obr. 2: Průřez testovací sekci pro ověření vlastností palivového souboru pro reaktor typu HPLWR (vlevo) a zjednodušené schéma smyčky pro palivový test (vpravo)

Hlavním účelem testu je ověřit spolehlivost a bezpečnost jaderného paliva navrženého pro reaktor HPLWR, a to zejména z materiálového hlediska. Jako hlavní mechanismus poškození byla již ve fázi projektů HPLWR určena plošná koroze a korozní praskání za napětí. Tyto vlastnosti byly na zvolených ocelích 316L, 316Ti, 347H a 08Ch18N10T vyhodnoceny po expozici v prostředí reaktoru HPLWR. Jako nevhodnější z testovaných byl stanoven materiál 316L [6].

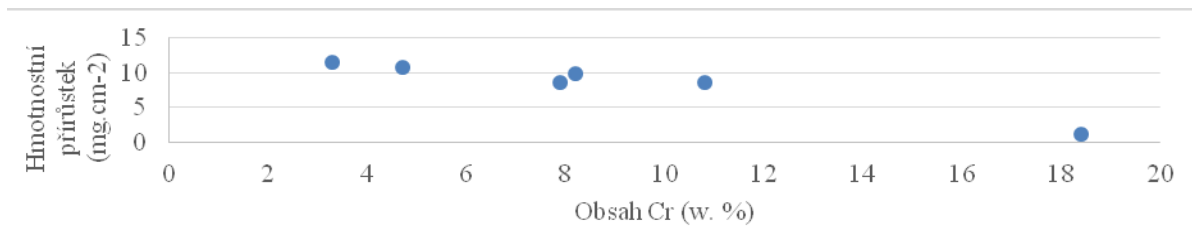
ECC-SMART projekt

V roce 2020 byl zahájen projekt Joint European-Canadian-Chinese Development of Small Modular Super-Critical Water-cooled Reactor Technology (ECC-SMART). Projekt je řešen v širokém konsorciu evropských, kanadských, ukrajinských a čínských institucí. Jeho hlavním cílem je, v návaznosti na výsledky národních iniciativ, určit požadavky na design a vhodné prostředí pro licencování budoucího reaktoru chlazeného superkritickou vodou. Projekt dále pokračuje v řešení stěžejních otázek pro kvalifikaci SCW technologie – tedy validaci autoritami akceptovatelného termohydraulického výpočetního kódu a kvalifikace vhodného konstrukčního materiálu.

Materiálový výzkum – screening vlastností

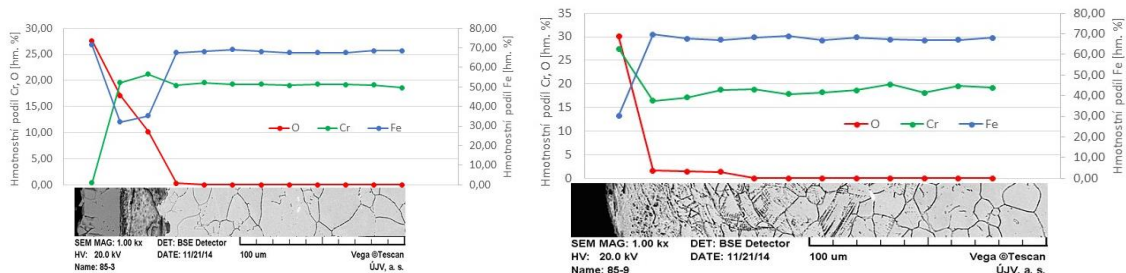
V další části textu budou shrnuty výsledky, které byly získány z experimentů na materiálech, které jsou aktuálně používané na fosilních blocích chlazených superkritickou vodou a jež jsou využitelné i pro komponenty SCWR.

Byly zkoumány materiály: feriticko-martenzitické oceli P91, P92, VM12-SHC, T24, X22CrMoV12-1, T505 SC a 16 236, austenitické oceli Super 304H, HR3C, 17 341 a niklová slitina Inconel 600. Základním testem byla expozice materiálů v demineralizované a odplyněné superkritické vodě při teplotě 600 °C, tlaku 25 MPa a 1000 hodinách.



Obr. 3: Závislost hmotnostního přírůstku na obsahu chromu v konstrukčním materiálu (expozice $t=600\text{ }^{\circ}\text{C}$, $p=25\text{ MPa}$, 1000 hodin)

Materiály byly hodnoceny zejména z pohledu korozní odolnosti, změny mechanických vlastností po expozici a vlivu specifické úpravy povrchu na výše uvedené vlastnosti. Z provedených testů byly potvrzeny základní předpoklady chování materiálů a to například: se zvyšujícím se obsahem chromu v materiálu se zvyšuje korozní odolnost materiálu (viz obr. 3), a byl prokázán pozitivní vliv shot peeningu (metoda vytvrzení povrchu) na korozní odolnost slitin v prostředí SCW (příklad analýzy je na obr. 4) [7].



Obr. 4: Průřez korozní vrstvou materiálu Super304H bez povrchové úpravy (vlevo) a po úpravě shot peeningem (vpravo)

Poděkování

Presentované výsledky byly finančně podpořeny Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy – projekt LQ1603 Výzkum pro SUSEN. Práce byla realizována na velké infrastruktuře Udržitelná energetika (SUSEN) vybudované v rámci projektu CZ.1.05/2.1.00/03.0108 a CZ.02.1.01/0.0/0.0/15_008/0000293.

Literatura

- [1] Schulenberg, T., Starflinger, J. (eds.) (2012): *High Performance Light Water Reactor – design and analyses*. KIT Scientific Publishing. ISBN 978-3-86644-817-9
- [2] Kritzer, P. (2004): *Corrosion in high-temperature and supercritical water and aqueous solutions: a review*. The Journal of Supercritical Fluids, Vol. 29, pp. 1-29. ISSN 1896-8446
- [3] Zychová, M., Růžičková, M., Macák, J., Janda, V. (2013): *Vlastnosti a použití superkritické vody*. Chemické listy, roč. 107, str. 126-135. ISSN 0009-2770

- [4] Guzonas, D., Novotny, R., Pentilla, S., Toivonen, A., Zheng, W. (2018), *Materials and Water Chemistry for Supercritical Water-cooled Reactors*. Woodhead Publishing, Duxford (UK). ISBN 978-0-08-102049-4
- [5] Vojacek, A., Ruzickova, M., Schulenberg, T. (2016): *Design of an In-Pile SCWR Fuel Qualification Test Loop*. ASME Journal of Nuclear Engineering and Radiation Science. Vol. 2, paper 011003. ISSN 2332-8983
- [6] Novotný, R., Janík, P., Toivonen, A., Ruiz, A., Szaraz, Z., Zhang, L., Siegl, J., Haušild, P., Penttilä, S., Macák, J. (2016): *European Project “Supercritical Water Reactor – Fuel Qualification Test” : Summary of General Corrosion Tests*. Journal of Nuclear Engineering and Radiation Science, Vol. 2, paper 031007. ISSN 2332-8983
- [7] Hradilová, M., Křečanová, E., Skoumalová, Z., Bystrianský, V., Zychová, M. (2014): *Corrosion Behaviour of Welded HR3C Steel under Supercritical Water Conditions*. *23rd International Conference on Metallurgy and Materials METAL 2014*, TANGER Ltd., Brno, pp. 680-685. ISBN 978-80-87294-52-9

ASPEKTY OVLIVŇUJÍCÍ STANOVENÍ OBSAHU DELTA FERITU V AUSTENITICKÝCH KOROZIVZDORNÝCH OCELÍCH

ASPECTS INFLUENCING THE DETERMINATION OF DELTA FERRITE CONTENT IN AUSTENITIC STAINLESS STEELS

Petr Ducháček, Marek Palán a Zdeněk Čančura

ČEZ, a. s., Technika jaderných elektráren, Řízení zvláštních procesů a technické kvality

Abstrakt

Příspěvek se zabývá problematikou stanovování obsahu delta feritu v austenitických korozi-vzdorných ocelích. Delta ferit u těchto ocelí společně s dalšími faktory ovlivňuje míru ná-chylnosti ke vzniku horkých trhlin při jejich svařování. Hodnocen je zejména vliv a míra vlivu zpracování oceli z litého stavu formou tváření na podíl delta feritu ve struktuře. V rámci pří-spěvku je detailně popsán průběh experimentálního ověření. Výsledky experimentálního ově-ření potvrdily, že ačkoliv lze říci, že obsah delta feritu je funkcí chemického složení, podíl delta feritu ve struktuře oceli se mění v závislosti na míře přetváření oceli z litého stavu.

Abstract

The paper deals with the problem of determining the delta ferrite content in austenitic stain-less steels. Delta ferrite in these steels, together with other factors, affects the degree of the susceptibility to hot cracking during welding. Particularly is evaluated the influence and the degree of influence of the processing of steel from the cast state in the form of forming on the share of delta ferrite in the structure. The article describes in detail the course of experimental verification. The results of the experimental verification confirmed, that although the delta fer-rite content can be said to be a function of the chemical composition, the proportion of delta ferrite in the steel structure varies depending on the degree of deformation of the steel from the cast state.

Úvod

Obsah delta feritu se stanovuje na výchozím polotovaru pro výrobu trubek, tedy ingotu nebo sochoru v případě výroby bezešvých trubek. Na základě obecných rozdílů mezi hodnotami ob-sahu delta feritu stanovovaných ve výrobě a uváděných v inspekčních certifikátech (stanovo-vaných na litých polotovarech, tavebních vzorcích), a skutečně stanovovanými hodnotami ob-sahu delta feritu v rámci expertních posouzení (stanovovaných na tvářených polotovarech) byla na základě provedené literární rešerše a diskuze s odborníky z oblasti materiálového inženýrství přijata teorie, že při zpracování, tváření výchozích hutních polotovarů, dochází k dosud exaktně nepopsané transformaci delta feritu. Transformací dochází ke snížení obsahu delta feritu v mi-krostruktuře základního materiálu.

Za účelem potvrzení/vyvrácení naznačené teorie bylo provedeno experimentální ověření uvedené v kapitole Experimentální ověření způsobu stanovování obsahu delta feritu.

Literární rešerše

Níže je v textu uvedena stručná literární rešerše v návaznosti na vliv obsahu delta feritu na odolnost proti vzniku horkých trhlin a vliv tváření, případně tepelného zpracování, na obsah delta feritu v oceli.

Citace z normy ČSN EN 1011-3, Příloha A (informativní), A.1.2:

„Austenitické korozi-vzdorné oceli obsahují austenitickou matici, která může u určitých ocelí obsahovat malé množství delta feritu, přičemž množství feritu se během svařování zvyšuje i bez přidání přídavných materiálů. Jiné druhy ocelí jsou i po svařování plně austenitické, bez obsahu feritu.“ [1]

Už norma ČSN EN 1011-3 připouští teorii, že při svařování austenitických korozivzdorných ocelí, které jsou obvykle ve formě tvářených polotovárů, dochází při pouhém přetavení svařováním ke zvýšení obsahu delta feritu v mikrostruktuře těchto ocelí.

Citace z normy ČSN EN 1011-3, Příloha A (informativní), A.3.1:

„Způsob krystalizace má značný vliv na odolnost vůči vzniku teplotních trhlin. Austenitické korozivzdorné oceli mohou krystalizovat jako ferit, austenit nebo směs těchto fází v závislosti na chemickém složení. Následkem feritické krystalizace je daleko nižší citlivost na vznik teplotních trhlin. Z toho důvodu je chemické složení standardních austenitických korozivzdorných ocelí takové, aby došlo k feritické krystalizaci, a obsah feritu byl ≥ 3 FN se sníženým nebezpečím vzniku krystalizačních trhlin (viz EN ISO 8249 pro měření obsahu feritu).“ [1]

Citace z vědeckého článku Delta ferrite influence in AISI 321 stainless steel welded tubes:

“The delta ferrite content decrease dramatically after hot rolling then by annealing of hot rolled materials. After cold rolling and annealing, the delta ferrite content decrease even more.” [2]

Výše uvedená vědecká citace potvrzuje teorii, že zpracování oceli z litého stavu má významný vliv na obsah delta feritu v mikrostruktuře oceli. S rostoucí mírou přetváření dochází ke zvýšenému poklesu obsahu delta feritu.

Pozn. Americké značení oceli AISI 321 odpovídá 1.4541 dle ČSN EN 10027-2. Ocel 1.4541 je dle NTD A.S.I. Sekce II ekvivalentní k 08Ch18N10T.

Experimentální ověření způsobu stanovování obsahu delta feritu

Způsob provedení experimentálního ověření

Na základě výše popsaných skutečností bylo provedeno experimentální ověření. Cílem experimentálního ověření bylo potvrzení/vyvrácení teorie, že při tvářením z výchozích hutních polotovárů (ingotů nebo sochorů) do finálních výrobků, v podobě bezešvých trubek, dochází k dosud exaktně nepopsané transformaci delta feritu. Transformací dochází ke snížení obsahu delta feritu v mikrostruktuře základního materiálu.

Základní materiál použitý pro experimentální ověření je uveden v tab. 1 a tab. 2.

Tab. 1: Základní materiál – první vzorek

Označení vzorku	RZPaTK/DF/20/01
Provedení	Ohyb trubkový
Rozměr	89x8 mm, K30°, R230
Materiál	08Ch18N10T
Tavba číslo	10473

Tab. 2: Základní materiál – druhý vzorek

Označení vzorku	RZPaTK/DF/20/02
Provedení	Ohyb trubkový
Rozměr	89x8 mm, K60°, R230
Materiál	08Ch18N10T
Tavba číslo	10473

V průběhu provádění experimentálního ověření byla použita zařízení uvedená v tab. 3.

Tab. 3: Použitá zařízení

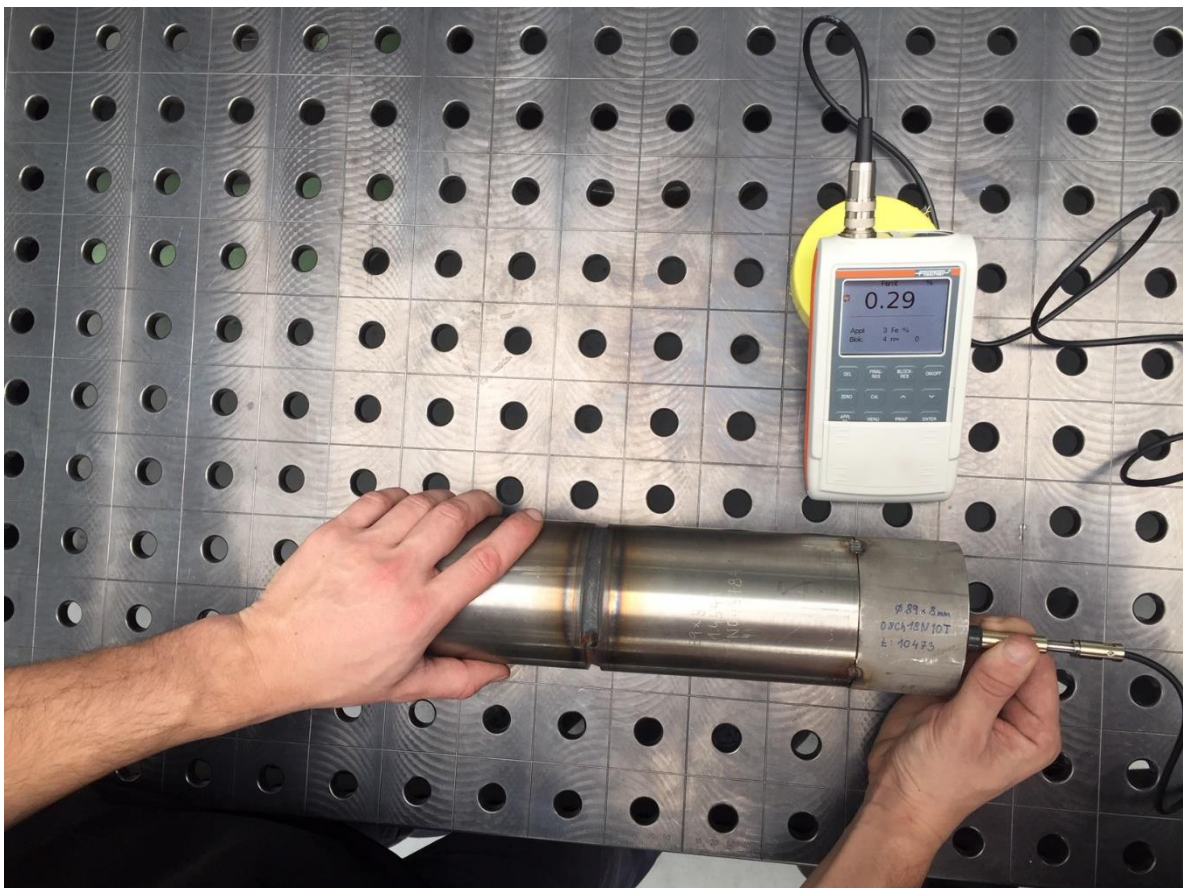
Název zařízení	Typ	Výrobní číslo
Zdroj proudu	P6 CW	1846649
Svařovací hlava	MU IV 50/128 AVC/OSC CW /C/	18106278
Feritometr	FERITOSCOPE FMP30	100122409

Experimentální ověření spočívalo v několika krocích:

- Příprava sestavy k provedení experimentálního ověření.

- Provedení stanovení obsahu delta feritu pomocí feritometru na čele (očistěná plocha) trubky, viz obr. 1.
- Přetavení základního materiálu trubky provedením jednoho celoobvodového průchodu metodou 142 dle ČSN EN ISO 4063 (dále jen 142) prostřednictvím orbitální svařovací hlavy, viz obr. 2 a obr. 3.
- Po přetavení základního materiálu, opakované provedení stanovení obsahu delta feritu pomocí feritometru na čele (očistěná plocha) trubky, viz obr. 4.
- Provedení stanovení obsahu delta feritu pomocí feritometru v oblasti přetavení základního materiálu, viz obr. 5.

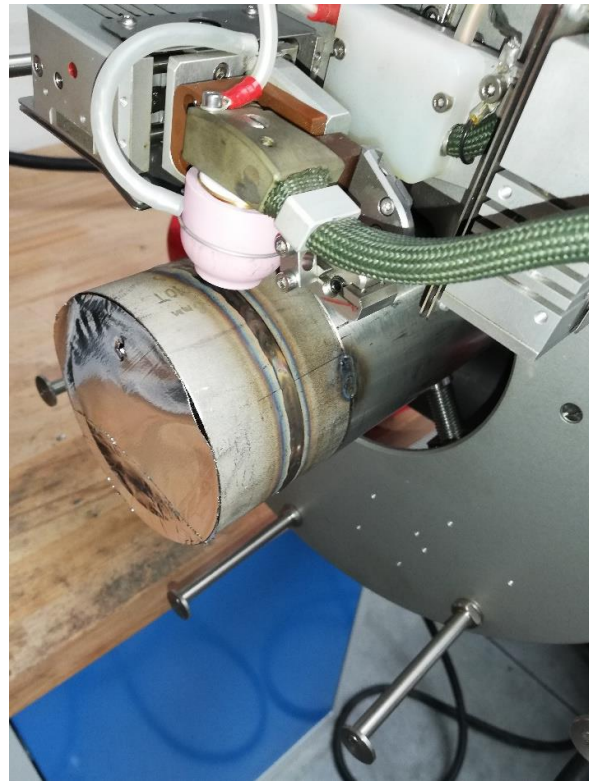
Účelem výše popsanych kroků bylo odebrání odpovídající délky základního materiálu, určeného k provedení experimentálního ověření, pro přípravu sestavy, tak aby bylo možno k základnímu materiálu upnout orbitální svařovací hlavu. Na připravené sestavě bylo provedeno prvotní stanovení obsahu delta feritu pomocí feritometru na čele (očistěné ploše) trubky, za účelem zaznamenání nulového stavu. Po zaznamenání nulového stavu, byl přetaven základní materiál provedením jednoho celoobvodového průchodu metodou 142 (svařování metodou TIG bez přídavného materiálu) prostřednictvím orbitální svařovací hlavy. Při přetavování byly použity stejné parametry procesu svařování pro oba vzorky. Po přetavení bylo provedeno opakované stanovení obsahu delta feritu na čele (očistěné ploše) trubky pro potvrzení hodnot obsahu delta feritu naměřených při prvotním stanovení před přetavením základního materiálu. Následně bylo provedeno stanovení obsahu delta feritu pomocí feritometru v oblasti přetavení základního materiálu.



Obr. 1: Stanovení obsahu delta feritu pomocí feritometru na čele trubky



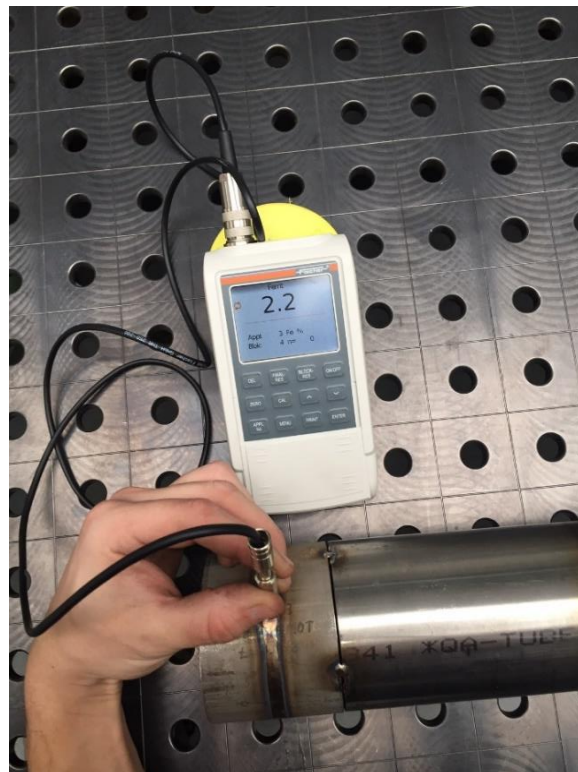
Obr. 2: Příprava orbitální svařovací hlavy



Obr. 3: Přetavení základního materiálu trubky metodou 142



Obr. 4: Stanovení obsahu delta feritu pomocí feritometru na čele trubky po přetavení základního materiálu



Obr. 5 Stanovení obsahu delta feritu pomocí feritometru v oblasti přetavení základního materiálu

Výsledky experimentálního ověření

V tab. 4 jsou uvedeny výsledky experimentálního ověření pro oba vzorky, tj. RZPaTK/DF/20/01 a RZPaTK/DF/20/02.

Tab. 4: Obsah delta feritu

Označení vzorku	RZPaTK/DF/20/01	RZPaTK/DF/20/02
Čelo trubky před přetavením [%]	0,00	0,30
Čelo trubky po přetavení [%]	0,00	0,33
Přetavený materiál [%]	2,2	2,3

Diskuze výsledků

Z výsledků uvedených v tab. 4 je zřejmé, že vzorky, které jsou v podobě finálních výrobků bežešvých trubek (tvářený stav), vykazují obsah delta feritu 0,00 % resp. 0,30 %. V případě přetaveného základního materiálu (litý stav) došlo k projevu magnetických vlastností delta feritu, což signalizuje jeho přítomnost v základním materiálu na úrovni 2,2 % resp. 2,3 %.

Získané výsledky naznačují, že přijatá teorie o transformaci delta feritu při tváření z litého stavu má reálný základ a bude v rámci dalších činností dále ověřována její platnost.

Zároveň, pokud přihlídneme k faktu, že při svařování austenitických korozivzdorných ocelí 08Ch18N10T je používán přídatný materiál, který ve svarovém kovu (litý stav) obecně obsahuje 2 až 8 % delta feritu (stanovováno přístrojem FC-2), dochází vlivem promísení k vytvoření svarového kovu, který poskytuje dostatečný obsah delta feritu v souladu s doporučením (3 až 6 %) uvedeným ve Stanovisku č. 1-20-1, Rev. 01 [3].

Závěr

Provedené experimentální ověření způsobu stanovování obsahu delta feritu prokázalo, že u tvářených polotovarů dochází ke snížení obsahu delta feritu oproti polotovarům v litém stavu, ačkoliv lze říci, že obsah delta feritu je funkcí chemického složení.

Získané výsledky prokazují, že přijatá teorie o transformaci delta feritu při tváření z litého stavu má reálný základ. Experimentální ověření je elementárním vstupem pro další činnosti v řešení problematiky stanovení obsahu delta feritu.

Na základě získaných výsledků a poznatků bylo rozhodnuto, že stanovení obsahu delta feritu na finálním výrobku (po tváření) bude prováděno pouze jako informativní, neboť neposkytuje relevantní údaje, které by bylo možno srovnávat s korektně provedeným stanovením obsahu delta feritu ve výchozím polotovaru (v litém stavu, například na tavebním vzorku).

Literatura

- [1] ČNI (2002): *ČSN EN 1011-3, Svařování – Doporučení pro svařování kovových materiálů – Část 3: Obloukové svařování korozivzdorných ocelí*. Technická norma, Český normalizační institut, Praha.
- [2] Priceputu, I.L., Moisa, B., Chiran, A., Nicolescu, G., Bacinschi, Z. (2011): *Delta ferrite influence in AISI 321 stainless steel welded tubes*. The Scientific Bulletin of Valahia University of Targoviste, Materials and Mechanics, Vol. 9, pp. 87-96.
- [3] Stanovisko č. 1-20-1, Rev. 01. (2020): *Analýza hutního materiálu delta feritu 08Ch18N10T; Ø 89x8,0 mm (tavba č. 10473)*.

VAZBA MEZI ZKŘEHNUTÍM OCELE HR3C A MIKROSTRUKTURNÍMI ZMĚNAMI ZPŮSOBENÝMI TEPLOTNÍ EXPOZICÍ

RELATION BETWEEN EMBRITTLEMENT AND MICROSTRUCTURE CHANGES IN STEEL HR3C CAUSED BY HEAT EXPOSITION

Vojtěch Smola ^{a)}, Jakub Horváth ^{a) b)}, Jiří Janovec ^{a)}, Lucie Pilsová ^{a)} a Marie Horváthová ^{a)}

^{a)} ČVUT FS, Ústav materiálového inženýrství, Karlovo náměstí 13, 121 35 Praha 2

^{b)} UJP PRAHA a.s., Nad Kamínkou 1345, 156 10 Praha – Zbraslav

Abstrakt

Vlivem precipitace křehké sigma fáze dochází u austenitické žárovevné oceli HR3C, která se využívá pro konstrukci teplosměnných ploch přehříváků nadkritických uhelných elektráren, k výraznému zkřehnutí ocele. Příspěvek se zabývá mikrostrukturními změnami a degradací mechanických vlastností způsobenými izotermickou expozicí po předem definovaných expozičních časech. Kromě identifikace a kvantifikace sigma fáze příspěvek nabízí i návrh a ověření tepelného zpracování pro odstranění této nežádoucí fáze.

Abstract

Due to the precipitation of the brittle sigma phase in austenitic creep-resistant steel HR3C occurs to significant embrittlement of steel. This steel is used for application of superheaters of supercritical coal-fired power plant blocks. This paper deals with the microstructure changes and degradation of mechanical properties caused by heat exposition. In addition, to the identification and quantification of the sigma phase, the paper also offers the design and verification of heat treatment to dissolve this undesirable phase.

Úvod

Významnou skupinou konstrukčních materiálů, které splňují přísné materiálové požadavky pro aplikaci na přehřívákové trubky pracující za creepových podmínek při teplotách od 550 do 700 °C, jsou vysokopevné žárovevné austenitické oceli [1]. Problematikou řešenou touto prací je nežádoucí vliv teplotní expozice na mechanické vlastnosti a lomové chování oceli HR3C (25Cr-Ni-Nb-N), jež je řazena do skupiny austenitických ocelí s obsahem chromu 20 až 25 %.

System založený na zvýšeném obsahu legujících prvků chromu a niklu zajišťuje oceli HR3C dostatečnou odolnost proti korozi a oxidaci při vysokých provozních teplotách. Oproti oceli TP310, ze které byla ocel HR3C vyvinuta, obsahuje modifikovaná ocel navíc niob a dusík, díky nimž bylo dosaženo zvýšení pevnosti při tečení za zvýšených kritických teplot. Dusík nejenže zlepšuje žárovevnost precipitační nitridů, díky nimž brání prokluzu hranic zrn, současně je i významným stabilizátorem austenitické struktury. Přídavek niobu přispívá k precipitačnímu vytvrzení a přednostním vázáním uhlíku tvoří karbidy, tím pomáhá k rovnoměrnému rozprostření chromu v matici. Nicméně u legujících prvků, jako jsou například právě chrom a niob, byl zaznamenán pozitivní vliv na tvorbu nežádoucí křehké sigma fáze. [2], [3]

Intermetalická sigma fáze disponuje tetragonální krystalickou mřížkou vyznačující se svou tvrdostí a křehkostí. Precipitační teploty sigma fáze se nachází v rozsahu 500 až 800 °C, vznik této sekundární fáze bývá podpořen kromě chromu také přítomností molybdenu a křemíku, menší vliv na tvorbu sigma fáze má mangan a kobalt [4]. Precipitační mechanismus může být urychlen například plastickou deformací nebo zvýšenou lokální koncentrací chromu.

V technických slitinách je výskyt sigma fáze ve většině případech nežádoucí. Jedním z nejvýznamnějších důvodů je pohlcování zpevňujících prvků jako jsou železo, chrom, molybden nebo wolfram, které vstupují do sigma fáze při její nukleaci a následném růstu. Především shlukování chromu může vést ke snížení korozivzdornosti v oblastech ochucených o tento prvek.

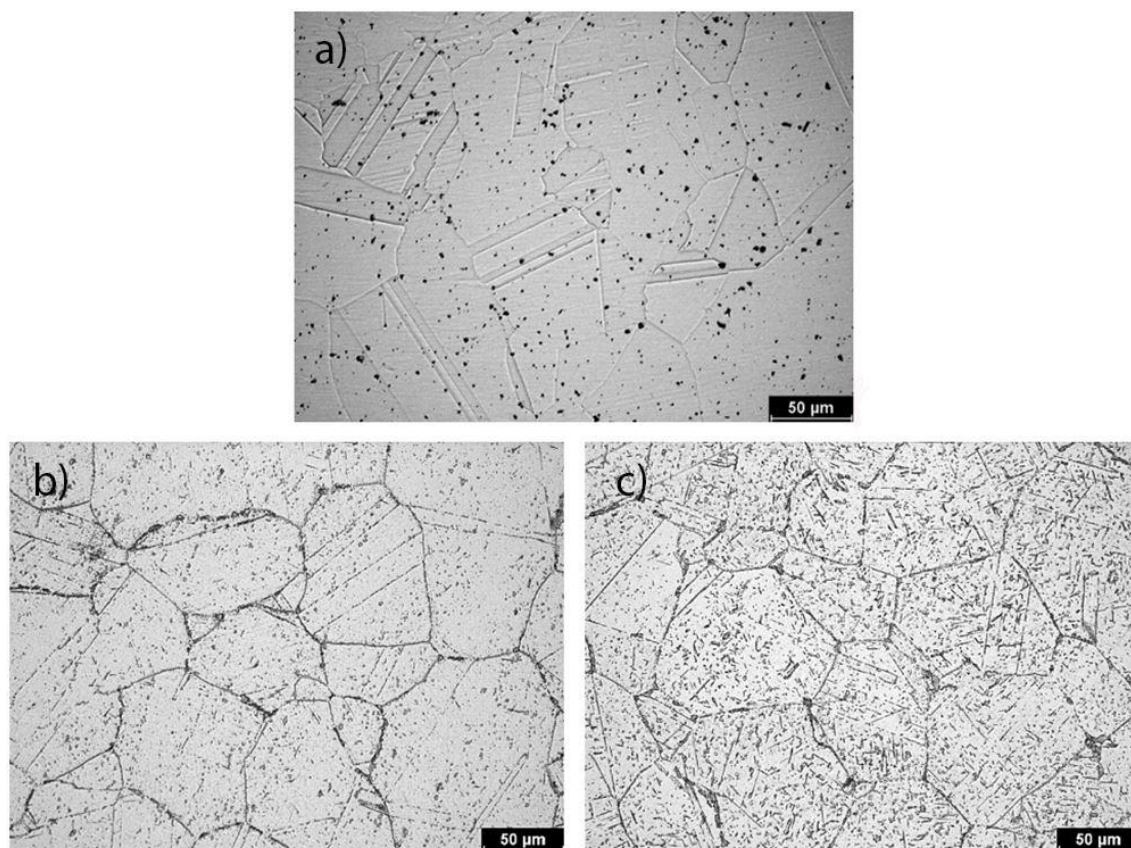
Kromě snížení korozivzdornosti může dojít k lokálnímu zkrěhnutí a ke zvýšení náchylnosti k trhlinám za tepla. [5]

Experimentální část

K experimentálnímu zkoušení byly dodány bezešvé trubky HR3C o průměru 38 mm, stěny 6,3 mm a délce 4500 až 5500 mm. Tepelné zpracování bylo voleno dvojnásobným ohřevem na teplotu 1250 °C s následným ochlazením ve vodě [6].

Precipitační mechanismus

Pro zjištění degradace materiálu vlivem teplotní expozice byly laboratorně exponovány dva stavy: 15 000 h / 675 °C; 30 000 h / 675 °C. Pomocí světelné mikroskopie byla porovnána mikrostruktura neexponovaného stavu, u něhož byla potvrzena nepřítomnost sigma fáze, se stavy po teplotní expozici, čímž byl zdokumentován průběh precipitačního mechanismu (obr. 1). Bylo zjištěno, že nejdříve dochází k precipitaci sekundární fáze na hranicích zrn, přičemž nejvýraznějším místem jsou trojné styky hranic zrn. S rostoucí dobou teplotní expozice byla zaznamenána i silná precipitace uvnitř zrn.



Obr. 1: Mikrostruktura oceli HR3C (světelná mikroskopie)
a) neexponovaná; b) 15 000 h / 675 °C; c) 30 000 h / 675 °C

Identifikace a kvantifikace sigma fáze

Analýzou EDS bylo zjištěno chemické složení sekundární fáze (Částice 1) v trojném styku hranic zrn, které je zobrazeno v tab. 1. Porovnáním s literaturou [5] byla potvrzena shoda chemického složení se sigma fází. Zároveň analýzou EDS byly identifikovány karbonitridy niobu (Částice 2).

Tab. 1: Analýza EDS částic v HR3C po teplotní expozici 30 000 h/675 °C

Spektrum	Fe	Cr	Ni	Nb	C	N	Si	S	W
Částice 1	44,62	46,33	7,63	-	-	-	1,09	0,32	-
Částice 2	8,52	29,20	1,79	43,82	7,28	8,57	-	-	0,83

Následně pomocí metody prahování byl kvantifikován plošný podíl sigma fáze – ve stavu po izotermickém stárnutí 15 000 h / 675 °C byl plošný podíl roven 1,6 %. S rostoucí dobou teplotní expozice na 30 000 h vzrostl plošný podíl sigma fáze na 7,9 %, což bylo způsobeno především precipitací sigma fáze uvnitř zrn.

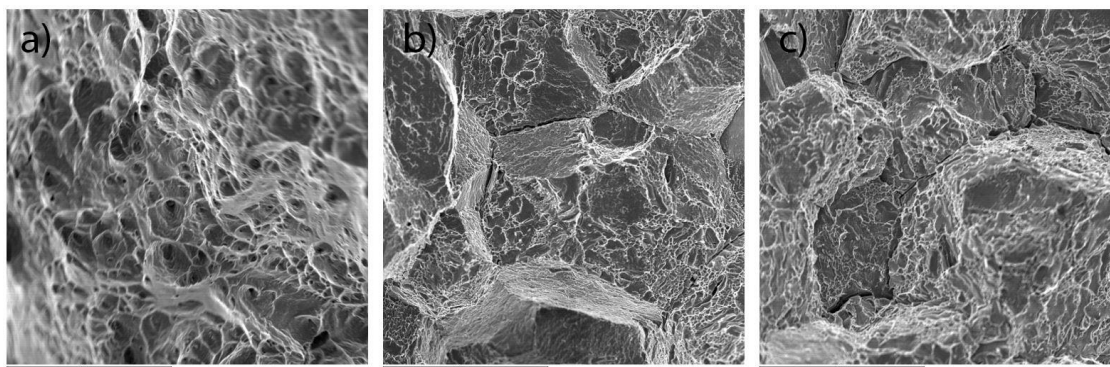
Zkoušení mechanických vlastností

Pro posouzení dopadu precipitace křehké sigma fáze na mechanické vlastnosti oceli HR3C byly provedeny následující zkoušky – zkouška tvrdosti dle Vickerse, zkouška rázem v ohybu metodou Charpy a zkouška tahem. Po provedení zkoušek byly lomové plochy zdokumentovány pomocí sekundárních elektronů skenovací elektronové mikroskopie.

Zkouška tvrdosti podle Vickerse byla provedena na metalografických výbrusech základní a exponované oceli HR3C. Pro stav bez expozice byla naměřena průměrná hodnota tvrdosti 186 HV10, pro stav expozice 15 000 h / 675 °C byla zjištěna hodnota 224 HV10 a pro expozici 30 000 h/675 °C byla stanovena hodnota 234 HV10. Z naměřených dat je zjevná tendence k růstu tvrdosti oceli vlivem teplotní expozice, což blíže souvisí s křehnutím oceli HR3C.

Dopad teplotní expozice na pevnost oceli HR3C byl vyhodnocen pomocí zkoušky tahem, přičemž u exponovaných stavů byl zjištěn nárůst meze kluzu i meze pevnosti. Na základním stavu byla naměřena mez kluzu 321 MPa a mez pevnosti 718 MPa. U exponovaných stavů oceli HR3C bylo zaznamenáno zvýšení smluvní meze kluzu na 392 MPa, respektive na 402 MPa a meze pevnosti na 760 MPa, respektive na 754 MPa.

U neexponovaného stavu oceli HR3C byl pozorován tvárný lom s plasticky deformovanými důlky, jak je zobrazeno na obr. 2, hodnota absorbované energie byla stanovena 110,7 J. Po 15 000 h teplotní expozice při 675 °C byl zjištěn smíšený lom, u něhož bylo dominantní štěpné interkrystalické porušení, na povrchu zrn je možné definovat části lomu jako tvárné, současně byl zdokumentován výrazný pokles absorbované energie na 2,9 J, degradace byla způsobena z důvodu precipitace sigma fáze na hranicích zrn. Nepatrné snížení absorbované energie na 2,3 J bylo naměřeno u stavu po 30 000 h, u něhož sigma fáze byla pozorována i uvnitř zrn, čímž bylo potvrzeno, že precipitace sigma fáze na hranicích zrn má výrazně podstatnější vliv na zkřehnutí oceli než precipitace uvnitř zrn.



Obr. 2: Vývoj lomových ploch v závislosti na době stárnutí
a) základní materiál; b) 15 000 h / 675 °C; c) 30 000 h / 675 °C

Návrh tepelného zpracování

K odstranění nežádoucí sigma fáze bylo zvoleno rozpouštěcí žíhání. Žíhací teploty byly určeny 1 050, 1 100, 1 150 a 1 200 °C. Doba setrvání na teplotě po prohřátí vzorku byla stanovena poměrně krátká, z důvodu nebezpečí zhrubnutí zrna, na 20 minut. Ochlazení bylo provedeno do vody.

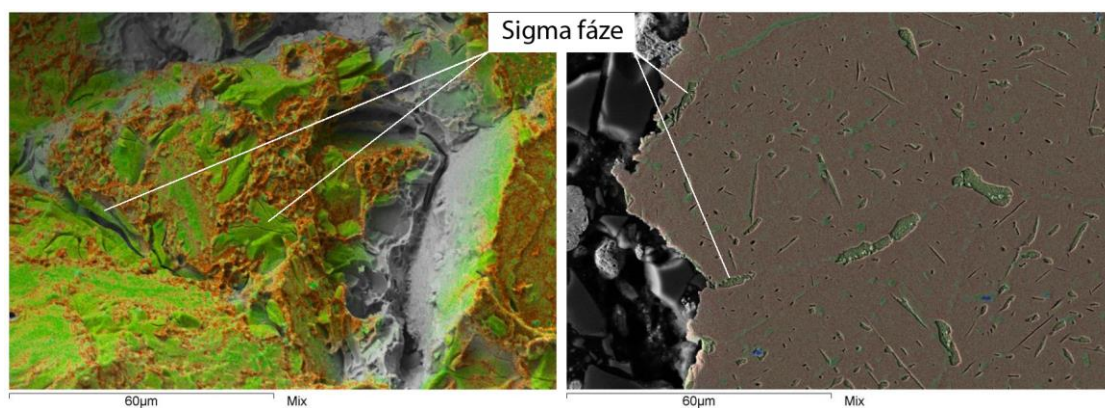
K posouzení úspěšnosti tepelného zpracování byla použita světelná mikroskopie a měření tvrdosti. Z pohledu mikrostruktury bylo zdokumentováno rozpuštění sigma fáze v teplotním rozsahu 1 100 až 1 200 °C. Nicméně z hlediska mechanických vlastností byla u exponovaných

stavů 1 100 °C / 20 minut a 1 150 °C / 20 minut naměřena tvrdost 204 HV10 a 206 HV10, což neodpovídá základnímu stavu (187 HV10). U nejvyšší teploty tepelného zpracování 1 200 °C byla naměřena optimální tvrdost 188 HV10.

Závěr

V souvislosti s pozorováním a provedením měření, lze konstatovat, že v austenitické oceli HR3C vlivem dlouhodobé vysokoteplotní expozice dochází k precipitaci křehké sigma fáze, především v trojných stycích hranic zrn, což vede k výraznému poklesu absorbované energie při lomovém procesu a k následnému nízkoenergetickému křehkému porušení materiálu.

Zkřehnutí oceli HR3C vlivem precipitace sigma fáze je potvrzeno na obr. 3, na němž je zobrazeno viditelně tvarované zrno a rozštěpená sigma fáze na hranici zrna, která podporuje interkrystalické šíření trhliny vyznačující se nízkou spotřebou energie. Na obr. 3 lze vidět i řez lomovou plochou, na němž je zdokumentováno lomové porušení jdoucí po hranici zrna mezi dvěma sigma fázemi.



Obr. 3: Mix map chemického složení (zelená – Cr, červená – Fe, modrá – Ni) lomové plochy ze zkoušky rázem v ohybu metodou Charpy exponovaného stavu HR3C 30 000 h / 675 °C

Poděkování

Príspevek byl vypracován na základě výsledků získaných za finanční podpory Ministerstva průmyslu a obchodu České republiky v rámci projektu č. FV40166.

Literatura

- [1] Borek, W. (Ed.) (2017): *Austenitic Stainless Steels, New Aspects*. IntechOpen, Rijeka (Croatia). ISBN 978-953-51-3702-3
- [2] Golański, G., Kolan, C., Zieliński, A., Klimaszewska, K., Merda, A., Sroka, M., Kłosowicz, J. (2016): *Microstructure and mechanical properties of HR3C austenitic steel after service*. Archives of Materials Science and Engineering, Vol. 81, pp. 62-67. ISSN 1897-2764
- [3] Abe, F., Kern, T.-U. (2008): *Creep-resistant steels*. Woodhead, Cambridge. ISBN 978-1-84569-178-3
- [4] Roubal, M. (1967): *Sigma fáze a její vlastnosti*. Výzkumná zpráva, č. Z-67-1867/I, Státní výzkumný ústav materiálu, Praha.
- [5] Hsieh, C.-C., Wu, W. (2012): *Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels*. ISRN Metallurgy, Vol. 2012, paper 16. ISSN 2090-8717
- [6] Sumimoto Metal Industries (2012): *Inspection Certificate*. Inspekční zpráva o dodané tavně, Sumimoto Metal Industries, Amagasaki (Japan).

PRECIPITACE LAVESOVY FÁZE V TEPELNĚ OVLIVNĚNÉ OBLASTI HETEROGENNÍHO SVAROVÉHO SPOJE OCELÍ P91 A P92

PRECIPITATION OF LAVES PHASE IN HEAT AFFECTED ZONE OF WELDED P91 AND P92 STEELS

Michal Junek, Marie Svobodová a Jakub Horváth

UJP PRAHA a.s., Nad Kamínkou 1345, 156 10 Praha – Zbraslav

Abstrakt

Příspěvek se zabývá hodnocením precipitace a postupem hrubnutí Lavesovy fáze v jednotlivých pásmech tepelně ovlivněné oblasti heterogenního svarového spoje 9% Cr ocelí P91 a P92. Precipitace byla sledována po dlouhodobých laboratorních expozicích při teplotě 650 °C po dobu až 30 000 h. Výsledky jsou porovnány s neovlivněným základním materiálem oceli P92. Cílem je upozornění na vyšší míru precipitace Lavesovy fáze v oblastech blíže linii ztavení svarového spoje.

Abstract

This paper deals with the evaluation of precipitation and coarsening process of the Laves phase in the individual zones of the heat affected zone of heterogenous weld of 9% Cr steels P91 and P92. Precipitation of Laves phase was evaluated after long-term laboratory aging at temperature 650 °C for up to 30 000 h. These results were compared with the unaffected basic material of the P92 steel. The aim of this paper is to draw attention to the higher degree of precipitation of the Laves phase in zones closer to the fusion line of the weld.

Úvod

V průběhu teplotních a creepových expozic dochází u 9% Cr martenzitických žárovevých ocelí P91 a P92 k precipitaci Lavesovy fáze $Fe_2(Mo, W)$. K její precipitaci dochází převážně na hranicích primárních austenitických zrn, subzrn a martenzitických latí, k precipitaci mimo hranice dochází jen ojediněle. Článek [1] uvádí že Lavesova fáze na hranicích zrn může být iniciačním místem pro vznik creepových kavit.

Kritickou částí svarových spojů je tepelně ovlivněná oblast (TOO), která se skládá z několika odlišných pásem (pásmo přehřátí TOO – PP TOO, pásmo normalizace TOO – PN TOO a pásmo částečné překrystalizace TOO – PČP TOO), které mají rozdílné mechanické i mikrostrukturní vlastnosti. Pokud se chceme zabývat vlastnostmi svarových spojů v degradovaných stavech a odhadovat tak jejich zbytkovou životnost, je nutné znát postup degradace mikrostruktury těchto jednotlivých pásem. Článek [2] uvádí, že vzhledem z jemnozrnné mikrostruktury PN TOO Lavesova fáze v této oblasti precipituje rychleji a její četnost je mnohem větší než v základním materiálu (ZM). Cílem tohoto článku je hodnocení precipitace Lavesovy fáze v TOO oceli P92 v reálném heterogenním orbitálním svarovém spoji do úzkého úkosu ocelí P91 a P92.

Experimentální materiál

Jako experimentální materiály byly použity tlustostěnné trubky z 9% Cr ocelí P91 a P92. Parovodní trubka z oceli P91 s rozměry OD 324 x 28 mm (TZ: 1 060 °C/35 min + 760 °C/2 h). Parovodní trubka z oceli P92 s rozměry OD 330 x 55 mm (TZ: 1 050 °C/30 min + 765 °C/1 h). Trubka P92 byla za účelem svaření obrobena na stejné rozměry jako má trubka P91. Svarový spoj byl svařen metodou mechanizovaného orbitálního svařování do úzkého úkosu metodou TIG (141) s přídatným drátem Thermanit MTS3 o průměru 0,8 mm. Chemické složení základních materiálů a přídatného materiálu je uvedeno v tab. 1. V průběhu svařování byl dodržován předehřev obou základních materiálů v rozmezí teplot 200 až 250 °C a teplota interpass v rozmezí 200 až 300 °C. Po svaření bylo provedeno TZ při teplotě 760 °C/3 h.

Z důvodu dosažení strukturně degradovaných stavů byly výřezy z experimentálního svarového spoje vystaveny dlouhodobému izotermickému žhání volně na vzduchu v elektrické odporové peci při teplotě 650 °C po dobu 5 000 h, 12 600 h a 30 000 h.

Tab. 1: Chemické složení oceli P91, P92 a přídavného materiálu MTS 3 [hm. %]

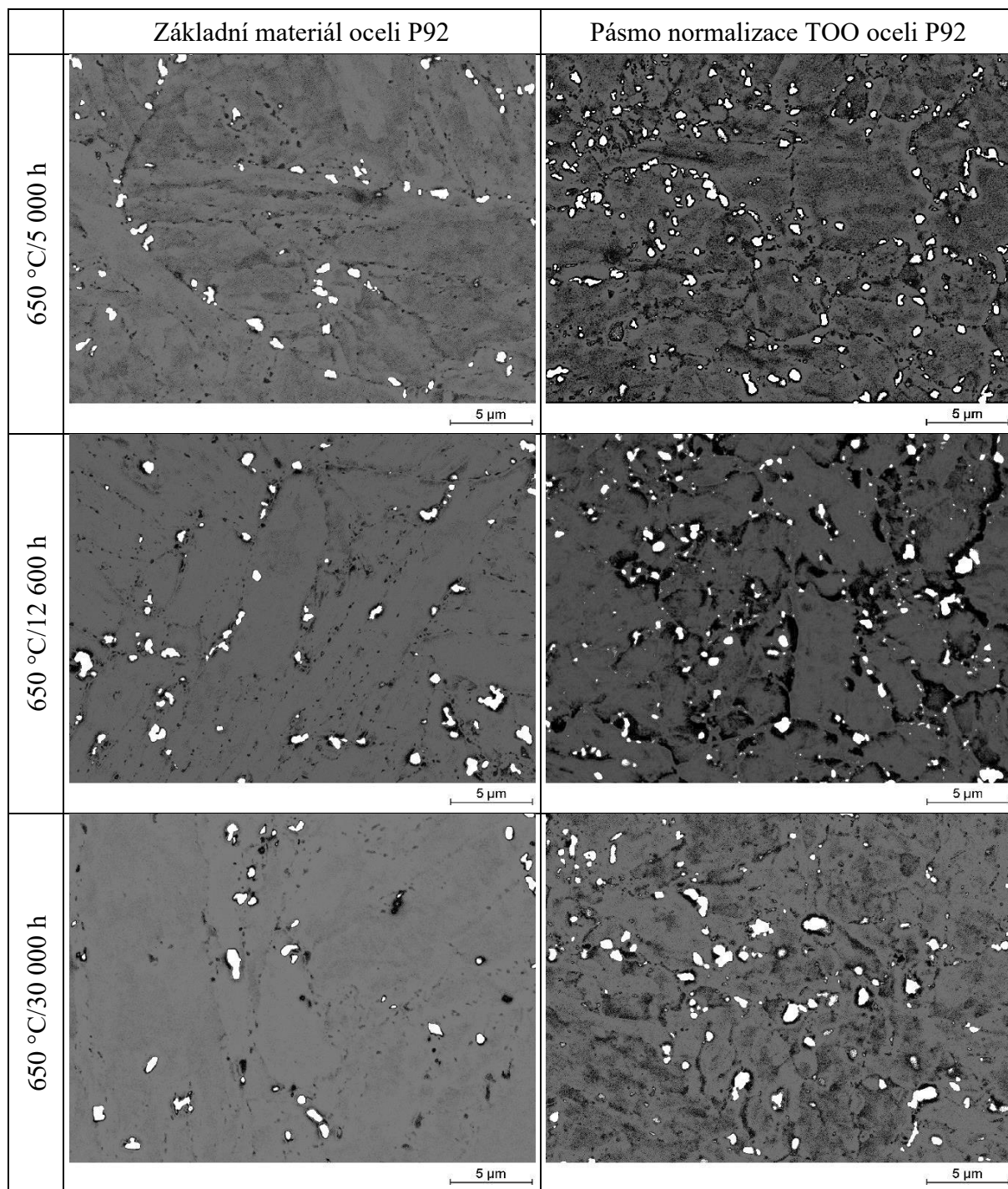
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	N	V	Nb	W	B
P91	0,10	0,34	0,23	0,015	0,002	8,38	0,09	0,86	0,006	0,038	0,24	0,07	-	-
P92	0,10	0,43	0,16	0,010	0,003	8,70	0,18	0,49	0,004	0,050	0,20	0,06	1,55	0,003
MTS 3	0,11	0,60	0,25	0,007	0,004	8,90	0,50	0,99	-	0,04	0,19	0,07	-	-

Mikrostrukturní rozbor

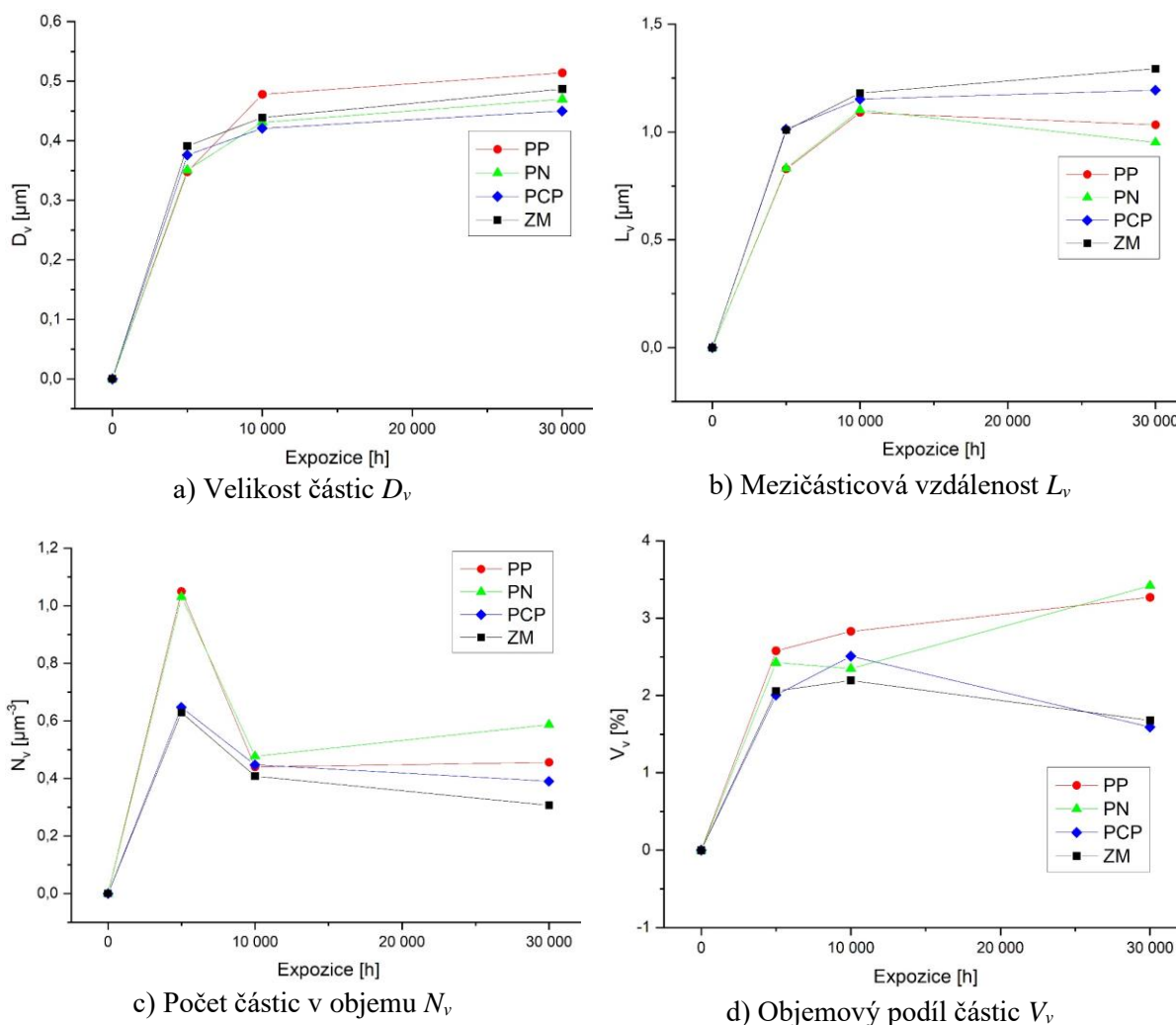
Mikrostrukturní rozbor je úzce zaměřen na hodnocení precipitace Lavesovy fáze, která byla dokumentována pomocí skenovací elektronové mikroskopie (SEM) v režimu zpětně odražených elektronů (BSE). Z každého pásma TOO a ZM bylo pořízeno 15 snímků při zvětšení 5 000x, které byly následně stereologicky vyhodnoceny. Výstupem hodnocení jsou ekvivalentní průměr částic v objemu D_v , volná mezičásticová vzdálenost v objemu L_v , počet částic v objemu N_v a objemový podíl částic V_v . Z uvedených parametrů bylo usuzováno na kinetiku precipitace a hrubnutí Lavesovy fáze.

V průběhu teplotních expozičních při 650 °C docházelo k popouštění martenzitické mikrostruktury oceli P91 a P92, jehož důsledkem je klesající podíl karbidů $Cr_{23}C_6$ vůči stavu po PWHT, spojený s jejich hrubnutím především na hranicích zrn. V případě oceli P92 se degradace při teplotě 650 °C projeví nejen hrubnutím karbidů $Cr_{23}C_6$ na hranicích a uvnitř desek martenzitu, ale také precipitací Lavesovy fáze, viz obr. 1. Precipitace Lavesovy fáze v oceli P91 a svarovém kovu (svařeno přídavným materiálem o obdobném chemickém složení jako má ocel P91) nebyla pozorována. Důvodem je příliš vysoká expoziční teplota, jelikož přítomnost Lavesovy fáze v oceli P91 je do teploty cca 613 °C [3]. Ve výchozím stavu po PWHT v oceli P91, P92 a svarovém kovu žádné částice Lavesovy fáze pozorovány nebyly. Bylo pozorováno, že Lavesova fáze v ZM i PN TOO oceli P92 precipituje přednostně na hranicích zrn či martenzitických latí, viz obr. 1.

Na obr. 2 je zobrazen vývoj ekvivalentního průměru částic D_v , volné mezičásticové vzdálenosti L_v , počtu částic v objemu N_v a objemového podílu částic V_v v závislosti na době stárnutí. Po expozici 650 °C/5 000 h je počet částic Lavesovy fáze v PP TOO ($1,05 \cdot 10^9 \text{ mm}^{-3}$) a PN TOO ($1,03 \cdot 10^9 \text{ mm}^{-3}$) o cca 38 % vyšší než v samotném ZM ($0,63 \cdot 10^9 \text{ mm}^{-3}$) a PČP TOO ($0,65 \cdot 10^9 \text{ mm}^{-3}$), viz obr. 2c. Částice Lavesovy fáze v PP a PN TOO ($0,35 \text{ }\mu\text{m}$) mají nepatrně menší velikost než v případě ZM a PČP TOO ($0,39 \text{ }\mu\text{m}$), viz obr. 2a. Stárnutí po dobu 12 600 h způsobilo zhrubnutí a výrazný pokles počtu částic v PP a PN TOO o 68 % (až na $0,44 \text{ }\mu\text{m}^{-3}$), v případě ZM a PČP počet částic poklesl o 37 % (až na $0,41 \text{ }\mu\text{m}^{-3}$), viz obr. 2c. Po expozici 30 000 h již výraznější změna ve velikosti a počtu částic Lavesovy fáze skrze TOO oceli P92 nenastala. S rostoucí dobou expozice dochází ke zvyšování objemového podílu Lavesovy fáze především v oblastech PP a PN TOO (obr. 2d), mezičásticová vzdálenost v těchto oblastech naopak mírně klesá, viz obr. 2b. Naopak v oblasti PČP TOO a ZM dochází po expozici 30 000 h k poklesu objemového podílu (obr. 2d) a zvýšení mezičásticové vzdálenosti (obr. 2b).



Obr. 1: SEM-BSE snímky ZM a PN TOO po stárnutí 650 °C/5 000 h, 12 600 h a 30 000 h



Obr. 2: Kvantifikace Lavesovy fáze v oceli P92 skrze TOO oceli po stárnutí při 650 °C

Diskuse

Proces hrubnutí Lavesovy fáze v ZM a TOO oceli P92 lze popsat pomocí rovnice (1) popisující Ostwaldův mechanismus hrubnutí [4]:

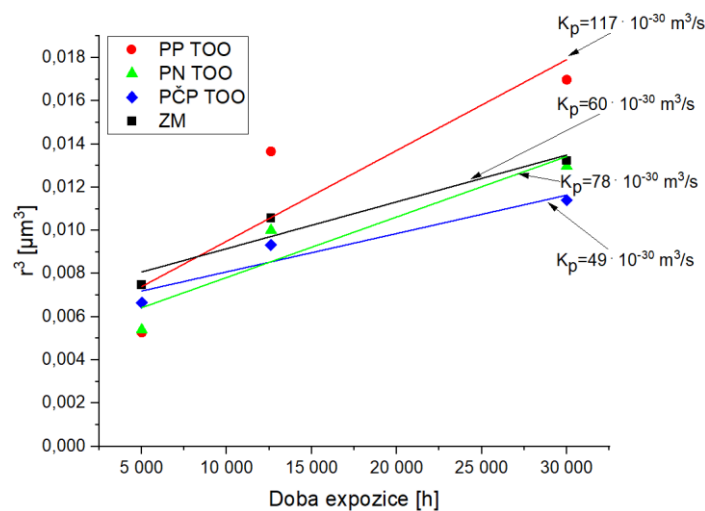
$$r^m = r_0^m + K_p \cdot t, \quad (1)$$

kde r je střední velikost částic po teplotní expozici po dobu t , r_0 je střední velikost částic na počátku, t je čas, K_p je konstanta rychlosti hrubnutí a exponent m je 3 pro hrubnutí řízené objemovou difuzí.

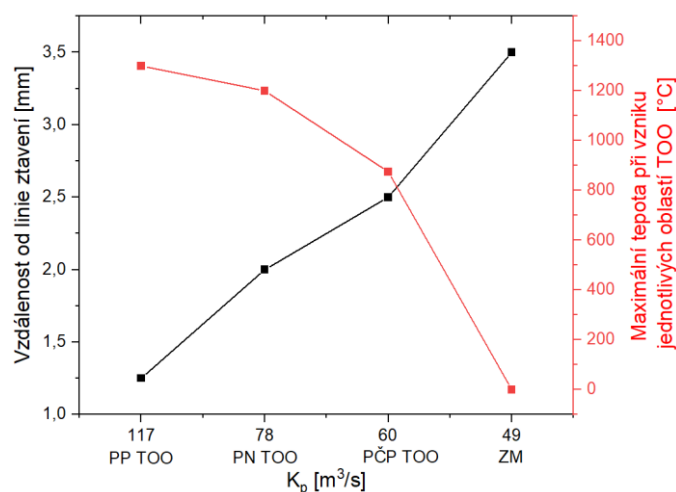
Na obr. 4 jsou střední velikosti částic Lavesovy fáze zpracovány do časových závislostí, z kterých byly experimentálně stanoveny konstanty hrubnutí K_p Lavesovy fáze v jednotlivých oblastech TOO a ZM oceli P92 v případě heterogenního svarového spoje P91-P92. Lavesova fáze hrubne nejrychleji v pásmu PP TOO ($K_p = 117 \cdot 10^{-30} \text{ m}^3/\text{s}$) a za ní následuje PN TOO s konstantou $K_p = 77,8 \cdot 10^{-30} \text{ m}^3/\text{s}$. Naopak nejpomalejší hrubnutí Lavesovy fáze vykazuje PČP TOO ($K_p = 60 \cdot 10^{-30} \text{ m}^3/\text{s}$) a ZM ($K_p = 49,1 \cdot 10^{-30} \text{ m}^3/\text{s}$).

Wang a kol. v publikaci [2] uvádí, že teoreticky vypočtená rychlostní konstanta hrubnutí K_p je pro Lavesovu fázi v oceli P92 rovna hodnotě $3,8 \cdot 10^{-30} \text{ m}^3/\text{s}$ (při uvažování procesu hrubnutí řízeného objemovou difuzí; $m = 3$). Experimentálně zjištěné konstanty hrubnutí K_p jsou tedy o jeden až dva řády větší. Vzhledem k tomu, že k precipitaci Lavesovy fáze dochází především

na hranicích zrn, tak hlavním mechanismem hrubnutí pravděpodobně nebude objemová difúze, ale difúze po hranicích zrn, jelikož je energeticky méně náročná. Dalším poznatkem je, že v důsledku teplotních cyklů, při kterých jednotlivé oblasti TOO v průběhu svařování vznikaly, dochází ke změně rychlosti hrubnutí Lavesovy fáze, viz obr. 4. Nejvyšší rychlost hrubnutí Lavesovy fáze je pozorována v oblasti PP TOO vzdálené cca 1 mm od linie ztavení (maximální teplota v průběhu svařování cca 1 300 °C), dále následuje PN TOO vzdálená cca 1,5 mm od linie ztavení (maximální teplota v průběhu svařování cca 1 200 °C), naopak nejmenší rychlost hrubnutí je pozorována v tepelně neovlivněném ZM oceli P92. Tento trend pozorovali i Wang a kol. [2] u experimentálně vytvořeného jemnozrného pásma normalizace oceli P92 po krátkodobých expozicích (100 až 5 000 h při 650 °C). Z jejich výsledků plyne, že Lavesova fáze při krátkodobé expozici v oblasti PN TOO ($K_p = 1\,380 \cdot 10^{-30} \text{ m}^3/\text{s}$) hrubne rychleji než v ZM ($K_p = 372 \cdot 10^{-30} \text{ m}^3/\text{s}$). Důvodem pravděpodobně bude vyšší difuzivita po hranicích zrn, jejichž délka bude v jemnozrném pásmu normalizace TOO vyšší. Při porovnání konstant K_p z publikace [1] pro krátkodobé expozice do 5 000 h se zde stanovenými konstantami K_p pro dlouhodobé expozice (5 000 až 30 000 h při 650 °C) lze konstatovat, že v případě dlouhodobých expozic dochází k výraznému zpomalení procesu hrubnutí Lavesovy fáze, tzn. poklesu hodnoty konstanty rychlosti hrubnutí Lavesovy fáze K_p až o dva řády (např. K_p pro PN TOO klesne až na hodnotu $78 \cdot 10^{-30} \text{ m}^3/\text{s}$).



Obr. 3: Křivky hrubnutí Lavesovy fáze v TOO oceli P92



Obr. 4: Změna konstanty rychlosti hrubnutí Lavesovy fáze K_p v TOO oceli P92

Závěr

Lavesova fáze v oceli P92 precipituje přednostně na hranicích zrn a martenzitických latí v ZM i TOO. Počet částic a objemový podíl Lavesovy fáze v oceli P92 v oblastech blíže linii ztavení (hrubozrné pásmo přehřátí TOO a jemnozrné pásmo normalizace TOO) jsou vyšší, než je tomu v pásmu částečné překrystalizace TOO a v základním materiálu oceli P92. Rychlost hrubnutí Lavesovy fáze při dlouhodobé teplotní expozici (650 °C/5 000 až 30 000 h) je tím vyšší čím jsme blíže linii ztavení.

U svarových spojů 9% Cr ocelí dochází nejčastěji k porušování lomem typu IV, kdy k porušování dochází v jemnozrném pásmu TOO nebo interkritickém pásmu TOO, které jsou vlivem mikrostrukturních změn a nižší míře precipitačního zpevnění kritickou oblastí, která vykazuje nižší creepovou pevnost ve srovnání se základním materiálem. Pokud k tom přičteme fakt, že Lavesova fáze může být iniciačním místem pro vznik creepových kavit a zároveň je četnost Lavesovy fáze a její rychlost hrubnutí v TOO (PN a PP) vyšší než v základním materiálu, tak porušování provozovaných svarových spojů lomem typu IV je podpořeno.

Poděkování

Tento příspěvek vznikl za finanční podpory MPO ČR při řešení projektu č. FR-TI4/406 programu TIP 4 a TA ČR při řešení projektu č. TK01020160 programu THETA.

Literatura

- [1] Sklenička, V., Kuchařová, K., Svobodová, M., Kvapilová, M., Král, P., Horváth, L. (2016): *Creep properties in similar weld joint of a thick-walled P92 steel pipe*. Materials Characterization, Vol. 119, pp. 1-12. ISSN 1044-5803
- [2] Wang, X., Xu, Q., Yu, S., Hu, L., Liu, H., Ren, Y. (2015): *Laves-phase evolution during aging in fine grained heat-affected zone of a tungsten-strengthened 9% Cr steel weldment*. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 219, pp. 60-69. ISSN 0924-0136
- [3] Sopoušek, J. (2010): *Termodynamická a difúzní stabilita heterogenního svarového spoje 15CrMoV5-10 – X10CrMoVNb9-1 (P91) za použití různých přídavných svarových materiálů*. Výzkumná zpráva-část I: Prezentace výsledků, PřF MUNI v Brně, Brno.
- [4] Hald, J. (1996): *Metallurgy and creep properties of new 9-12%Cr steels*. Steel Research International, Vol. 67, pp. 369-374. ISSN 1869-344X

VLIV TECHNOLOGICKÝCH ÚPRAV NA KOROZNÍ CHOVÁNÍ AUSTENITICKÉ OCELI SANICRO 25

EFFECT OF TECHNOLOGICAL MODIFICATIONS ON CORROSION BEHAVIOUR OF AUSTENITIC SANICRO 25 STEEL

Marie Svobodová ^{a)}, Irena Andršová ^{a)} a Jan Hruška ^{b)}

^{a)} UJP PRAHA a.s.

^{b)} SVÚM a.s.

Abstrakt

Příspěvek se zabývá porovnáním výsledků korozních zkoušek přehřívákové austenitické oceli Sanicro 25 ve formě rovné trubky, homogenního svaru a 90° ohybu. Gravimetrické korozní zkoušky byly provedeny na vzduchu při teplotách 600, 650, 700 a 750 °C s dobou expozice až 10 000 h. Rozsah a typ korozního napadení byly stanoveny metalograficky.

Abstract

The paper deals with the comparison of the results of corrosion tests of superheated austenitic Sanicro 25 steel in the form of a straight pipe, similar weld and 90° bending. Gravimetric corrosion tests were performed in air at temperatures of 600, 650, 700 and 750 °C with an exposure time of up to 10,000 hrs. The extent and type of corrosion attack were determined metallographically.

Úvod

Sanicro 25 je austenitická korozivzdorná ocel Cr22Ni25 legovaná W, Co, Cu, Nb a N s použitím především pro sub – a nad – kritické kotle s pracovní teplotou až 700 °C. Ocel je precipitačně zpevněná karbonitridy Nb, dále částicemi NbCrN (Z fáze) a karbidy M₂₃C₆ [1], [2]. Vyšší obsahy Ni a N se příznivě projevují na potlačení vzniku σ fáze.

Pro experimentální program korozních zkoušek, které měly za cíl stanovit vliv technologických úprav na korozní chování této oceli, byla použita bezešvá kotlová (přehříváková) trubka o rozměrech 31,8 x 3 mm, vyrobená v AB SANDVIK Materials Technology (Švédsko), s chemickým složením uvedeným v tab. 1, a to ve třech technologických úpravách:

- rovná trubka ve stavu po dodání od výrobce – tj. po tepelném zpracování (TZ): rozpouštěcí žíhání a zakalení,
- homogenní svarový spoj této trubky ve stavu po dodání od výrobce – svar byl vyroben v DTZ s.r.o. v Liberci metodou 141 v poloze PH s přídavným materiálem Boehler Thermanit 617 bez TZ po svaření,
- 90° ohyb této trubky ve stavu po dodání od výrobce – ohyb byl opět vyroben v DTZ s.r.o. v Liberci na ohýbacím stroji PERFEKT WE60 bez trnu s poloměrem R/D = 2,5, za studena a bez TZ po ohnutí.

Tab. 1: Výsledky chemického rozboru oceli Sanicro 25 (v hm. %)

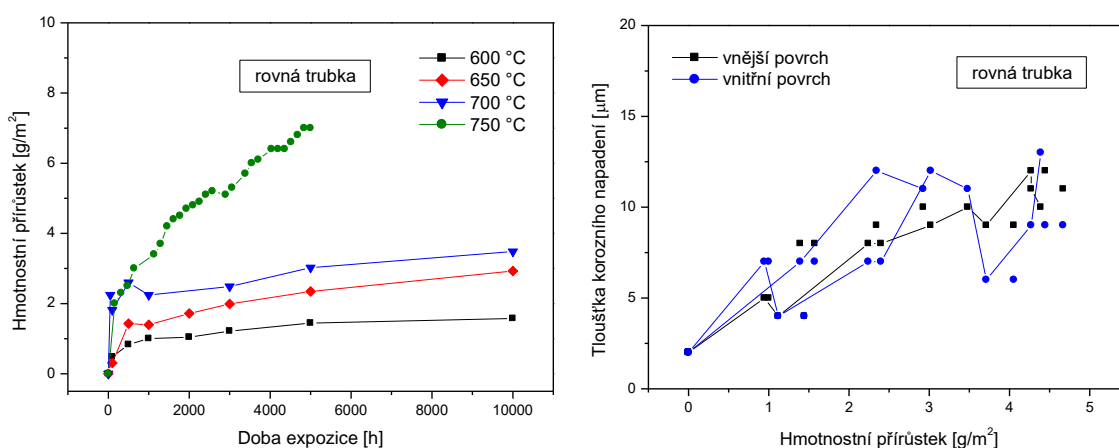
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	W	Co	Cu	Nb	N	B
0,07	0,59	0,23	0,015	0,002	22,5	25,3	3,38	1,39	3,08	0,47	0,18	0,002

Ze všech tří technologických variant byly odebrány malé vzorky. V případě rovné trubky to byly příčné výřezy, v případě ohybu samostatně odebrané jednotlivé části – tj. 2x neutrální, 1x tažená a 1x tlačená část ohybu, a konečně u svarového spoje samostatně odebrané podélné výřezy jednotlivých částí – tj. 2x základní materiál, 2x tepelně ovlivněná oblast a 1x svarový kov. Tyto vzorky pak byly následně vystaveny dlouhodobé laboratorní teplotní expozici na vzduchu v elektrických odporových pecích při teplotách 600, 650, 700 a 750 °C a v průběhu expozice

byl u nich gravimetricky hodnocen hmotnostní přírůstek. Po ukončení expozice, tj. po 1 000, 5 000 a 10 000 hodinách (při teplotě 750 °C byla maximální dosažená doba pouze 5 000 h), byly ze vzorků připraveny metalografické výbrusy, na nichž byly metalograficky hodnoceny oxidické vrstvy na obou povřích (vnitřní a vnější povrch trubky), dále byla měřena tvrdost materiálu a byl pozorován vývoj mikrostruktury oceli.

Výsledky korozních zkoušek

Ukázka výsledků gravimetrických zkoušek rovné trubky je uvedena v grafu na obr. 1 vlevo, kde zobrazené body pro teploty 600, 650 a 700 °C představují průměr ze tří hodnot (vzorků), naopak pro teplotu 750 °C byl zkoušen vždy pouze jeden vzorek, proto bylo gravimetrické měření prováděno častěji. Porovnání s výsledky metalografického hodnocení pak ukazuje graf na obr. 1 vpravo. Zde je jako tloušťka korozního napadení pro oba povrchy trubky brán součet tlouštěk oxidické vrstvy a kyslíkem napadeného pásu pod oxidem.



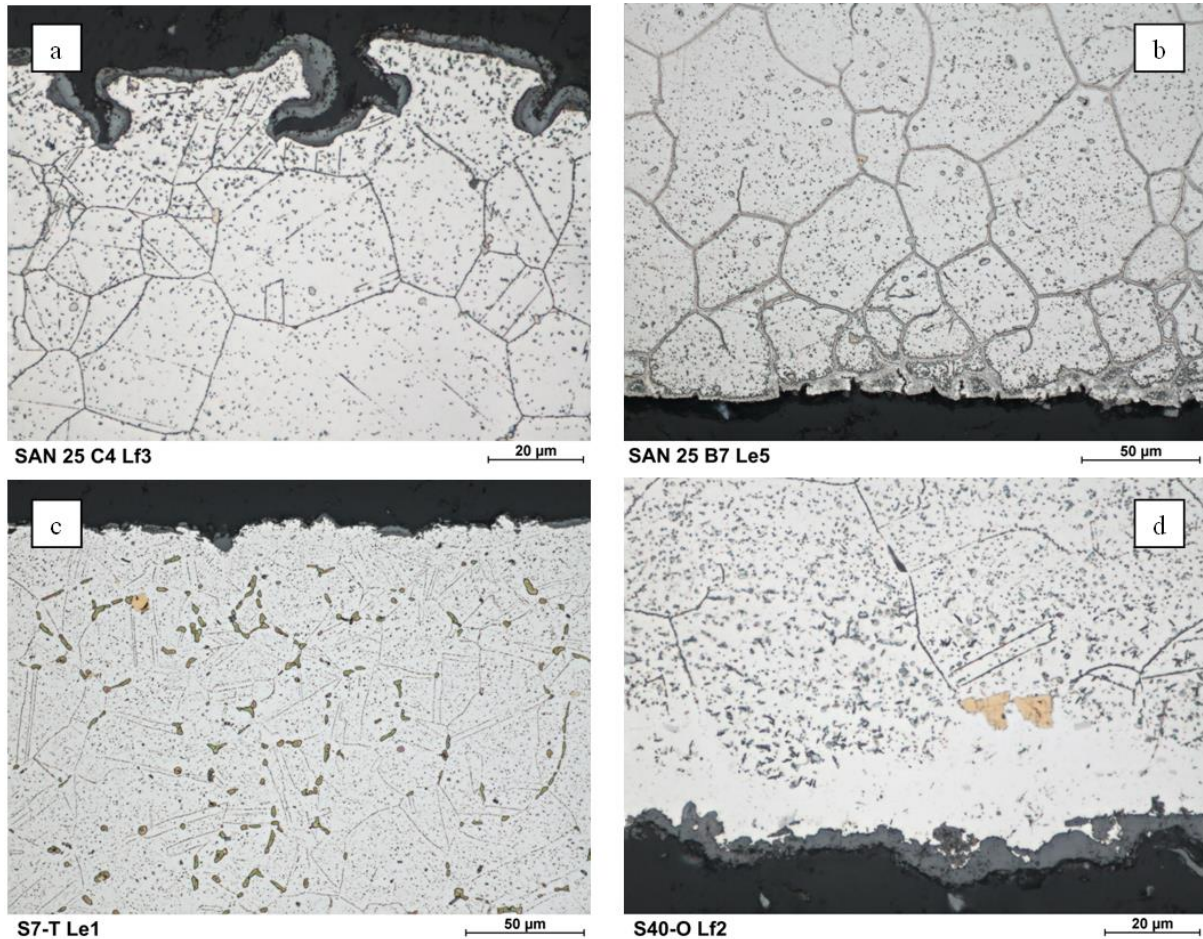
Obr. 1: Výsledky gravimetrických zkoušek rovné trubky (vlevo) a její porovnání s metalografickým hodnocením (vpravo)

Z metalografického hodnocení povrchů vzorků všech tři variant (s expozicemi 600, 650 a 700 °C/1 000, 5 000 a 10 000 h a 750 °C/5 000 h) vyplynulo, že v průběhu oxidační expozice dochází k následujícím projevům korozní degradace – viz ukázka na obr. 2:

- na obou povřích dochází k rovnoměrné korozi tvorbou oxidických vrstev, které lze v některých případech (především na vnitřním povrchu) jednoznačně identifikovat jako epitaktické (Fe_2O_3 či Fe_3O_4 [2]) a topotaktické (Cr_2O_3 [2]) – viz obr. 2a, v jiných případech je tato vrstva pouze jedna, se směsným charakterem;
- pod oxidickou vrstvou se vyskytuje kyslíkem ovlivněný pás bohatý na Ni a zároveň ochuzený o Cr [1], [2], tento pás se s rostoucí dobou expozice a teplotou rozšiřuje – viz obr. 2d;
- převážně při expozicích při vyšších teplotách lze pod rovnoměrnou oxidickou vrstvou nalézt i jazyky bodové koroze či počínající interkrystalickou korozi (napadající především karbidy na hranicích zrn) – viz obr. 2b;
- kromě rovnoměrné koroze dochází především u ohybu a svarového spoje (hlavně na vnějším povrchu) také k odkorodování či podkorodování celého pásu původního kovu – viz obr. 2a.

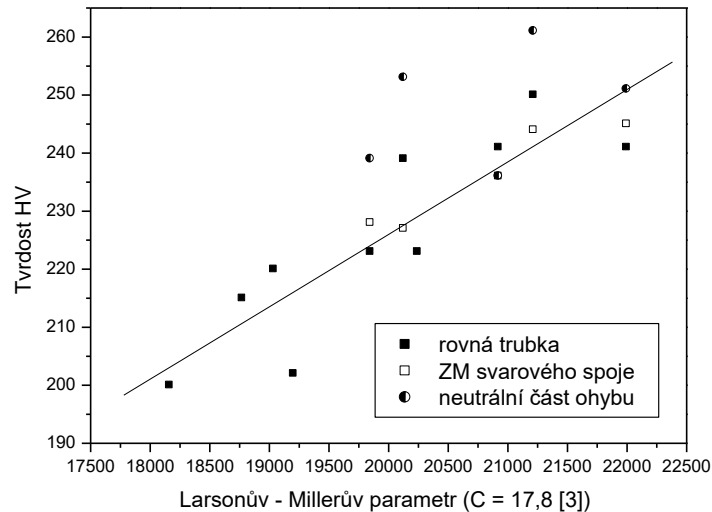
Kromě toho se díky difúzním dějům během tepelné expozice také vylučují z austenitického tuhého roztoku sekundární fáze (viz obr. 2a až obr. 2d), a to jak na hranicích zrn (koagulující částice typu Cr_{23}C_6), tak uvnitř zrn (NbC , N, fáze $\epsilon\text{-Cu}$ či Lavesova fáze [2]) nebo na skluzových pásech. Přes vyšší obsah Ni a N byla během expozice na teplotě 700 °C a 750 °C ve struktuře oceli také pozorována precipitace σ fáze na hranicích zrn, a to vždy s určitým odstupem od povrchových vrstev (20 až 40 μm) – viz obr. 2c (identifikace σ fáze byla provedena

barevným leptáním). S rostoucí dobou a teplotou expozice je její plošný podíl větší (z 0,1 % pro rovnou trubku exponovanou 700 °C/5 000 h na 1,5 % pro rovnou trubku exponovanou 750 °C/5 000 h) a také dochází k výraznému nárůstu velikosti těchto částic – koagulaci (z ekvivalentního průměru 1,7 μm pro rovnou trubku exponovanou 700 °C/5 000 h na 3,8 μm pro rovnou trubku exponovanou 750 °C/5 000 h).



Obr. 2: Ukázky povrchových vrstev a mikrostruktury materiálu

Precipitační jevy jsou pozorovatelné nejen pomocí mikroskopie, ale také se projevují nárůstem tvrdosti materiálu, jak lze vidět z grafu na obr. 3. Zde je pomocí Larsonova-Millerova parametru (s konstantou převzatou z [3]) vyjádřen vývoj tvrdosti základních materiálů rovné trubky, ohybu i svarového spoje v průběhu teplotní expozice. Černá příčka pak znázorňuje lineární proložení hodnot tvrdosti základního materiálu rovné trubky. I přes značný rozptyl naměřených dat lze říci, že v případě ohybu je tvrdost neutrální části vyšší než základních materiálů rovné trubky či svarového spoje, což ukazuje nejen na ne zcela dokonalou lokalizaci neutrální části při odběru vzorků – v daném místě došlo k malé plastické deformaci během ohýbání – ale také i na přednostní precipitaci sekundárních fází v místech s vneseným vnitřním napětím.

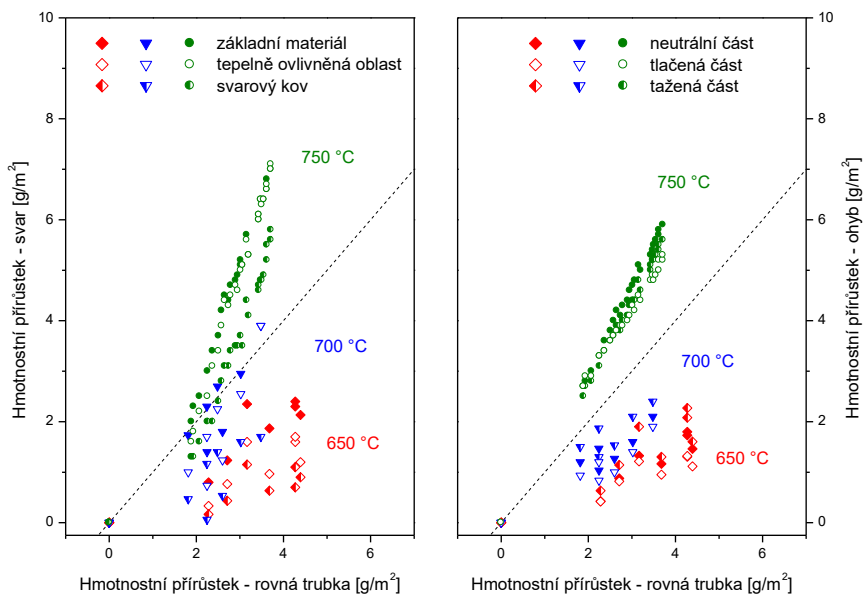


Obr. 3: Změna tvrdosti materiálu během umělého stárnutí

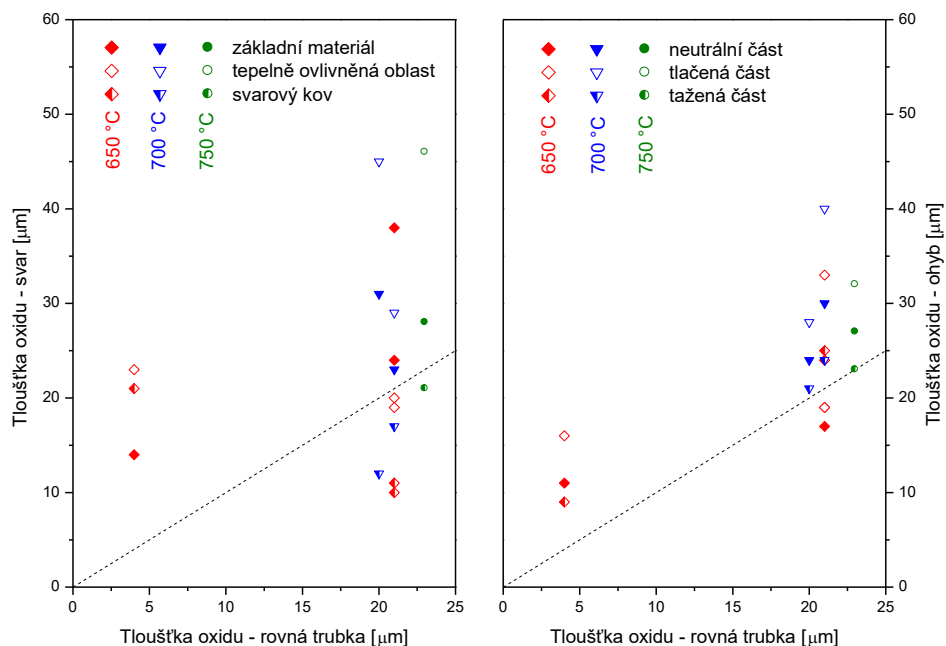
Vliv technologických úprav

Porovnání korozního chování jednotlivých částí ohybu či svarového spoje s chováním rovné trubky ukazují grafy na obr. 4 a obr. 5. V nich jsou vždy na vodorovné ose vyneseny hodnoty pro rovnou trubku (na obr. 4 hmotnostní přírůstky v g/m^2 , na obr. 5 součty tlouštěk oxidací ovlivněných oblastí na vnějším i vnitřním povrchu v μm) a na svislých osách tytéž hodnoty pro jednotlivé části ohybu (neutrální, tlačenu i taženou část) nebo svarového spoje (základní materiál, tepelně ovlivněnou oblast a svarový kov). Přerušovaná čára pak vyznačuje přímku, na které by ležely ty body, které by přesně odpovídaly hodnotám naměřeným pro rovnou trubku.

Z uvedených závislostí vyplývá, že v případě gravimetrických zkoušek při teplotách 650 a 700 °C byly jak pro ohyb, tak pro svarový spoj změřeny menší hmotnostní přírůstky než pro rovnou trubku, a to nezávisle na konkrétní části technologické varianty. Pro teplotu 750 °C je tomu však přesně obráceně, ohyb i svarový spoj oxidují rychleji, tj. mají vyšší hmotnostní přírůstky a směrnice jejich nárůstu je vyšší než u rovné trubky (strmější sklon než u přerušované čáry).

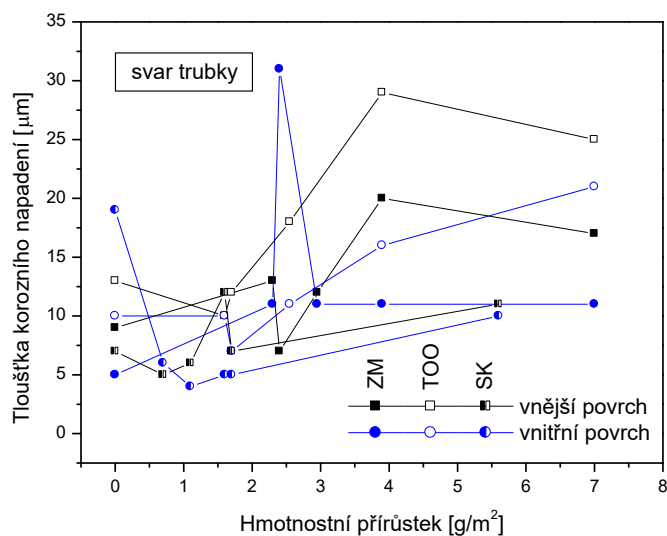


Obr. 4: Vliv technologických úprav – výsledky gravimetrie



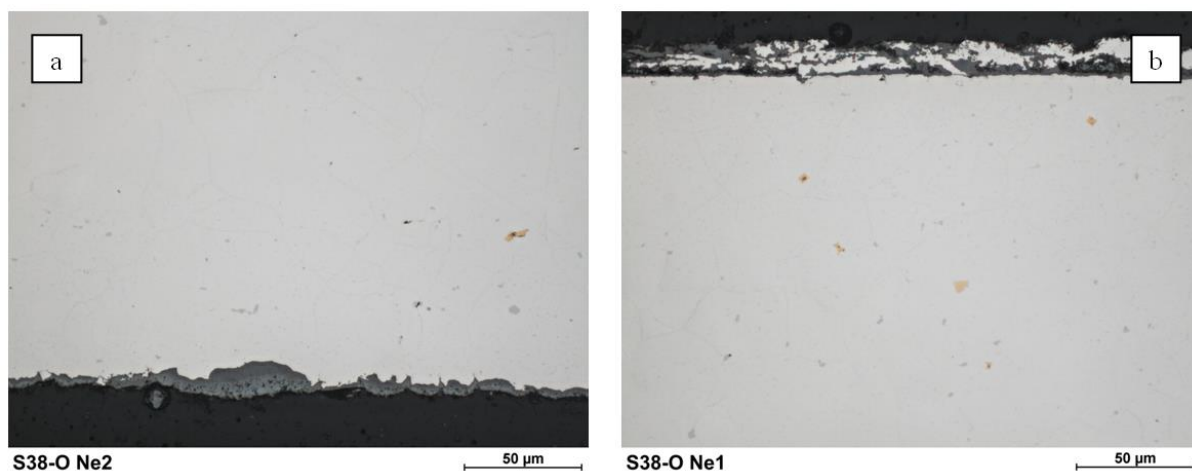
Obr. 5: Vliv technologických úprav – výsledky metalografického hodnocení

Závěry z gravimetrie potvrzují také naměřené hodnoty tlouštěk oxidických vrstev a kyslíkem ovlivněných pásů z metalografického hodnocení při teplotě 750 °C, kdy body pro ohyb i svarový spoj opět leží nad přerušovanou čarou, nicméně body pro ostatní teploty (vyjma svarového kovu) tam leží také. Tento protichůdný trend oproti gravimetrickým zkouškám lze přisoudit velmi rozdílným velikostem jednotlivých vzorků. Celé příčné řezy rovnou trubkou mají totiž výrazně menší podíl aktivních povrchů (řezných ploch) než malé vzorky odebrané z jednotlivých částí ohybu či svarového spoje. Hmotnostní přírůstky u technologických úprav tak korelují s naměřenými tloušťkami oxidu výrazně méně, než je tomu u rovné trubky (srovnej obr. 1 vpravo a obr. 6). Dalším aspektem protichůdného trendu pak může být i silná závislost naměřených tlouštěk korozního napadení na lokalitě měření (korozní napadení není po délce vnějšího či vnitřního povrchu stejné, především v místech s bodovou či počínající interkrystalickou korozi), tzn. naměřené tloušťky vykazují velký rozptyl hodnot. Každopádně lze konstatovat, že svarový kov odolává oxidačnímu prostředí nejlépe.



Obr. 6: Porovnání gravimetrického a metalografického hodnocení svarového spoje

Kdybychom porovnávali nejen rovnou trubku s ohybem a svarovým spojem, ale obě technologické úpravy (ohyb a svarový spoj) mezi sebou, zjistili bychom, že z hlediska korozní odolnosti se obě varianty chovají prakticky velmi podobně. Jediný výrazný rozdíl je ve výskytu σ fáze, kterou lze identifikovat v tažených a tlačných oblastech ohybu dokonce již po expozici 650 °C / 10 000 h (v neutrální části se sice vyskytuje též, ale pouze sporadicky). Dále platí, že z hlediska rovnoměrné koroze je vnitřní povrch pokryt zachovalejší a tlustší oxidickou vrstvou (identifikace epitaktické a topotaktické vrstvy je zde prakticky vždy umožněna) – viz obr. 7a, vnější povrch však snadněji odkorodovává / podkorodovává (viz obr. 7b) a obsahuje větší množství σ fáze (pokud je přítomna) – to souvisí s úpravou povrchu při výrobě trubky či jejích technologických úprav.



Obr. 7: Ukázka korozního napadení vnitřního (a) a vnějšího (b) povrchu tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje

Jako poslední lze vzájemně porovnat i jednotlivé části technologických úprav. U svarového spoje se základní materiál a tepelně ovlivněná oblast oceli sice chovají obdobně, přesto lze říci, že nejrychleji koroduje tepelně ovlivněná oblast (nejpomaleji pak svarový kov, a to výrazně). Naopak u ohybu jsou všechny části korozně srovnatelné bez jakékoli průkazné preference.

Obecně však lze konstatovat, že technologickými úpravami dochází k zaktivování povrchů (jak vnesením plastické deformace při ohýbání, tak vnesením tepla při svařování), které mají za následek buď snížení korozní odolnosti materiálu, nebo zcitlivění pro precipitaci sekundárních fází (především křehké σ fáze).

Poděkování

Příspěvek vznikl během řešení projektu TH02020295 za finanční podpory TA ČR.

Literatura

- [1] Sroka, M., Zieliński, A., Golański, G. (2019): *Analysis of Phase Precipitation in Sanicro 25 Austenitic Steel after Ageing*. Acta Physica Polonica A, Vol. 135, pp. 207-211. ISSN 1898-794X
- [2] Rutkowski, B., Gil, A., Agüero, A., Czyrska-Filemonowicz, A., Gonzáles, V. (2018): *Microstructure, Chemical- and Phase Composition of Sanicro 25 Austenitic Steel After Oxidation in Steam at 700 °C*. Oxidation of Metals, Vol. 89, pp. 183-195. e-ISSN 1573-4889
- [3] Cedro, V., Garcia, Ch., Render, M. (2018): *Use of the Wilshire Equations to Correlate and Extrapolate Creep Data of HR6W and Sanicro 25*. Materials, Vol. 11, paper 1585. e-ISSN 1996-1944

ODSTRAŇOVÁNÍ KOROZNÍCH PRODUKTŮ Z PAROGENERÁTORU POMOCÍ POLYAKRYLOVÉ KYSELINY

REMOVAL OF CORROSION PRODUCTS FROM STEAM GENERATOR USING POLYACRYLIC ACID

Tereza Šobová a Alena Kobzová

ÚJV Řež, a. s.

Abstrakt

Přibližně od roku 2000 je v amerických elektrárnách typu PWR zkoumána možnost aplikace disperzantů do sekundárního okruhu (II.O.), konkrétně polyakrylové kyseliny (PAA). Použití disperzantů je založeno na jejich interakci s korozními produkty, čímž dochází ke zpomalování usazování korozních produktů a v některých případech i narušení korozní vrstvy přítomné na povrchu II.O. Dávkování PAA pomáhá odstraňovat korozní produkty z parogenerátorů (PG), tím dochází k jejich čištění a efektivnějšímu přenosu tepla na teplosměnných plochách.

Abstract

Application of dispersants in secondary circuit, specifically polyacrylic acid (PAA), was in the USA investigated since year 2000. The use of dispersants is based on their interaction with corrosion products, which slows down the deposition of corrosion products and, in some cases, disrupts the corrosion layer present on the surface of the secondary circuit. PAA dosing helps to remove corrosion products from steam generators (SG), thus support cleaning them and support more efficient heat transfer on heat exchange surfaces.

Úvod

Již od spuštění prvních jaderných elektráren se provozovatelé snaží co nejvíce omezit akumulaci korozních produktů v PG elektráren typu PWR, a tím docílit snížení rizika jejich zanášení, bránění přenosu tepla na teplosměnných plochách nebo tvorbě lokalizovaných míst s vyšší pravděpodobností vzniku koroze. Z důvodu prodloužení životnosti jednotlivých zařízení, je snaha udržovat PG v optimálním stavu bez snížení efektivity jejich provozu. Z tohoto důvodu v posledních letech dochází k častějším aplikacím disperzantů, konkrétně PAA.

Princip a popis metodiky

Disperzanty jsou obecně záporně nabitě syntetické polymery nebo přírodní organické látky, které inhibují procesy tvorby usazenin. Tento efekt je způsoben adsorbací disperzantů na povrchy částic korozních produktů a na povrch již vytvořených usazenin. Usazeniny jsou následně odpuzovány od povrchu materiálů II.O., což vede ke zpomalování jejich usazování. Toto odpuzování ve výsledku zvyšuje pravděpodobnost odstranění usazenin z PG, protože částice jsou díky disperzantu udržovány ve vzduchu a z PG se dostávají odluhováním. Mezi příklady těchto látek patří PAA, anhydrid kyseliny polymaleinové nebo lignosulfonáty. V jaderné energetice je elektrárnami PWR nejvíce využívána PAA. [1]

Tepelná stabilita a produkty rozkladu PAA

PAA je poměrně stabilní při teplotách nepřesahujících 100 °C. V prostředích PG se poločasy rozkladu uvádí v řádu hodin a často se jejich konkrétní hodnota liší. Konkrétní poločas rozkladu se uvádí v [2], kdy byl určen experimentálně na 45 minut (200 ppm PAA při 270 °C po dobu 2,75 hodiny v autoklávu) a v [3], kde jsou uvedeny dva různé poločasy – 45 minut při 270 °C a (4±1) h při 280 °C. Tepelným rozkladem PAA dochází ke snižování disperzačních účinků, protože produkty rozkladu neslouží jako disperzanty. Tento problém lze vyřešit kontinuálním dávkováním čerstvé PAA nebo snížením teploty, při které je PAA dávkována pod 100 °C.

Mezi rozpadové produkty, které vznikají při tepelném rozkladu PAA v podmínkách přítomných v PG, patří oxid uhličitý, organické kyseliny a alifatické sloučeniny.

Oxid uhličitý je hlavním rozkladovým produktem. Protože je oxid uhličitý v podmínkách přítomných v kondenzátorech v plynné formě, bude ze systému odveden pomocí systému odsávání plynů z kondenzátoru. Vzhledem k rozpustnosti oxidu uhličitého ve vodě, může být zaznamenáno zvýšení jeho koncentrace v systému. Na základě testů bylo zjištěno, že příspěvek rozpuštěného oxidu uhličitého vzniklého tepelným rozkladem PAA o koncentraci 0,5 ppm, je v porovnání s již přítomným oxidem uhličitým zanedbatelný. [1]

Tepelným rozkladem PAA dále vznikají organické kyseliny s nízkou molekulární hmotností, např. kyselina octová, mravenčí nebo glykolová. V případě použití vysokých koncentrací PAA (10 ppm) mohou octany a mravenčany ovlivnit katexovou vodivost a tím snížit schopnost detekce některých jiných iontů – např. chloridů nebo síranů.

Tepelným rozkladem PAA mohou také vznikat neiontové alifatické sloučeniny jako propan nebo hexan. Tyto sloučeniny nemohou být odstraněny pomocí ionexů a z tohoto důvodu existuje riziko jejich akumulace v II.O. Na základě tohoto předpokladu je doporučeno po dobu dávkování PAA monitorovat TOC. [1]

Pozitivní vliv aplikace PAA na elektrárnách PWR

Hlavními pozitivními vlivy používání disperzantů na elektrárnách typu PWR jsou:

- zlepšení korozních vlastností u provozovaných i nových PG – snížením množství usazenin na povrchu trubek dochází ke snížení iniciace a rozvoje korozního praskání (SCC),
- zlepšení udržování tepelných vlastností PG,
- zlepšení kontroly chemie systému.

Negativní vliv aplikace PAA na elektrárnách typu PWR

Mezi hlavní negativní vlivy aplikace PAA na elektrárnách typu PWR patří:

- vliv PAA na stanovení aniontů pomocí iontové chromatografie – tento problém lze eliminovat volbou správného elučního činidla, případně lze stanovovaný roztok naředit tak, aby se koncentrace PAA dostala pod 50 ppb,
- vliv rozpadových produktů PAA,
- možnost zanášení filtrů, hlavně v počátku aplikace PAA.

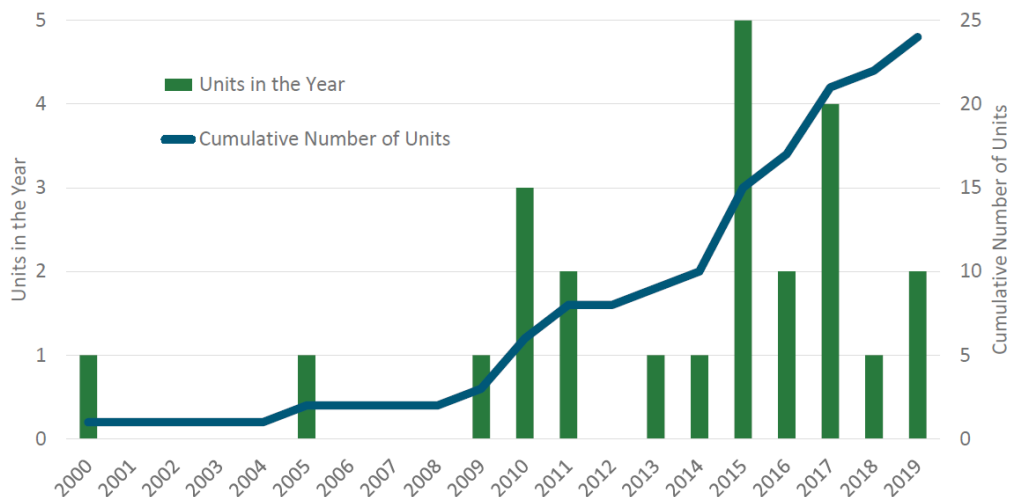
Způsoby dávkování PAA do II.O.

Dávkování disperzantů do II.O. může probíhat dvěma způsoby – online dávkování a offline aplikace. Speciálním postupem kombinujícím oba dva způsoby jsou tzv. hybridní aplikace. V počátcích byla pozornost zaměřena hlavně na online aplikace. [1]

1. Online aplikace

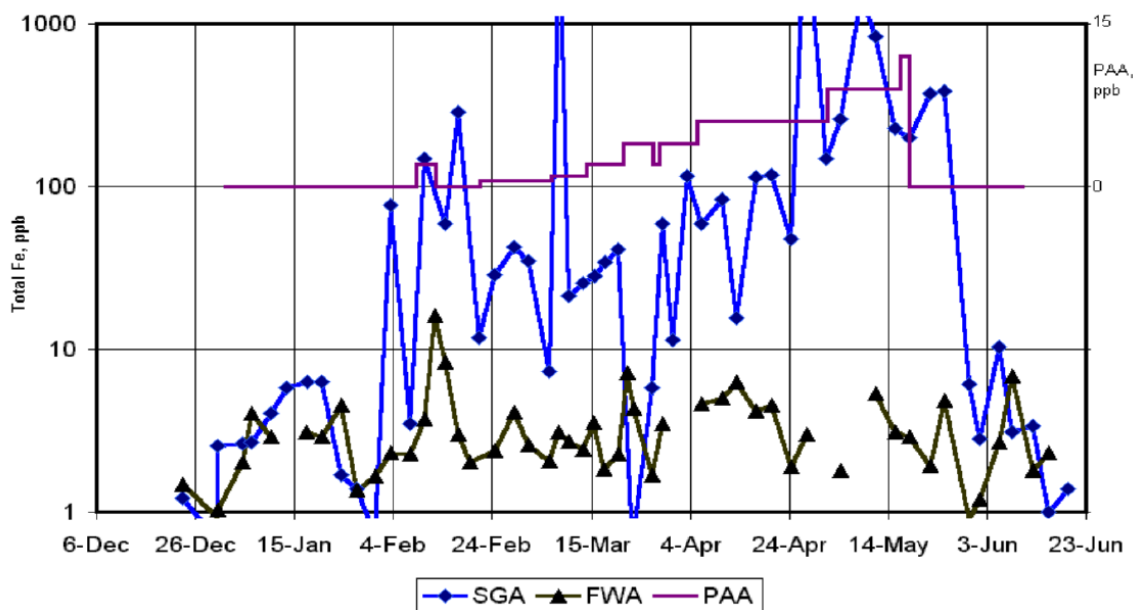
Online aplikace mohou být popsány jako kontinuální dávkování roztoku disperzantu do systému napájecí vody při běžném provozu zařízení. Způsob je zaměřen hlavně na předcházení usazování korozních produktů (především korozních produktů na bázi železa) na vnitřním povrchu PG, čímž dochází ke zvýšení efektivity odstraňování železa z PG pomocí odluhování. Obr. 1 znázorňuje trend nárůstu počtu bloků, které přistoupily k online dávkování PAA.

V případě online dávkování byla ve světě zaznamenána krátkodobá i dlouhodobá dávkování PAA do II.O. při provozu. Množství dávkované PAA do okruhu se pohybuje od zlomků ppb do maximálně jednotek ppb, účinnost odstranění železa ze systému je vysoce závislá na konkrétních elektrárnách a pohybuje se mezi 7 a 42 %.



Obr. 1: Závislost počtu bloků, na kterých bylo provedeno online dávkování PAA na čase [4]

První online aplikace PAA proběhla v roce 2000 na americké JE ANO-2. Cílem bylo zjistit, zda by PAA mohla pomoci s odstraněním korozních produktů z PG při koncentracích PAA v napájecí vodě až do 30 ppb. Dávkování trvalo po dobu 3 měsíců s počáteční koncentrací PAA 2 ppb, která se postupně vyšplhala až na 12 ppb. Rostoucí koncentrace Fe v odluzích, proti přibližně stejné koncentraci Fe v napájecí vodě lze vidět na obr. 2.



Obr. 2: Měření koncentrace Fe v napájecí vodě (FWA, černá křivka) a odluhu (SGA, modrá křivka), měření koncentrace PAA (fialová křivka) pro aplikaci PAA na americké JE ANO-2 v roce 2000 [2]

Koncentrace Fe ve vzorcích odluhů při dávkování PAA byla přibližně o řád větší než před začátkem dávkování. Vypočtené účinnosti odluhovaného Fe se zvýšily z 1 až 2 % před dávkováním na 10 až 100 % při dávkování. Překročení účinnosti odluhovaného Fe 100 % ukazuje, že PAA byla schopna uvolnit existující korozní produkty z povrchů II.O. a neodstraňovala pouze železo, které bylo obsaženo v napájecí vodě. Mezi další známé jaderné elektrárny, které přistoupily ke krátkodobému online dávkování PAA se řadí elektrárna McGuire 2. První elektrárnou, která aplikaci PAA prováděla dlouhodobě byla Byron 1, následovaná elektrárnou Braidwood 1.

2. Offline aplikace

Podstatou druhého typu aplikace je dávkování disperzantu v období, kdy je reaktor odstaven. Tyto způsoby cílí na odstranění usazenin na bázi Fe z PG a ostatních částí II.O. před začátkem plného provozu zařízení, čímž dochází ke snižování množství usazenin a eliminaci souvisejících problémů během běžného provozu. Mezi tyto způsoby aplikace disperzantu patří jeho dávkování při mokré konzervaci PG a dlouhodobé recirkulaci.

V případě mokré konzervace se PAA dává pouze do PG. Aplikace PAA při mokré konzervaci byla provedena např. na amerických JE Three Mile Island (blok 1), Braidwood (blok 1), McGuire (blok 2) nebo na belgické JE Doel (blok 3).

Podstatou dlouhodobé recirkulace je dávkování disperzantu do systému kondenzátu před startem proudění napájecí vody a korozních produktů do PG. Jeho přítomnost napomáhá k odstranění částic na bázi Fe pomocí systému úpravy kondenzátu. Aplikace PAA při tomto typu dávkování byla provedena např. na JE Byron (blok 1), ShinKori (blok 1), Palo Verde (bloky 2 a 3) nebo Three Mile Island (blok 1).

Vliv PAA na materiály přítomné v II.O.

Před počátkem aplikace PAA je nutné provést testy kompatibility materiálů přítomných v II.O. Vliv působení PAA na materiály je různý v závislosti na zvolené strategii dávkování. [3]

V případě mokré konzervace mohou být disperzanty dákovány až do koncentrace 100 ppm bez významného efektu na materiály, které se vyskytují v elektrárnách typu PWR. Při dlouhodobé recirkulaci nemá významný vliv na materiály používané v II.O. elektráren PWR dávkování PAA o koncentraci do 1 ppm. [3]

Při online aplikacích a podmínkách panujících v II.O. elektráren PWR při provozu roste míra koroze uhlíkových ocelí s koncentrací PAA, na nerezové oceli nemá přítomnost PAA měřitelný efekt až do koncentrace 100 ppm. [3]

Závěr

Dávkování PAA pomáhá odstraňovat korozní produkty z PG, tím dochází k jejich čištění a efektivnějšímu přenosu tepla na teplosměnných plochách. Částice jsou díky disperzantu udržovány ve vznosu a z PG se dostávají odluhováním.

Literatura

- [1] EPRI (2012): *Dispersants for Pressurized Water Reactor Secondary Side Fouling Control: Sourcebook for Online and Offline Applications: Volumes 1 and 2*. Report 1025317, EPRI, Palo Alto (CA).
- [2] EPRI (2001): *Dispersants for Tube Fouling Control, Volume I: Qualification for a Short-Term Trial at ANO-2*. Reports 1001422, 10670327, EPRI, Palo Alto (CA) and Entergy Operations, Russellville (AR).
- [3] EPRI (2011), *Steam Generator Management Program: Generic Plant Qualification and Application Plan for Dispersant Use During Steam Generator Wet Layup*. Report 1022826, EPRI, Palo Alto (CA).
- [4] Fruzzetti, K. (2019): *PWR Secondary Dispersant Application*. Presentace, European Water Chemistry and Radiation Safety Workshop, EPRI, Hluboká nad Vltavou.

KOROZNĚ ÚNAVOVÉ VLASTNOSTI OCELI COR 13/4 PRO KOMPONENTY VODNÍCH TURBÍN

CORROSION FATIGUE PROPERTIES OF STEEL COR 13/4 FOR WATER TURBINE COMPONENTS

Josef Strejcius, Zbyněk Špirit, Zdeněk Fulín a Michal Chocholoušek

Centrum výzkumu Řež s.r.o.

Abstrakt

Príspevek prezentuje materiálové zkoušky pro stanovení podmínek iniciace korozně-únavových trhlin v oceli COR 13/4. V příspěvku jsou shrnuty výsledky zkoušek vysokocyklové únavy oceli COR 13/4 – stanovení S-N křivek na hladkých a vrubovaných válcových tyčích při asymetrii cyklu $R=0, -1$ a středním předpětí $\sigma_m = 330$ MPa, na vzduchu a v proudící vodě s obsahem chloridu sodného 500 mg/l, při teplotě 15 °C, při rovnovážném obsahu rozpuštěného kyslíku, kontrolovaném pH, s měřením elektrochemického elektrodového potenciálu a proudového šumu. Experimentální práce byly provedeny v rámci projektu podpořeného TAČR NCE/DP2S1 – Vývoj diagnostických metod pro charakterizaci klíčových komponent energetických celků.

Abstract

The paper presents material tests for determining the conditions of corrosion-fatigue crack initiation in COR 13/4 steel. The paper summarizes the results of high-cyclic fatigue tests of COR 13/4 steel – determination of S-N curves on smooth and notched cylindrical rods at cycle asymmetry $R = 0, -1$ and mean prestress $\sigma_m = 330$ MPa, in air and in flowing water containing sodium chloride with concentration 500 mg/l, at 15 °C, at equilibrium dissolved oxygen content, pH controlled, with measurement of electrochemical electrode potential and current noise. Experimental work was performed within a project supported by TAČR NCE/DP2S1 – Development of diagnostic methods for characterization of key components of power units.

Úvod

Pro spolehlivý odhad zbytkové životnosti hydraulických turbín je důležité porozumět jejich chování při iniciaci a šíření únavových trhlin, jakožto převažujícího degradačního mechanismu [1], [2]. Z důvodu dobré odolnosti vůči korozi a kavitační erozi, ale hlavně proto, že jsou relativně snadno odlévatelné a svařitelné, se v současné době používají k výrobě komponent vodních turbín měkké martenzitické oceli obsahující 13 % Cr a 4 % Ni. Při hodnocení únavy oběžných kol vodních turbín je nezbytné vzít v úvahu následující faktory: konstrukci kola, materiál, proces odlévání, který neodmyslitelně vytváří vady, jako jsou licí dutiny a svařovací proces, který indukuje významná zbytková napětí a vytváří teplem ovlivněnou zónu v blízkosti linie ztavení se základním materiálem. Společnost Centrum výzkumu Řež s.r.o. spolupracuje s VUT v Brně a provozovatelem turbín ČEZ, a. s. na vývoji metodiky pro kvalifikovaný odhad rizika únavového poškození oběžných kol z martenziticko-austenitické korozivzdorné oceli GX4CrNi13-4+QT1 (COR 13/4). Za tímto účelem bylo potřebné v první fázi definovat podmínky, za kterých dochází k iniciaci trhlin a následně stanovit rychlosti jejich šíření v závislosti na působících mechanických silách. V aktuálním příspěvku jsou shrnuty výsledky zkoušek vysokocyklové únavy oceli COR 13/4 – stanovení S-N křivek na hladkých a vrubovaných válcových tyčích při různé asymetrii cyklu na vzduchu a v proudící vodě. Práce navazuje na text publikovaný v roce 2019 [3], kde je popsána použitá metodika zkoušek vysokocyklové únavy ve vodním prostředí. Protože tyto 13% Cr-4% Ni martenzitické nerezové oceli obsahují reformovaný austenit (až 25 % v závislosti na typu slitiny a tepelném zpracování) [4] a tento austenit

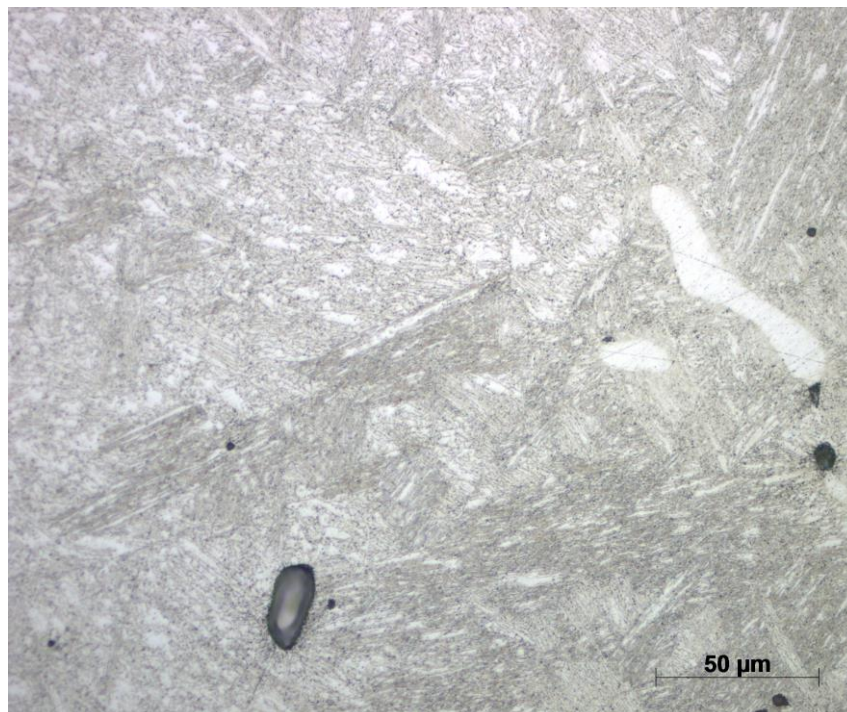
může ovlivňovat chování slitin při šíření únavových trhlin a při opakovaných opravách svařováním, je část příspěvku věnována metalografické analýze použitého experimentálního materiálu.

Experimentální materiál

Studovaný materiál je martenziticko-austenitická korozivzdorná ocel na odlitky GX4CrNi13-4 (1.4317 EN) – COR 13/4 v zušlechtném stavu QT1, vyrobená technologií VOD (oxidační vakuování v uzavřeném kesonu), od výrobce Litostroj Engineering, a.s. Materiál byl dodán ve formě přilíhých zkušebních bloků o rozměrech 100 x 110 x 250 mm a 100 x 110 x 350 mm z výroby rozváděcích lopatek z taveb 1860, 1722, 34812/2 a 34818/3. Tepelné zpracování bylo provedeno režimem kalení 1050±15 °C/15 h/vzduch//popuštění 610±10 °C/18 h/vzduch// žíhání 580±10 °C/pec.

Při pokojové teplotě obsahuje kalená ocel laťkový martenzit, ale může také obsahovat malé množství δ -feritu. Rychlost ochlazování při kalení nehraje důležitou roli, takže i silné sekce mohou být chlazeny vzduchem a stále jsou plně martenzitické. COR 13/4 se obvykle používá v popuštěném stavu. Během temperování mezi 565 °C a 620 °C se část martenzitu přemění zpět na austenit. Tento austenit se obohacuje niklem a je tedy stabilní, i když se slitina ochladí zpět na pokojovou teplotu. V závislosti na době temperování, teplotě a přesném chemickém složení slitiny lze po temperování ve struktuře najít až 25 % reformovaného austenitu. Tento reformovaný austenit roste difuzním procesem. Je jemně rozptýlen v martenzitické matici a nelze jej rozlišit optickou mikroskopií; může být pozorován v elektronovém rastrovacím mikroskopu [5].

Na obr. 1 je struktura oceli COR 13/4 v dodaném stavu po naleptání pozorovaná v optickém mikroskopu. Materiál je izotropní, struktura je tvořena popuštěným laťkovým martenzitem s malým množstvím δ feritu. Ve struktuře jsou oxidické městky. Na lomových plochách jsou často nalézány relativně velké lici vady ve formě kavit.

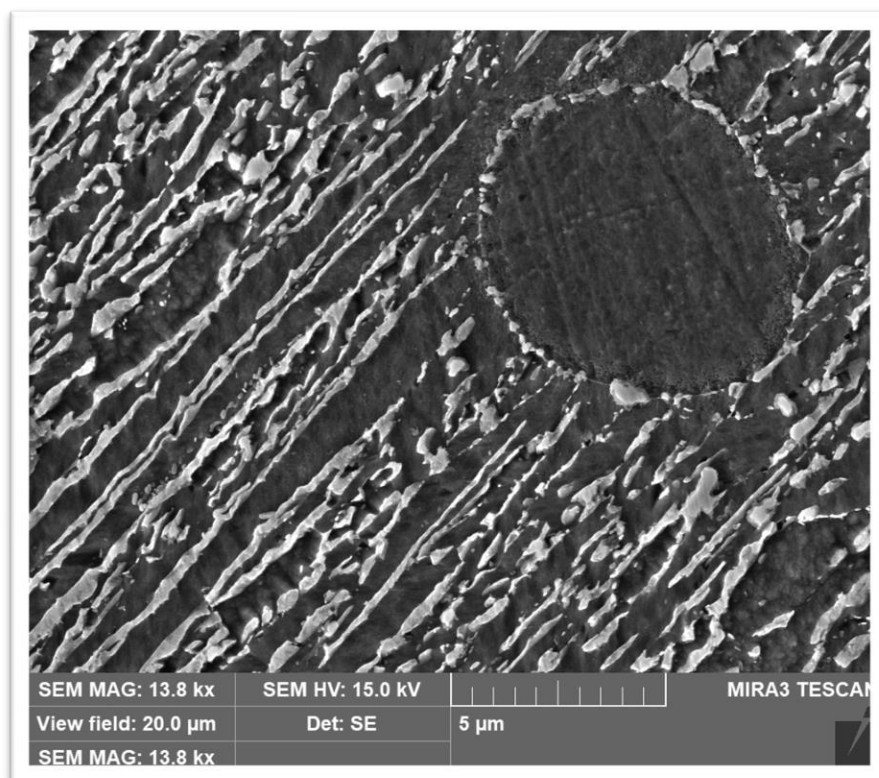


Obr. 1: Mikrostruktura oceli COR13/4 v optickém mikroskopu

Metalografické výbrusy pro pozorování struktury při velkém rozlišení v elektronovém mikroskopu byly naleptány v činidle Adler po dobu 10 sekund. Snímky naleptaných výbrusů byly

pořízeny v režimu sekundárních elektronů na rastrovacím elektronovém mikroskopu MIRA 3GMU od firmy TESCAN.

Na obr. 2 je viditelná 3fázová mikrostruktura tvořená primárně popuštěným martenzitem (černá část mezi bílými lamelami austenitu), delta ferit (černá kruhová) a bílé jehlice – austenit. Na základě EDS analýzy byl prokázán zvýšený obsah Ni u austenitické fáze v porovnání s matricí.

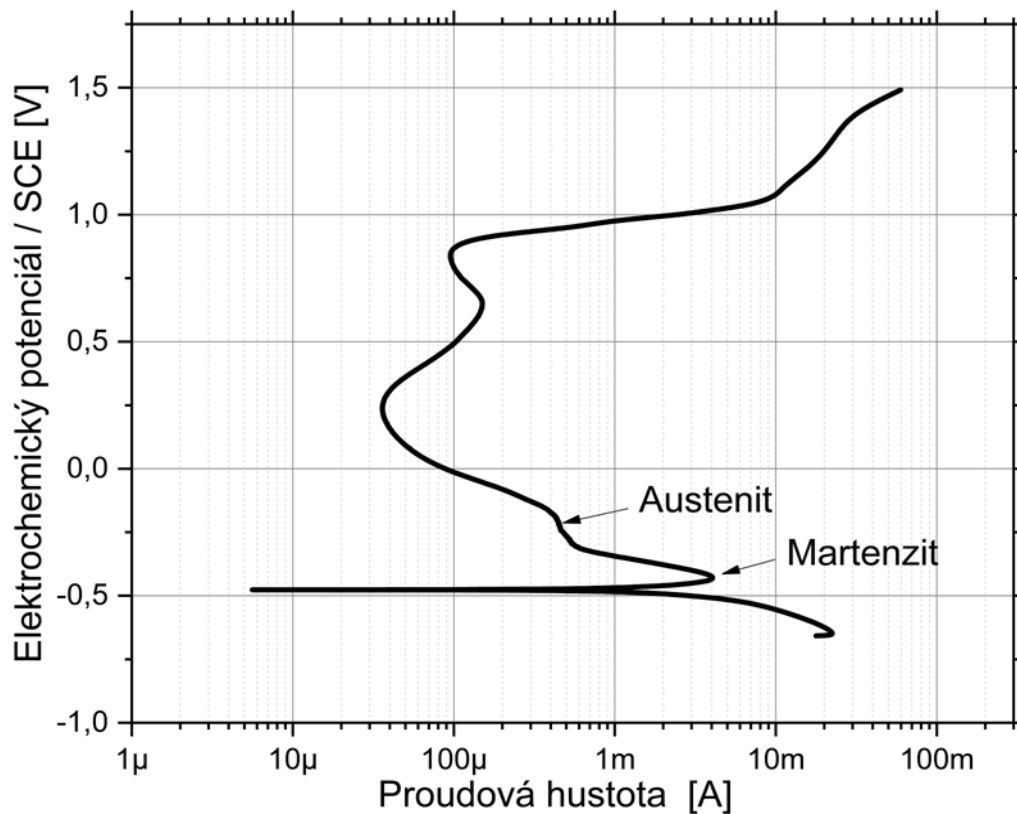


Obr. 2: Mikrostruktura oceli COR13/4 v elektronovém mikroskopu

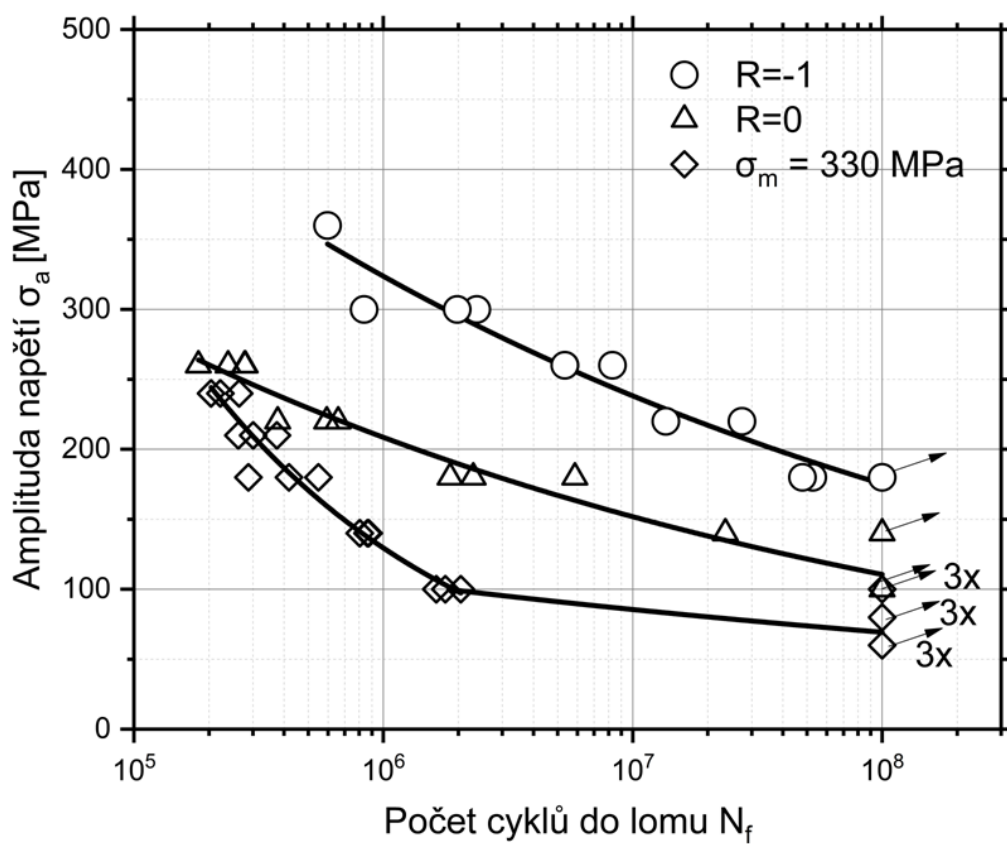
Vyhodnocením difrakčních záznamů byl z amplitudy Braggových píků pro austenit a ferit odhadnut obsah austenitu v studované oceli 19,4 %. Na základě předběžných testů se zdá, že přítomnost austenitu ve struktuře by bylo možno též detekovat z průběhu elektrochemických polarizačních křivek, z velikosti sekundárního proudového píku v oblasti aktivity viz obr. 3. (polarizační křivka v elektrolytu 10 % kyseliny šťavelové, 40 °C).

Zkoušky vysokocyklové únavové pevnosti

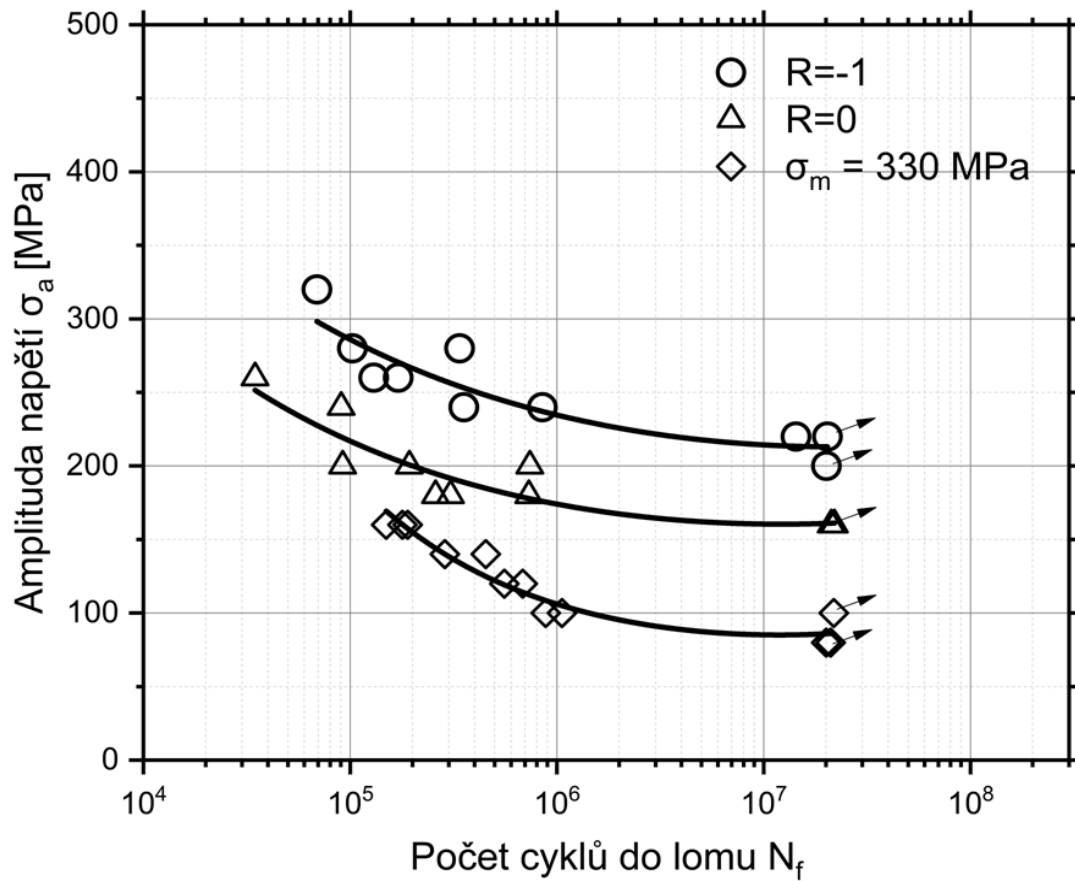
Ke dni odevzdání příspěvku do tisku byly provedeny zkoušky vysokocyklové únavy oceli GX4CrNi13-4 měřené na hladkých a vrubovaných vzorcích ve vodě s přidavkem chloridu sodného, temperované na 15 °C, při střídavém, míjivém a pulzujícím namáhání s předpětím $\sigma_m = 330$ MPa v tahu/tlaku při frekvenci 123 Hz a obdobné testy na vzduchu na vrubovaných tělesech. V současné době dobíhají testy na hladkých tělesech na vzduchu. Naměřená data jsou v grafech na obr. 4 až obr. 6.



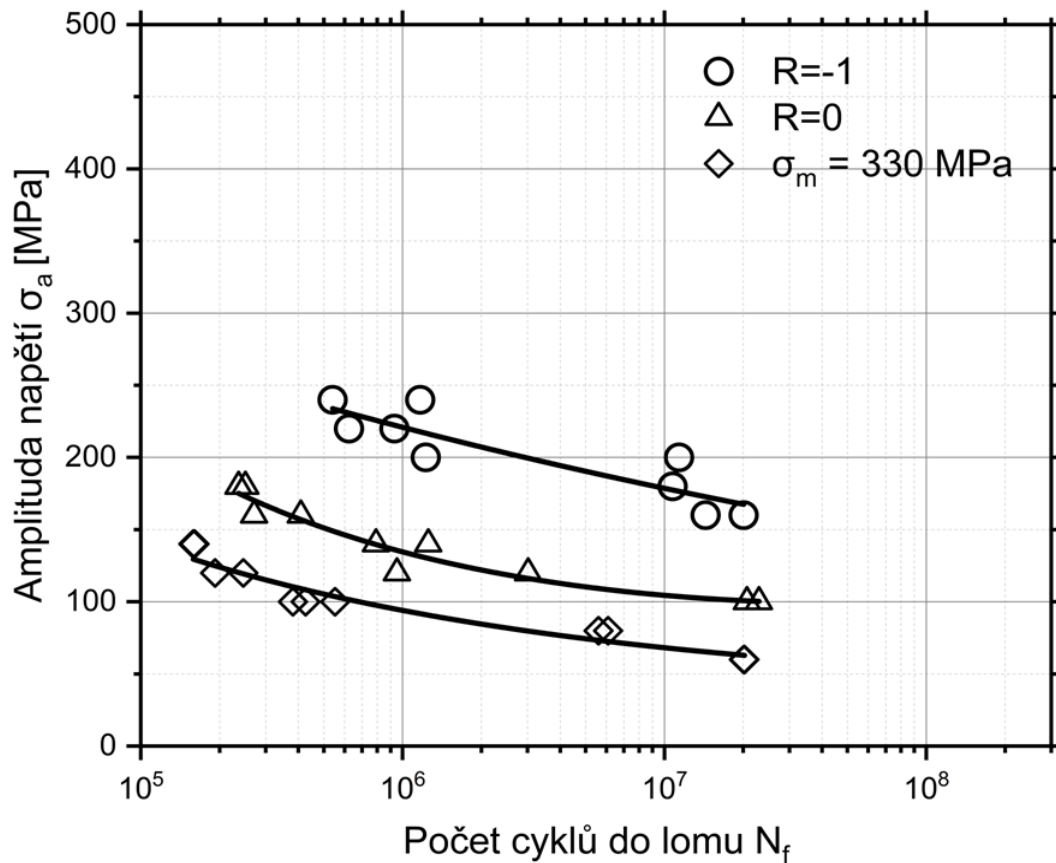
Obr. 3: Potenciokinetic polarizační křivka oceli COR13/4 v dodaném stavu



Obr. 4: Wöhlerovy křivky oceli COR13/4 ve vodě /hladké vzorky/



Obr. 5: Wöhlerovy křivky oceli COR13/4 na vzduchu /vrubované vzorky/



Obr. 6: Wöhlerovy křivky oceli COR13/4 ve vodě /vrubované vzorky/

Závěr

Ocel COR 13/4 obsahuje v popuštěném stavu reformovaný austenit. Austenit, který vzniká z martenzitu při popuštění v intervalu teplot 600 až 630 °C je stabilní i když je ocel ochlazena na pokojovou teplotu. To je dáno obohacením austenitu o nikl, který jej stabilizuje. Při vyšších popouštěcích teplotách je austenit nestabilní a při ochlazení se transformuje zpět na martenzit. Tento stav je z materiálového hlediska nežádoucí.

Na základě provedených měření vysokocyklové únavové pevnosti lze konstatovat, že únavová pevnost oceli COR 13/4 ve vodě je vždy nižší než na vzduchu, nevyšší hodnota meze únavy oceli COR13/4 byla stanovena v případě střídavého zatěžování při měření na zkušebních vzorcích s leštěným povrchem $\sigma_c = 280$ MPa, s rostoucím statickým středním předpětím tolerance k dynamickému zatěžování klesá. Časovaná mez únavy při střídavém zatěžování vzorků ve vodě je o 100 MPa nižší než na vzduchu a má stále klesající tendenci (při extrapolaci na 10^9 cyklů $\sigma_c = 130$ MPa). Při statickém předpětí $\sigma_m = 330$ MPa dochází k iniciaci a šíření trhlin ve vodě již amplitudách kolem 80 MPa, povrchové vruby a vnitřní vady opět mají za následek pokles únavové pevnosti. Při kombinaci vysokého statického předpětí a koncentrace napětí dané existencí povrchového vrubu dochází ve vodě k iniciaci trhlin při amplitudách kolem 50 MPa.

Poděkování

Předložená práce vznikla díky projektu podporovaného TA ČR č. TN01000007 v rámci Programu Národní centra kompetence – 1. VS.

Presentované výsledky byly finančně podpořeny Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy – projekt LQ1603 Výzkum pro SUSEN. Práce byla realizována na velké infrastruktuře Udržitelná energetika (SUSEN) vybudované v rámci projektu CZ.1.05/ 2.1.00/03.0108 a CZ.02.1.01/0.0/0.0/15_008/0000293.

Literatura

- [1] Xin, L., Yongyao, L., Zhengwei, W. (2016): *A review on fatigue damage mechanism in hydroturbines*. Renewable and Sustainable Energy Reviews, Vol. 54, pp. 1-14.
- [2] Trudel, A., Turgeon, M., Lanctôt, I. (2017): Recent trends in the design of hydropower components subjected to cycling and fatigue; towards improved technical design specifications. *Conference: HydroVision International 2017*, International Hydropower Association, Denver (USA).
- [3] Strejcius, J., Špirit, Z., Fulín, Z., Chocholoušek, M. (2019): Korozně-únavové vlastnosti oceli 13%Cr4%Ni pro komponenty vodních turbín. *14. konference Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*, Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Srní, str. 109-114. ISBN 978-80-261-0885-6
- [4] Thibault, D., Gagnon, M., Godin, S. (2015): *The effect of materials properties on the reliability of hydraulic turbine runners*. International Journal of Fluid Machinery and Systems, Vol. 8, pp. 253-262. ISSN 1882-9554
- [5] Thibault, D., Gagnon, M., Godin, S. (2014): Bridging the gap between metallurgy and fatigue reliability of hydraulic turbine runners. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science, 27th IAHR Symposium on Hydraulic Machinery and Systems (IAHR 2014)*, IOP Publishing, Montréal (Canada), Vol. 22, paper 012019.

ANALÝZA VLIVU REGENERAČNÍHO ŽÍHÁNÍ NA MECHANICKÉ VLASTNOSTI VNITŘNÍCH ČÁSTÍ REAKTORU VVER 440

THE ANALYSIS OF THERMAL ANNEALING ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF WWER 440 TYPE REACTOR INTERNALS

Ivana Schnablová ^{a)}, Radim Kopřiva ^{a)}, Kateřina Rusňáková ^{a)} a Aleš Materna ^{b)}

^{a)} ÚJV Řež, a. s.

^{b)} České vysoké učení technické v Praze, Fakulta jaderná a fyzikálně inženýrská

Abstrakt

Materiály komponent vnitřních částí reaktorů typu VVER 440 jsou za provozu vystaveny významně intenzivnějším degradačním mechanismům než tlaková nádoba reaktoru. Znalost odezvy konstrukčních materiálů vnitřních částí na probíhající degradační procesy je klíčová pro zajištění dlouhodobého provozu. Pro proces zajištění dlouhodobé životnosti komponent vnitřních částí se jako perspektivní jeví možné využití technologie regeneračního žíhání, která byla již dříve úspěšně aplikována k žíhání tlakových nádob reaktorů VVER 440. Regenerační žíhání slouží k významnému obnovení výchozích mechanických vlastností a tím i podstatnému prodloužení životnosti. Příspěvek prezentuje výsledky hodnocení mechanických vlastností v žíhaném i nežíhaném stavu (tvrdost, statická lomová houževnatost) na ozářeném materiálu vnitřních částí reaktoru VVER 440 – segmentu nosného válce z austenitické korozivzdorné oceli. Prezentované výsledky jsou výstupem rozsáhlého experimentálního programu na ozářeném a neozářeném materiálu vnitřních částí reaktoru v žíhaném i nežíhaném stavu, který je v letech 2017-2020 realizován ve spolupráci ÚJV Řež, a. s., a ČVUT v Praze, FJFI, v rámci projektu TH02020565 Technologické agentury České republiky.

Abstract

The materials of reactor pressure vessel internals are exposed to a significantly more intense neutron flux than reactor pressure vessel during their operation. The technology of thermal annealing can be one of the possible solutions to ensure long term service life of reactor pressure vessel internals. This method has been successfully applied for thermal annealing of reactor pressure vessel (RPV) WWER 440. Thermal annealing can be one of the possible solutions to provide and re-establish initial mechanical properties and thus can contribute to long term operation of reactor pressure vessel internals. The paper presents the evaluation of mechanical properties (hardness, static fracture toughness) of irradiated Ti – stabilized austenitic stainless-steel type 321 WWER 440 reactor pressure vessel internals – core barrel. The paper includes results of experimental program unirradiated and irradiated Ti - stabilized austenitic stainless steel type 321 before and after thermal annealing, within the projects supported by Technology Agency of the Czech republic: TH02020565 „Assurance of Safe and Long-Term Operation of Nuclear Reactor Pressure Vessel Internals, which is realized by ÚJV Řež, a. s. in cooperation with Czech Technical University in Prague, FNSPE, in period from 2017 to 2020 with the support of Technology Agency of the Czech Republic.

Úvod

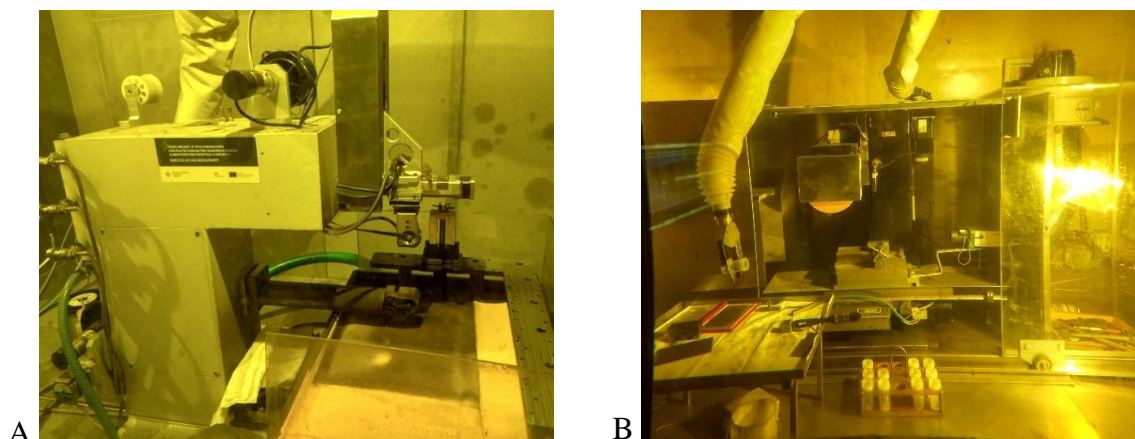
K zajištění bezpečného, spolehlivého a dlouhodobého provozu jaderných elektráren (JE) je nutné zajistit zejména integritu a pevnost komponent jaderných reaktorů a primárního okruhu. Znalost aktuální míry degradace použitých materiálů v průběhu provozu a posuzování jejich případného vývoje je jedním z hlavních požadavků na zpřesnění podkladů pro analýzu bezpečnosti a zbytkové životnosti komponent jaderných reaktorů. Pro zjišťování míry degradace tlakové nádoby reaktoru jsou využívány výstupy tzv. svědečných programů ozařovacích těles,

kteře poskytují informace nejen o aktuální míře degradace strukturních materiálů, ale i pro budoucí predikci [1].

Materiály vnitřních částí reaktorů nejsou monitorovány programy svědečných těles, jako je tomu v případě tlakových nádob reaktorů. Stupeň degradace materiálů vnitřních částí se tak odhaduje převážně na základě literárních údajů ze zkoušek podobných materiálů, případně z prediktivních vztahů, udávaných v literatuře, nebo výpočetních postupech a normách. Vnitřní části reaktoru (VČR) jsou během provozu vystaveny náročným podmínkám, včetně vysokého toku neutronů a nepříznivému prostředí chladiva. VČR zahrnují komponenty, které jsou umístěny uvnitř jaderného reaktoru a plní následující funkce: tepelné a radiační stínění tlakové nádoby reaktoru, usměřování průtoku chladiva primárního okruhu, definovaná geometrie aktivní zóny [2]. Mezi hlavní komponenty vnitřních částí reaktorů VVER 440 patří šachta a dno šachty reaktoru, blok ochranných trub a koš aktivní zóny (KAZ). Z hlediska radiačního namáhání je nejvíce ohrožen koš aktivní zóny, ve kterém je umístěno jaderné palivo a je tak nejvíce vystaven působení neutronového záření. KAZ spolu se šachtou reaktoru tvoří stínění, které chrání samotnou TNR před účinky tepla a neutronového toku, a dále jsou v něm uloženy palivové soubory. Samotný KAZ se skládá z nosné desky, válcovitého pláště, hraněných plechů a šroubů M12, které tyto plechy upevňují [3] ,[4].

Experimentální materiál

Vnitřní části reaktoru typu VVER 440 jsou vyrobeny z austenitické korozivzdorné oceli s označením 08Ch18N10T (ekvivalent oceli AISI 321). Pro experimentální činnosti byly využity části ozářeného archivního materiálu, které byly odebrány z přímo provozovaných vnitřních částí reaktoru VVER 440 (typ V230) prvního bloku německé jaderné elektrárny Greifswald (JE byla odstavena po 16 letech v provozu). Chemické složení experimentálního materiálu i výsledná radiační dávka je uvedena v tab. 1, tab. 2. Jelikož bylo pro řešení projektu k dispozici jen omezené množství experimentálního ozářeného materiálu, byla pro zkoušky mechanických vlastností (zejména zkouška tvrdosti a statické lomové houževnatosti) vyrobena miniaturizovaná zkušební tělesa – mCT (10 x 10 x 4 mm). Všechny kroky výroby ozářených zkušebních těles proběhly v komplexu horkých komor (HK) na pracovišti odd. Vysokoaktivní laboratoř a ozařovací experimenty, ÚJV Řež, a. s. (obr. 1).



Obr. 1: A – Elektrojiskrová drátová řezačka, B – Broušení ozářených zkušebních těles (oddělení Vysokoaktivní laboratoř a ozařovací experimenty, ÚJV Řež, a. s.)

Experimenty a diskuze výsledků

Před samotným žiháním byla na ozářených zkušebních tělesech změřena tvrdost HV 5 dle Vickerse. Zkoušky tvrdosti byly prováděny dle normy ČSN EN ISO 6507–1 [5]. K měření tvrdosti byl použit tvrdoměr ZHV 30 od společnosti Zwick/Roell Indentec. Tvrdoměr je umístěn

v olovem stíněné polohorké komoře akreditované laboratoře odd. Mechanické vlastnosti, ÚJV Řež, a. s. Na základě vyhodnocení výsledků měření tvrdosti a žíhání neozářených zkušebních těles v roce 2018 a 2019 [6], [7], [8] byly pro ozářené zkušební tělesa zvoleny dvě žíhací teploty: 550 °C a 600 °C. Další parametry žíhání jsou následující: výdrž na žíhací teplotě – 1, 4 a 6 hodin, rychlost ohřevu – 10 °C/min, chladnutí: v uzavřené žíhací peci, prostředí – vzduch.

V příspěvku budou prezentovány výsledky hodnocení mechanických vlastností v žíhaném i nežíhaném stavu (tvrdost, statická lomová houževnatost) na ozářeném materiálu vnitřních části reaktoru VVER 440 – segmentu nosného válce z austenitické korozivzdorné oceli. Rozdíl mezi výsledky měření tvrdosti HV 5 na ozářených zkušebních tělesech před a po žíhání na teplotě 550 °C a 600 °C, jsou uvedeny v tab. 3 a graficky znázorněny na obr. 2.

Klíčovou metodou zvolenou pro ověřování vlivu regeneračního žíhání na experimentální materiál je zkouška statické lomové houževnatosti. Zkouška byla provedena na trhacím stroji INSTRON 5967 umístěna v polohorké komoře 12 (PHK12), v akreditované laboratoři odd. Mechanické vlastnosti, ÚJV Řež, a. s. Pro účely provedení zkoušky bylo toto zařízení vybaveno teplotní komorou INSTRON – SFL EC1657, která umožňuje provádět zkoušky při teplotách od –196 °C do +350 °C.

Při zkoušce lomové houževnatosti nebylo možné použít snímač rozevření trhliny a aplikovat metodu postupného odlehčování zkušebního tělesa během zatěžování – metodou poddajnosti. Během zkoušky se odečítala zatěžovací síla a posunutí bodu síly ze snímače v pístu trhacího stroje, kdy je výstupem graf síla – posunutí. Z uvedeného důvodu byla pro stanovení odolnosti materiálu vůči iniciaci a šíření trhliny stabilního lomu použita normalizační metoda (normalization data reduction technique – NDRT), která je definována v normě ASTM E1820 [9] jako alternativní způsob stanovení J-R křivky a kritické hodnoty J-integrálu.

Výsledky zkoušek statické lomové houževnatosti ve formě závislosti normalizované síly na normalizované plastické deformaci jsou graficky znázorněny na obr. 3 až obr. 5. Z naměřených hodnot je patrné, že k největší obnově vlastností dochází u těles žíhaných při teplotě 600 °C po dobu 4 a 6 hodin. Tento efekt je nejlépe patrný na výsledcích zkušebních těles žíhaných po dobu 6 hodin a zkoušených při provozní teplotě VČR (310 °C).

Průměrné hodnoty kritické hodnoty J-integrálu $J_{0,2}$ pro jednotlivé stavy ozářeného materiálu nosného válce jsou porovnány a graficky znázorněny na obr. 6.

Závěr

Cílem regeneračního žíhání je odstranění předchozího poškození a obnovení výchozích vlastností. V první fázi experimentů na ozářené austenitické korozivzdorné oceli 08Ch18NT10 (nosný válec – 2,4 dpa) byl ověřen vliv regeneračního žíhání při teplotě 550 °C a 600 °C s výdrží 1, 4 a 6 hodin. Experimentální měření vlivu regeneračního žíhání na mechanické vlastnosti ozářené austenitické korozivzdorné oceli 08Ch18N10T (nosný válec – 2,4 dpa) ukázalo, že optimální režim regeneračního žíhání je při teplotě 600 °C s výdrží 4 a 6 hodin na této teplotě.

Při této teplotě došlo k poklesu tvrdosti ozářeného materiálu z hodnoty 292 na 190 HV 5 (nosný válec – 2,4 dpa), což téměř odpovídá výchozímu stavu neozářených zkušebních těles. Z výsledků porovnání průměrných hodnot kritické hodnoty J-integrálu $J_{0,2}$ je patrný největší pozitivní vliv u žíhacího režimu 600 °C s výdrží 6 hodin na této teplotě. Zkouška statické lomové houževnatosti, provedená při provozní teplotě materiálu VČR, prokázala obnovu hodnoty $J_{0,2}$ ~89 %, což je ve shodě s trendem změn výsledků tvrdosti. Experimentální program bude pokračovat následujícími experimentálními aktivitami:

- stanovení režimu regeneračního žíhání z výsledků měření tvrdosti a statické lomové houževnatosti materiálu nosného válce pro materiál koše aktivní zóny (KAZ) a hraněného plechu,

- měření mechanických vlastností (tvrdość, statická lomová houževnatost) na zkušebních tělesech typ mCT před a po regeneračním žihání z materiálu koše aktivní zóny (KAZ) a hraněného plechu.

Tab. 1: Chemické složení Ti stabilizované austenitické korozivzdorné oceli 08Ch18N10T [hm. %]

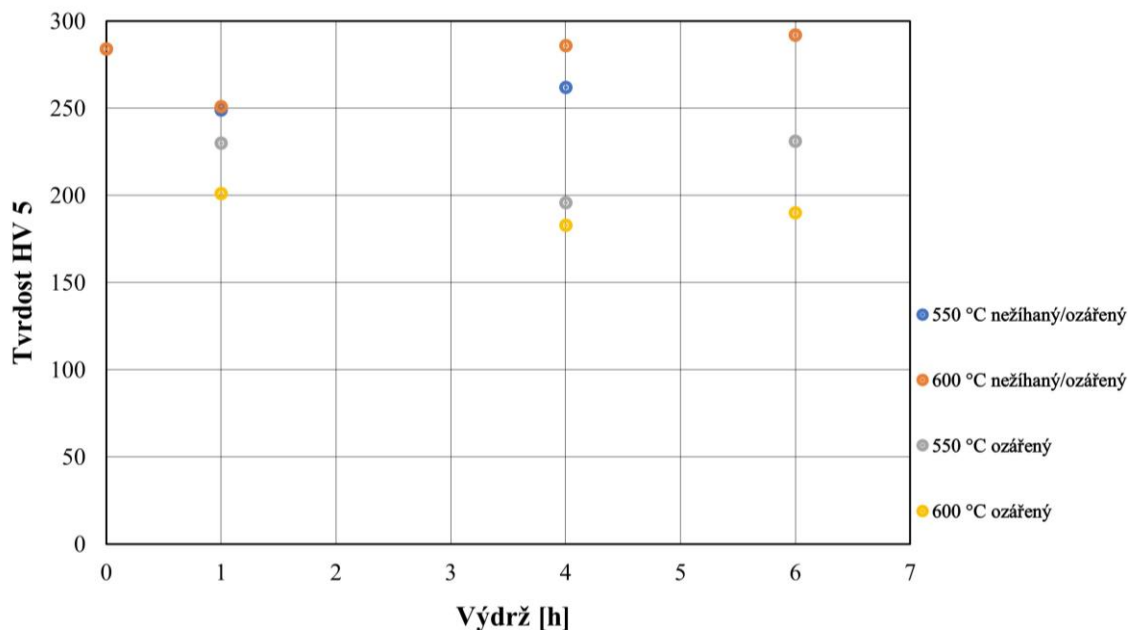
Materiál	C	Mn	S	P	Ni	Cr	Ti
08Ch18N10T	≤ 0,08	1,0 – 2,0	≤ 0,02	≤ 0,035	9,0 – 11,0	17,0 – 19,0	≥ 5C ≤ 0,6

Tab. 2: Výsledná radiační dávka pro zvolený ozářený materiál

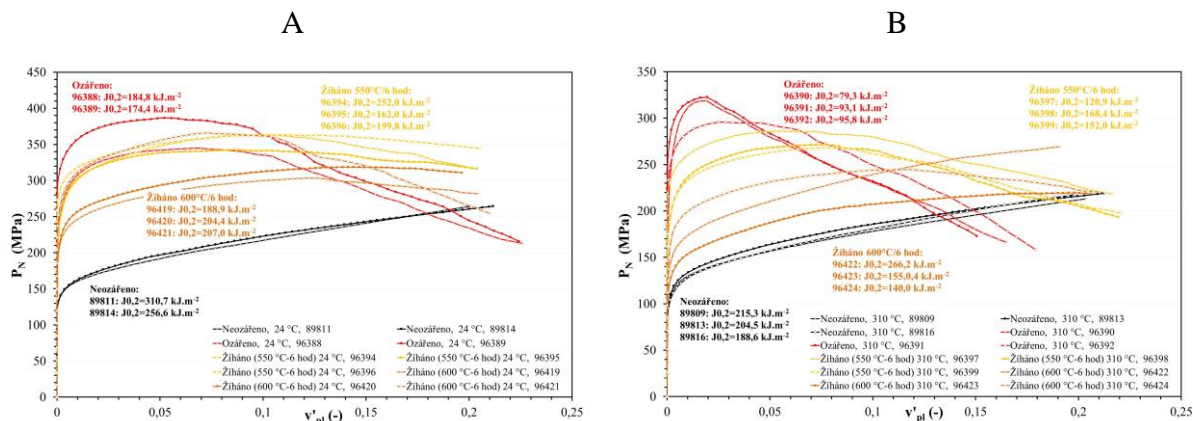
Ozářeno	2,4 dpa	5,2 dpa	11,4 dpa
Komponenta	Nosný válec 36 mm prstenec	Plášť koše aktivní zóny 32 mm prstenec	Hraněný plech 8 mm plát

Tab. 3: Výsledky měření tvrdości HV 5 na ozářených zkušebních tělesech z austenitické korozivzdorné oceli 08Ch18N10T (nosný válec – 2,4 dpa, Greifswald I)

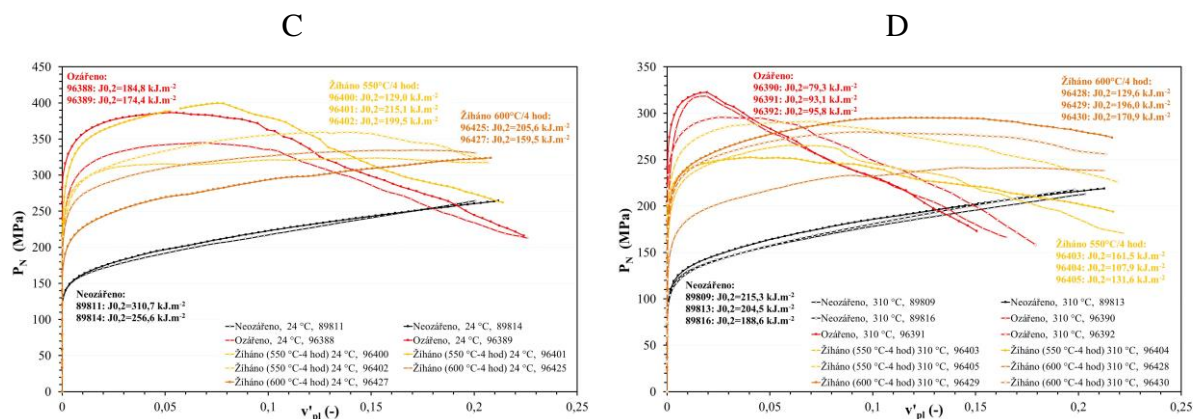
Žihací teplota [°C]	Výdrž na teplotě [h]	Tvrdość HV 5 (nežiháný/ozářený stav)	Tvrdość HV 5 (žiháný/ozářený stav)
550	1	249	230
	4	262	196
	6	292	231
600	1	251	201
	4	286	183
	6	292	190



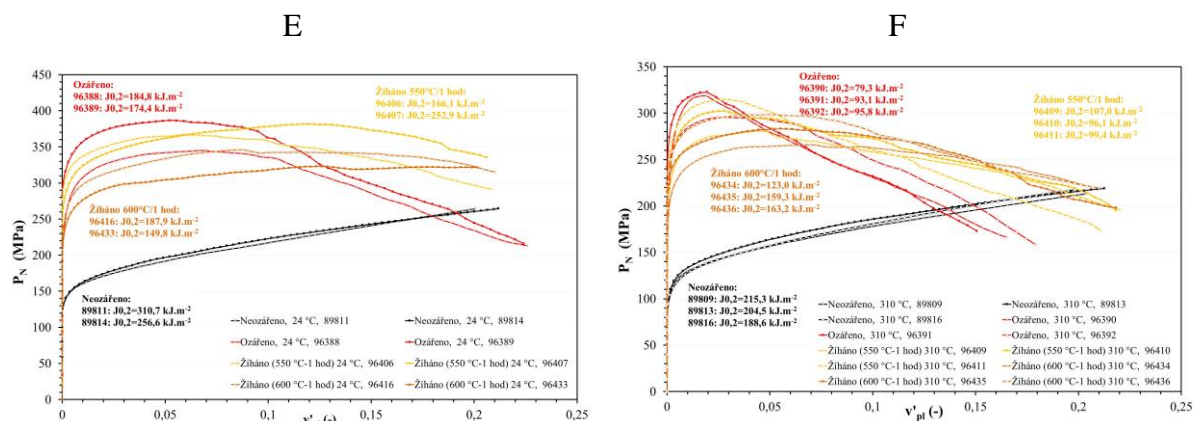
Obr. 2: Porovnání výsledků měření tvrdości HV 5 ozářené Ti stabilizované austenitické korozivzdorné oceli 08Ch18N10T (nosný válec – 2,4 dpa, Greifswald I) – dvě žihací teploty 550 °C a 600 °C



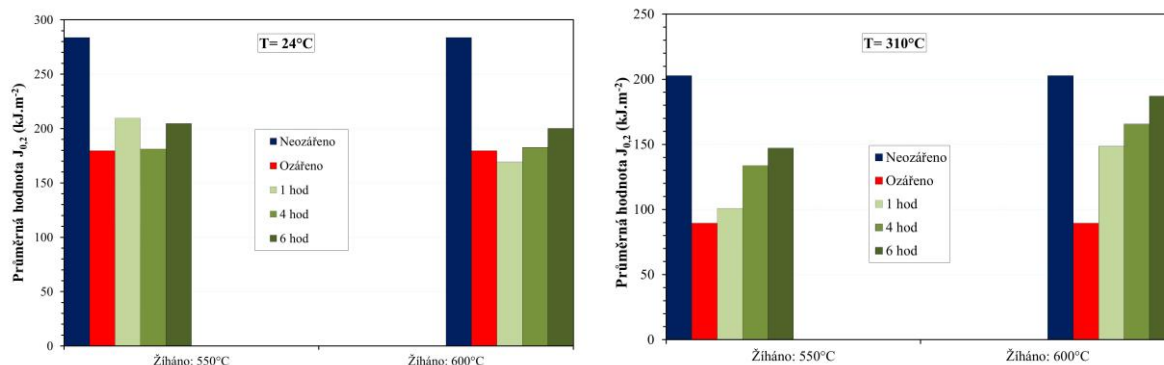
Obr. 3: Záznam zkoušky statické lomové houževnatosti při zkušební teplotě: A–24 °C, B–310 °C. Porovnání neožářeného a ožářeného materiálu se zkušebními tělesy žíhánými při teplotě 550 °C a 600 °C, výdrž 1 hodina (nosný válec – 2,4 dpa).



Obr. 4: Záznam zkoušky statické lomové houževnatosti při zkušební teplotě: C–24 °C, D–310 °C. Porovnání neožářeného a ožářeného materiálu se zkušebními tělesy žíhánými při teplotě 550 °C a 600 °C, výdrž 4 hodiny (nosný válec – 2,4 dpa).



Obr. 5: Záznam zkoušky statické lomové houževnatosti při zkušební teplotě: E–24 °C, F–310 °C. Porovnání neožářeného a ožářeného materiálu se zkušebními tělesy žíhánými při teplotě 550 °C a 600 °C, výdrž 6 hodin (nosný válec – 2,4 dpa).



Obr. 6: Porovnání průměrných hodnot kritické hodnoty J-integrálu $J_{0,2}$ při zkušební teplotě: G–24 °C, H–310 °C. (nosný válec – 2,4 dpa)

Literatura

- [1] Brumovský, M., Ahlstrand, R., Brynda, J., Debarberis, L., Kohopaa, J., Kryukov, A., Server, W. (2008): *Annealing and re-embrittlement of RPV materials, State of the art report ATHENA WP-4*. Ageing Materials European Strategy, European Commission, Joint Research Institute, AMES Report N. 19, JRC 46534, EUR 23449EN. ISSN 1018-5593
- [2] IAEA (1999): *Assessment and management of ageing of major nuclear power plant components to safety: PWR vessel internals*. Technical Document, IAEA-TECDOC-1119, International Atomic Energy Agency, Vienna (Austria). ISSN 1011-4289
- [3] Was, G. S. (2007): *Fundamentals of Radiation Materials Science*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg. ISBN 978-3-540-49472-0
- [4] Konings, R. (Ed.) (2012): *Comprehensive Nuclear Materials*. Elsevier Science & Technology. ISBN 978-0-08-056027-4
- [5] ČNI (2018): *ČSN EN ISO 6507-1, Kovové materiály – Zkouška tvrdosti podle Vickerse – Část 1: Zkušební metoda*. Technická norma, Český normalizační institut, Praha.
- [6] Petelová, P., Eliášová, I., Kopřiva, R., Buršík, O., Tonarová, D., Materna, A. (2019): Analyses of thermal annealing influence on WWER 440 reactor pressure vessel internals materials. *28th International Conference on Metallurgy and Materials METAL 2019*, TANGER Ltd., Brno, pp. 787-792.
- [7] Petelová, P., Marešová, B., Buršík, O., Kopřiva, R., Materna, A. (2018): Vývoj procesu regeneračního žihání vnitřních částí reaktoru VVER-440 pro zajištění dlouhodobého provozu. *13. konference Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*, Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Srní, str. 71-74. ISBN 978-80-261-0794-1
- [8] Eliášová, I., Klatovská, P., Kopřiva, R., Tonarová, D., Materna, A. (2019): Návrh optimálního režimu žihání vnitřních částí reaktoru VVER 440 pro zajištění dlouhodobého provozu. *14. konference Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*, Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Srní, str. 227-232. ISBN 978-80-261-0885-6
- [9] ASTM (2013): *ASTM E 1820-13e1, Standard Test for Method Measurement of Fracture Toughness*. Standard, ASTM E 1820-13e1, ASTM International, West Conshohocken (PA).

PRVOTNÍ VÝSLEDKY DIAGNOSTIKY CREEPOVÉHO POŠKOZENÍ SVAROVÉHO SPOJE ULTRAZVUKEM

PRIMARY RESULTS OF CREEP DAMAGE DIAGNOSTICS OF WELDED JOINT USING ULTRASONIC TECHNIQUE

Jana Veselá, Pavel Mareš a Zbyněk Špirit

Centrum výzkumu Řež s.r.o.

Abstrakt

Parovody a zejména jejich svarové spoje jsou za provozu vystaveny působení tlaku páry a vysokých teplot v rozmezí 500 až 600 °C. Působící napětí a teplota spolu s chemickým složením a mikrostrukturou materiálu mají zásadní vliv na rozvoj creepového poškození. Za provozu je obtížné provádět detekci rozvoje poškození, a tak předcházet porušení svarových spojů parovodu. V současné době jsou realizována srovnávací měření deformací 3D měřením vybraných míst parovodů v době odstávek.

Z oblasti nedestruktivního zkoušení je pro detekci creepového poškození svarových spojů používána ultrazvuková technika Phased Array. Cílem ultrazvukového zkoušení je odlišit indikace výrobních vad od možných creepových indikací vzniklých za provozu. Snahou je detekovat rozvoj creepu nejlépe ve fázi přítomnosti ojedinělých kavít, nebo v průběhu jejich spojování do mikrotrhlin a následně makrotrhlin.

Pro detekci možného creepového poškození ultrazvukem technikou Phased Array byl využit vzorek z oceli 15 128 vyříznutý z parovodu uhelné elektrárny a znalostí organizace EPRI v této oblasti.

Abstract

Steam pipelines and especially their welds are exposed to steam pressure and high temperatures in the range of 500 to 600 °C during operation. The applied stress and temperature, together with the chemical composition and microstructure of the material, have a fundamental influence on the development of creep damage. During operation, it is difficult to detect the development of damage and thus prevent the failure of welded joints of the steam line. At present, comparative measurements of deformations are carried out by 3D measurement of selected places of steam pipelines during outages.

In the field of non-destructive testing, the Phased Array ultrasonic technique is used to detect creep damage to welds. The target of ultrasonic testing is to distinguish indications of manufacturing defects from possible creep indications arising during operation. The aim is to detect the development of creep, preferably in the phase of the presence of isolated cavities, or during their connection into microcracks and subsequently macrocracks.

Sample of 15 128 steel cut from the fossil power plant steam pipeline and EPRI's knowledge in this area was used to detect possible creep damage by Phased Array ultrasound.

Úvod

Včasná detekce creepového poškození parovodů napomáhá předcházet poškozením, která vedou až k protržení stěny použitého materiálu za provozu elektrárny. S ohledem na prostředí, zejména teplotu pohybující se v rozmezí 450 až 600 °C, není jednoduché nalézt aplikovatelnou metodu detekce rozvoje creepu. V současné době jsou v odstávkách prováděna 3D měření vybraných rizikových míst. Na základě vyhodnocení změny geometrie povrchu, vzniku deformace jsou upřesňována místa k odběru replik. Repliky společně se skenem povrchu mají potvrdit případný výskyt drobných trhlinek, a tak předejít vzniku průchozí trhliny stěnou potrubí.

Z oblasti nedestruktivního zkoušení se v posledních letech soustředí pozornost na možné využití ultrazvukové metody pro detekci creepového poškození materiálu.

Znalosti EPRI

Z rozmezí let 2007 až 2009 jsou popsány základní poznatky uplatnění NDT v oblasti creepového poškození [1], [2]. V následujících letech se EPRI společně s provozovateli a výzkumnými organizacemi zaměřila na získávání vzorků s možným creepovým poškozením. Vzorky byly podrobovány vizuální kontrole, ultrazvukovému zkoušení technikou Phased Array (PAUT) a metalografickému rozboru [4].

Cílem srovnávání výsledků nedestruktivní a destruktivní kontroly materiálů bylo vzájemně porovnat a potvrdit, že metodou PAUT lze creepové poškození detekovat a za jakých podmínek. EPRI definuje vysokoteplotní creep v oblasti 480-510 °C a rozděluje ho do 5 tříd:

- 1. třída = bez poškození, kdy v materiálu nejsou přítomny žádné kavity,
- 2. třída = izolované kavity creepu umístěné náhodně na hranicích zrn, které lze zjistit jen metalograficky,
- 3. třída = orientované kavity s četným výskytem na hranicích zrn, orientované ve směru hlavního napětí v materiálu,
- 4. třída = mikrotrhliny, vznikají na hranicích zrn, kde dochází ke koalescenci kavit vedoucí ke vzniku samostatné mikrotrhliny,
- 5. třída = makrotrhliny, vznikají spojováním mikrotrhlin s dalšími kavitami na více zrnech struktury.

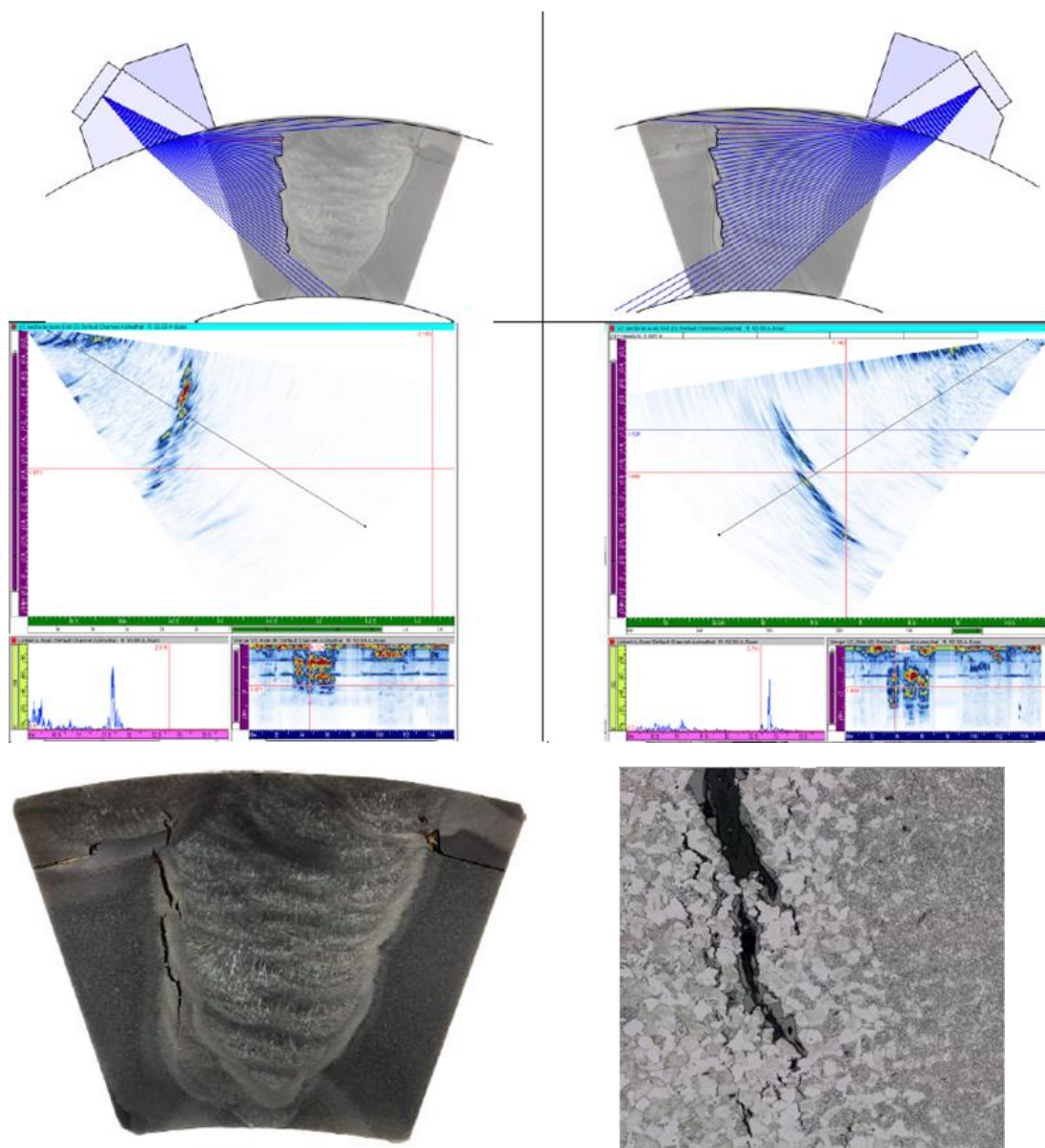
Výsledkem zjištění EPRI je detekovatelnost creepového poškození u creepu třídy 4. a 5., výjimečně ve třídě 3. Při vyhodnocování PAUT svarových spojů je nutné posuzovat indikace typu trhliny s ohledem na její polohu ve svaru. Typické creepové poškození se iniciuje ve svarovém spoji a roste směrem do tepelně ovlivněné oblasti (TOO) a základního materiálu (ZM). Oblast TOO je většinou hrubozrnná a přímo sousedí s hranou ztavení svaru. Creepová trhlina nezačíná na povrchu materiálu, je umístěna ve středové oblasti tloušťky materiálu a ultrazvuková odezva má nízkou amplitudu s nevýraznou echo-dynamikou, postupným rozvojem ovšem může povrchu dosáhnout. Pro srovnání, únavová trhlina se iniciuje na vnitřním nebo vnějším povrchu a má vysokou amplitudu od rohového odrazu, stejně jako trhlina koroze pod napětím.

Zpráva EPRI [4] blíže popisuje doporučení pro nastavení a provádění PAUT a odezvy od jednotlivých typů trhlin. Je doporučeno používat fokusovaný svazek, vyšší frekvenci sondy (s ohledem na materiál), sledovat A-sken, využívat široký rozsah úhlů, zkoušet napřímo, při zkoušení natáčet sondu, provádět ruční zkoušení v rastru, tj. bez pevného index offsetu, vyhodnocovat echo-dynamiku vybraných míst a ručně dohledávat podezřelé oblasti zkoušením v rastru. Zkoušení z obou stran svaru je ideální. Creepová trhlina má fazety, které by měly být pozorovatelné na B-skenu.

Úkolem pracovníka NDT je nejen co nejlépe detekovat přítomné vadové nečelistvosti svarového spoje, ale při vyhodnocování rozeznat, zda se jedná o provozní creepové poškození, nebo výrobní vady. Z výrobních vad jsou nejčastěji detekovány neprůvar, studený spoj, porositá, dutiny, vměstky, propadlý nebo naopak přeteklý kořen. Běžně se v praxi používá kalibrace na více odrazů a sleduje se amplituda ech, což je vhodné pro detekování vad, ale nikoliv pro jejich rozlišení.

Pro srovnání byly vybrány dva případy s výrobní a provozní vadou, jejich výsledky PAUT a metalografického potvrzení typu vady. Prvním případem je potrubí o Ø 914 mm s tloušťkou stěny 49 mm, případová studie 11 [4]. Byly detekovány dutiny na hraně ztavení blízko koruny svaru a vměstky v TOO. Při PAUT byly detekovány vícečetné odezvy od krátkých indikací, shluku vad v ZM v blízkosti svaru. Metalografický rozbor typy vad potvrdil vměstky v blízkosti hrany ztavení u vnějšího povrchu a vměstky uprostřed tloušťky stěny.

Druhý příklad dokumentuje provozní vadu, creepové poškození svarového spoje sběrače potrubí o \varnothing 324 mm a tloušťce stěny 58 mm. Prvotně byla trhlina detekována vizuálně, na vnějším povrchu. Provedený PAUT zjistil průběh trhliny až k vnitřnímu povrchu potrubí, detekováno nepravidelné čelo trhliny s typickými fazetami. Vzorek umožnil přístup z obou stran svaru. Trhlina byla detekována ostrou odezvou A-skenu z obou stran svaru, což značí rovinnou vadu (např. trhlina) s výraznými konci trhliny, obr. 1.



Obr. 1: Potrubí \varnothing 324 mm, tloušťka stěny 58 mm, případová studie 16 [4]

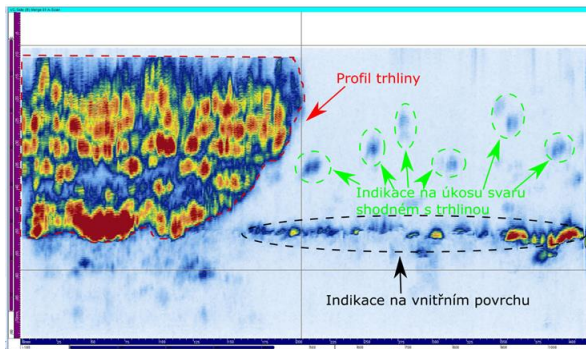
Rozbor vzorku ČEZ

Vzorek parovodu PK15 vyříznutého z teplárny byl předán k bližšímu zkoumání. Cílem zkoušení bylo ověřit možnost detekovat creepové poškození svarového spoje. Měření bylo provedeno přístrojem Dynaray 128/128 a PA sondou AM-10MHz s předsádkou AM-55SW, s využitím enkodéru Olympus. K vyhodnocení byl použit software Ultravision 3.8R30.

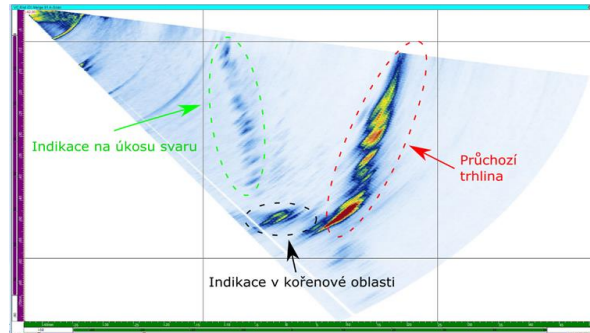
Vzorek byl vyříznutý z potrubí parovodu z důvodu nálezu průchozí trhliny na úkosu svarového spoje. Vzorek předaný k rozboru je jednou z polovin potrubí o rozměru \varnothing 324 x 48 mm a na protější straně svaru na vnitřním povrchu přechází pozvolna do tloušťky 60 mm. Vzorek byl pro analýzy axiálně rozdělen na 2 poloviny a pro ultrazvukové zkoušení tak byla k dispozici

pouze jedna polovina. Rovněž byl uříznut v obvodovém směru cca 20 mm od okraje převýšení svarového spoje na straně, kde se nachází výše zmíněná průchozí trhlina. Z tohoto důvodu je možné měření pouze z jedné strany svarového spoje, obr. 6.

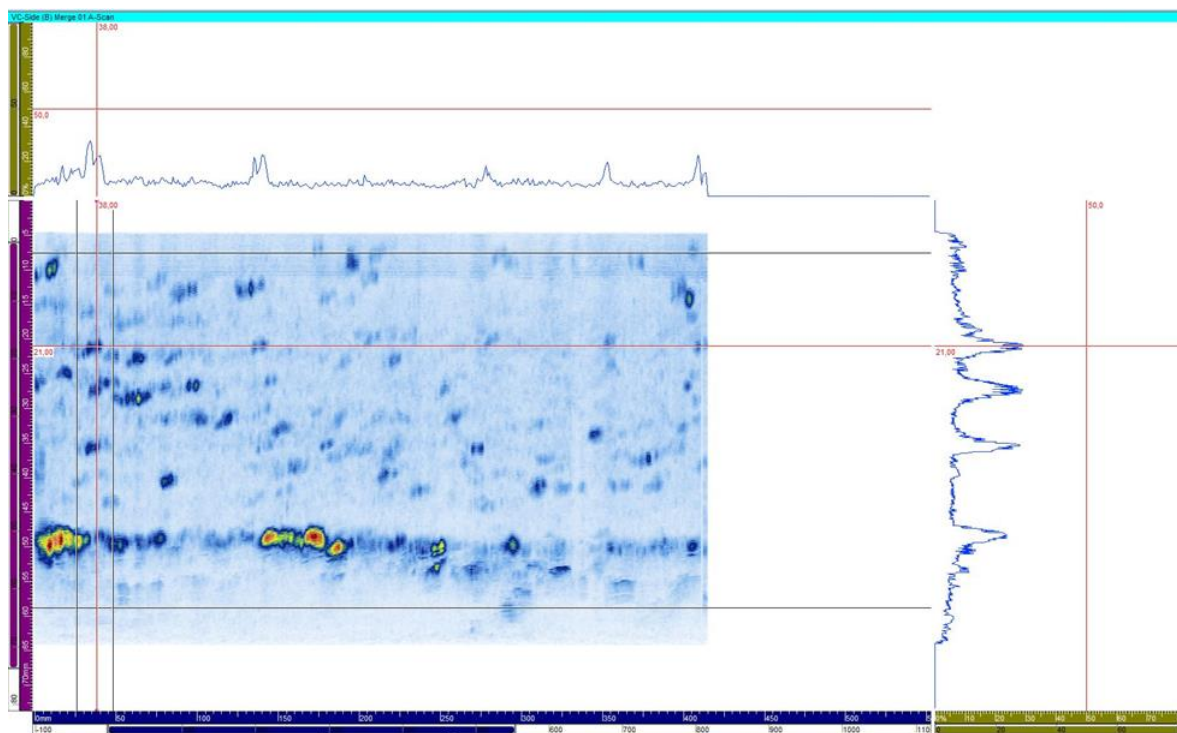
Samostatně byla hodnocena průchozí trhlina nacházející se na vzdálenějším úkosu svaru vůči poloze sondy při zkoušení. Hodnocení výsledků PAUT bylo zaměřeno na jednotlivé indikace detekované na obou úkosech svarového spoje, obr. 2 a obr. 3. Při hodnocení PAUT byla sledována echodynamika, která by u indikací creepu měla být nevýrazná, obr. 4.



Obr. 2: B-sken povrchu s trhlinou



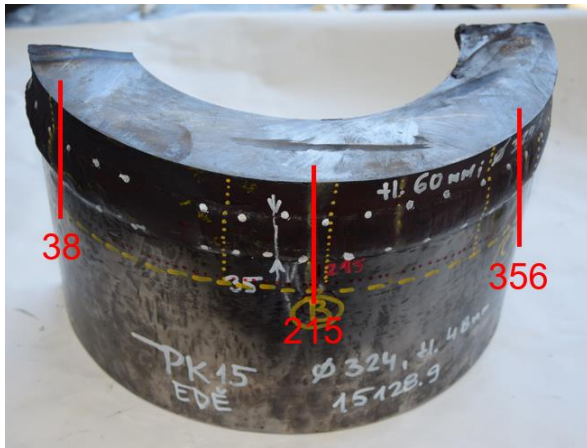
Obr. 3: D-sken – profil trhliny



Obr. 4: B-sken, echodynamika indikací

Celkem byly provedeny 3 řezy v pozicích 38, 215 a 356 mm, obr. 5. Řez byl veden s přídavkem cca 2,5 mm pro následné broušení k místu zájmu s postupnými prohlídkami pod mikroskopem, obr. 6, s cílem nalézt vady v místech detekovaných PAUT, včetně očekávaného creepového poškození. Blíže se zaměříme na pozici 38 mm, kde byly určeny hloubky vybraných indikací na úkosu bez trhliny pro metalografické ověření, obr. 7.

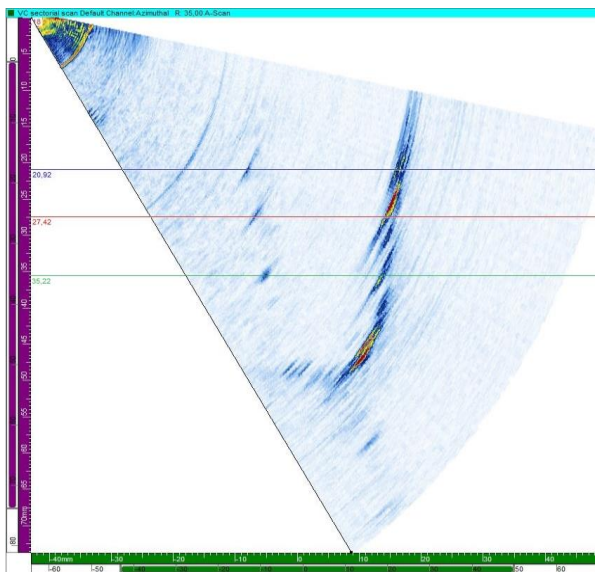
Byly získány výsledky metalografie v postupných hloubkách a na pozici 38 byla odměřena hloubky nalezených vad pro srovnání s výsledky PAUT, obr. 8.



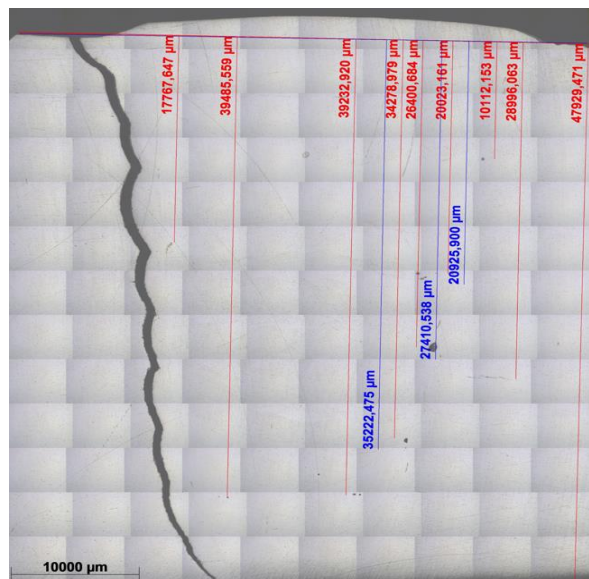
Obr. 5: Rozřezový plán



Obr. 6: Pozice 38 mm



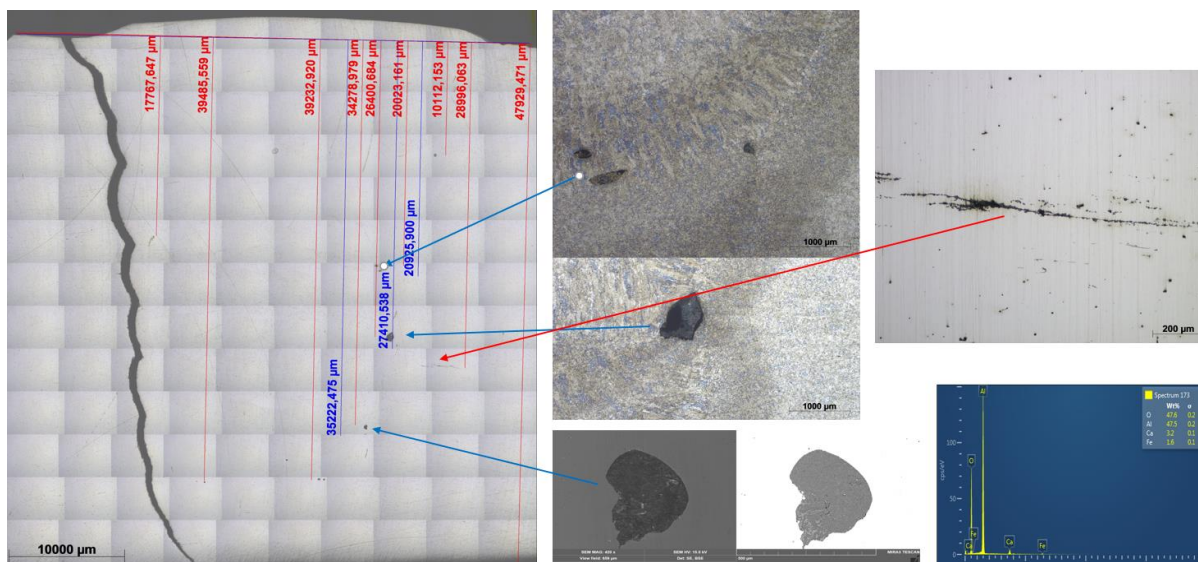
Obr. 7: Pozice 38 mm, hloubky indikací



Obr. 8: Pozice 38 mm s hloubkami vad

Indikace detekované PAUT, na obr. 8 hloubka popsána modře, byly metalograficky potvrzeny jako výrobní vady typu vměstek. Na pozici 38 mm byla nalezena řádka kavit společně s velmi jemnými vměstky, která nebyla technikou PAUT detekována, obr. 9.

Pro metalografické hodnocení výbrusů byl použit světelných invertovaný mikroskop Zeiss Axio Observer Z1m a skenovací elektronový mikroskop (SEM) Tescan MIRA 3 GMu s energiově disperzním spektrometrem (EDS) Oxford AZtec X-Max 80. SEM byl použit za účelem chemické analýzy nalezených oxidických vměstků s obsahem hliníku a vápníku viz EDS spektrum na obr 9. Nalezené řádky kavit o velikost do 20 mikrometrů se nejčastěji iniciovaly na rozhraní vměstek-substrát. Postupným propojováním kavit a vměstků vznikly mikrotrhlíny v obvodovém směru svarového spoje.



Obr. 9: Vzájemné porovnání metalografie a PAUT v pozici 38 mm

Závěr

Vzájemné porovnání výsledků ultrazvukového zkoušení svarového spoje parovodu s metalografií prokázalo, že detekované polohy výrobních vad odpovídají skutečnosti. Technikou PAUT byl detekován minimální rozměr vměstku 200 x 100 mikrometrů. Současně lze konstatovat, že rané stádium creepového poškození, ve formě řádků kavit na rozhraní vměstek – základní materiál, nebylo detekováno.

Pro rozlišení výrobních a provozních vad je nezbytné využívat echodynamiku a uvažovat polohu indikací ve svarovém spoji a tepelně ovlivněné oblasti jako jedny ze základních charakteristik pro určení typu vady.

Poděkování

Presentované výsledky byly finančně podpořeny Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy – projekt LQ1603 Výzkum pro SUSEN. Práce byla realizována na velké infrastruktuře Udržitelná energetika (SUSEN) vybudované v rámci projektu CZ.1.05/2.1.00/03.0108.

Literatura

- [1] EPRI (2007): *Circumferential Steam Weld Cracking: An Interim Report: Results of the Metallurgical Analysis of Damaged Welds*. Report 1014295, EPRI, Palo Alto (CA).
- [2] EPRI (2009): *Detection and Classification of Subsurface Damage Occurring in Elevated Temperature Girth Welds*. Report 1018994, EPRI, Palo Alto (CA).
- [3] EPRI (2015): *Guideline for Phased Array Ultrasonic Testing Characterization and Sizing of Thermal Fatigue and Creep Cracking in Piping*. Report 3002005939, EPRI, Palo Alto (CA).
- [4] EPRI (2019): *Nondestructive Evaluation Comparison of Fabrication and Creep-Related Indications: Damage Response Comparisons for Phased Array Ultrasonic Data*. Report 3002014595, EPRI, Palo Alto (CA).

VLIV OBVODOVÉ NEROVNOMĚRNOSTI TEPLOT V PLAMENCI A TEPLOTNÍHO NAMÁHÁNÍ TĚLESA HOŘÁKU SPALOVACÍ TURBÍNY NA ŽIVOTNOST

INFLUENCE OF UNEVEN TEMPERATURES IN THE CIRCUMFERENTIAL DIRECTION IN THE COMBUSTION CHAMBER AND OF THERMAL STRESSES OF THE BURNER BODY OF THE GAS TURBINE ON THE SERVICE LIFE

Stanislav Veselý

EKOL, spol. s r.o., Brno

Abstrakt

Ve spalovací komoře mohou vznikat nerovnoměrnosti teplot v obvodovém směru. V příspěvku je analyzována spalovací komora plynové turbíny GT750-6 s mikrodifúzním kruhovým hořákem. Jsou prezentovány výsledky výpočtu teplotních napětí v plamenci a v kruhovém hořáku a z těchto údajů je pak vypočtena životnost těchto částí – odečtená z křivek nízkocyklové únavy materiálu. Je rovněž vysvětlen princip mikrodifúzního hořáku, jeho aerodynamické vlastnosti a jeho vliv na emisní charakteristiky.

Klíčová slova: spalovací komora, mikrodifúzní kruhový hořák

Abstract

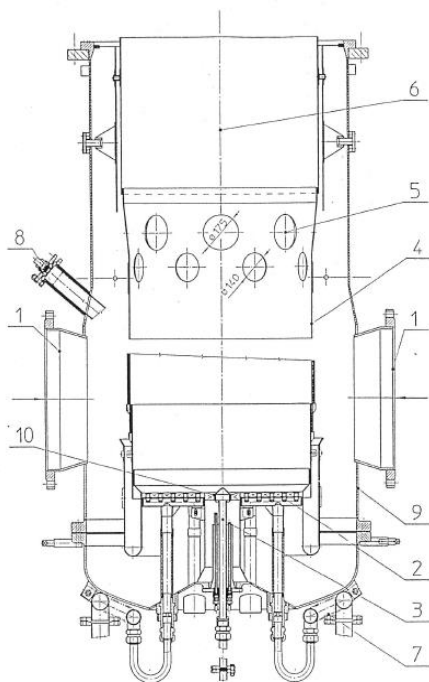
Uneven temperatures in the circumferential direction can occur in the combustion chamber. The combustion chamber of the GT750-6 gas turbine with a microdiffusion circular burner is analyzed. The results of the calculation of thermal stresses in the flame and in the circular burner is presented, and from these data the service life of these parts is calculated – subtracted from the low cycle fatigue curves of the material. The principle of a microdiffusion burner, its aerodynamic properties and its influence on emission characteristics are also explained.

Keywords: combustion chamber, microdiffusion circular burner

Úvod

Autor se dlouhodobě zabývá technologií snižování emisí ve spalovacích komorách spalovacích turbín [2], [4].

Jednou z metod, jak snížit emise NO_x a CO při provozu spalovacích turbín je použití mikrodifúzního hořáku, který je znázorněn na obr. 1 a jehož instalace ve spalovací komoře turbíny GT 750-6 je znázorněna na obr. 2. Naším úkolem bude řešit namáhání kruhového hořáku vlivem teplotních napětí.



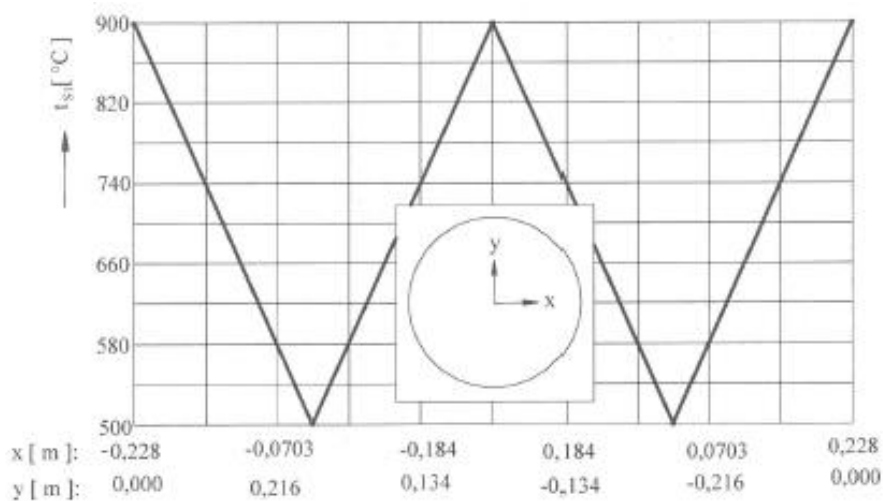
Obr. 1: Podélný řez spalovací komory s kruhovým hořákem



Obr. 2: Foto kruhového hořáku pro mikrodifúzní systém spalování

Vliv obvodové nerovnoměrnosti teplot v plamenci na teplotní napětí

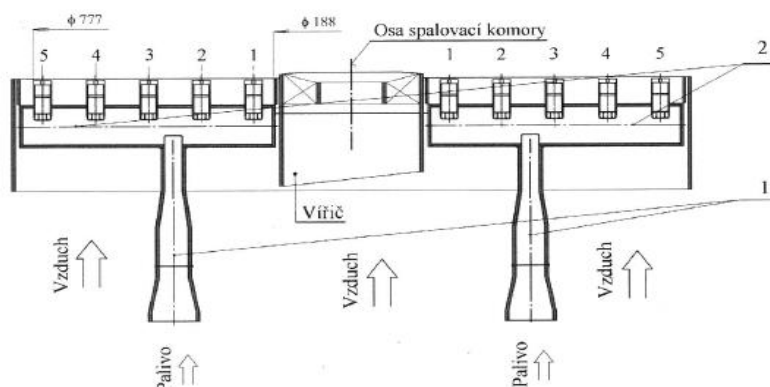
Pro účely tohoto rozboru byla definovaná osově symetrická obvodová nerovnoměrnost teplot spalin na spalovací komoře podle obr. 3. Zde je zřejmé, že byl zvolen rozdíl teplot stěny spalovací komory v obvodovém směru $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, přičemž tato nerovnoměrnost se opakuje střídavě po čtvrtině obvodu. Výpočet napětí v plamenci byl proveden programem RELAX 2002, který je popsán v [5]. Úloha je řešená jako rovinné, osově symetrické stacionární teplotní pole, na které navazuje výpočet teplotních napětí. Výsledkem výpočtu jsou teplotní napětí v místech zlomu teploty v hodnotách kolem 13 MPa a jsou tedy naprosto zanedbatelné. Závěrem je možné konstatovat, že obvodová nerovnoměrnost teploty plamence nemůže způsobit vznik napětí či deformace plamence, které by byly pro spolehlivost a životnost nebezpečné.



Obr. 3: Osově symetrická obvodová nerovnoměrnost teplot kovu plamence pro analýzu vlivu na vznik teplotních napětí a deformací. t_{s1} – teplota stěny

Teplotní namáhání tělesa hořáku spalovací komory

Podélný řez kruhovým hořákem je na obr. 4.



Obr. 4: Kruhový hořák. Hlavní rozměry. 1 – přívod paliva do šesti radiálních rozvaděčů, 2 – radiální rozvaděče paliva.

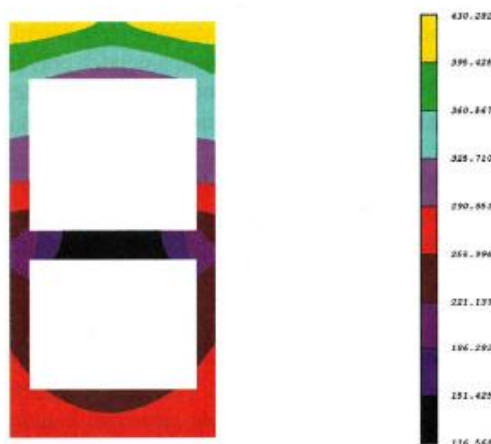
Palivo, které proudí uvnitř hořáku soustavou clon, tvoří zároveň chladící medium. Jedná se o zemní plyn, jehož fyzikální vlastnosti jsou známe. Z vnější strany je kruhový hořák chlazen primárním vzduchem, jehož fyzikální vlastnosti jsou rovněž známy.

Byl proveden hydraulický výpočet systému přívodu plynu do hořáku a hydraulický výpočet přívodu vzduchu s těmito parametry:

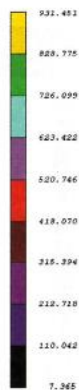
- $T_3 = 1673 \text{ K}$ – teplota plamene v primární části,
- $P_2 = 4,46 \cdot 10^5 \text{ Pa}$ – tlak vzduchu na vstupu do spalovací komory,
- $C_2 = 35 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ – rychlost proudění vzduchu kolem hořáku,
- $T_2 = 672 \text{ K}$ – teplota vzduchu na vstupu do hořáku,
- $t_B = 25 \text{ }^\circ\text{C}$ – teplota paliva na vstupu,
- $m_B = 0,5 \text{ kg} \cdot \text{s}^{-1}$ – hmotnostní průtok paliva.

Na hydraulický výpočet navazuje výpočet součinitelů přestupu tepla konvekcí na stěnách hořáku. Tím jsme schopni zadat na všech površích hořáku okrajovou podmínku 1. a 3. druhu.

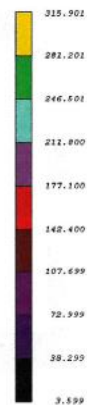
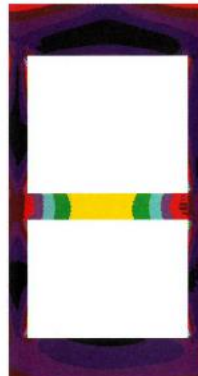
Úloha je opět řešena programem RELAX 2002 jako rotačně symetrická. Nejprve se řeší teplotní pole a z něho je pak odvozena úloha termoelastická. Výsledky výpočtu teplotního pole jsou na obr. 5, výsledky výpočtu pole ekvivalentního napětí HMM jsou na obr. 6 a obr. 7. Detaily jsou uvedeny v [1], [3].



Obr. 5: Stacionární pole kruhového hořáku chlazeného zemním plynem, který proudí uvnitř tělesa a vzduchem, který proudí vně. Teploty jsou uvedeny ve $^\circ\text{C}$.



Obr. 6: Pole ekvivalentních teplotních napětí HMH plynového hořáku chlazeného zemním plynem a vzduchem. Platí řez procházející otvorem pro výstup paliva do spalovacího prostoru. Napětí jsou uvedena v MPa.



Obr. 7: Pole ekvivalentních napětí HMH plynového hořáku chlazeného zemním plynem a vzduchem. Platí pro řez procházející můstkem mezi otvory pro výstup plynu. Napětí jsou uvedena v MPa.

Závěr

Výsledky prokazují, že maximální napětí jsou jednak ve stěně, která odděluje obě komory $\sigma_{\text{MAX}} = 316 \text{ MPa}$ a jednak v okolí otvorů pro výstup plynu z hořáku. Zde je napětí $\sigma_{\text{MAX}} = 938 \text{ MPa}$.

Obě napětí jsou tahová a jsou také v místě vrubu. Proto je nutné brát při hodnocení úrovně teplotních napětí z křivky nízkocyklové únavy Neuberovu křivku pro teplotní namáhání ve vrubech, ze které vyplývá, že životnost součástí je při zatížení 1000 MPa 500 cyklů, což může být hodnota, která u průmyslových spalovacích komor může být dosažena a lze očekávat problémy s praskáním částí hořáku.

Literatura

- [1] Veselý, S. (2007): *Spalovací komory spalovacích turbín*. Galant Brno, s.r.o., Brno. ISBN 80-239-6657
- [2] Veselý, S. (2004): Ekologická modernizace turbín GT 750-6 a GTK 10. *Mezinárodní konference Dny spalování 2004*, Fakulta strojního inženýrství VUT v Brně, Brno, str. 47-59. ISBN 80-214-2650-0
- [3] Veselý, S. (2008): *Spalovací turbíny, termodynamika a základy konstrukce*. Galant Brno, s.r.o., Brno. ISBN 978-80-254-0418-8
- [4] Veselý, S. (2004): Possibilities of Reducing Emissions in Burning Natural Gas in Gas Turbine. *Second International Conference on Industrial Gas Turbine Technologies*, Bled.
- [5] Kolár, V., Němec, I., Kanický, V. (1977): *FEM – Principy a praxe metody konečných prvků*. Computer Press, Praha. ISBN 80-7226-021-9

VYTIPOVÁNÍ ZKŘEHLÝCH ČÁSTÍ VT PAROVODU ODBĚREM STRUKTURNÍCH REPLIK

SELECTION OF BRITTLE PARTS OF THE VT STEAM PIPELINE BY TAKING STRUCTURAL REPLICAS

Marie Svobodová ^{a)}, Josef Čmakal ^{a)}, Michal Junek ^{a,b)} a Marie Kvapilová ^{c)}

^{a)} UJP PRAHA a.s.

^{b)} Ústav materiálového inženýrství, FS ČVUT v Praze

^{c)} Ústav fyziky materiálů, AV ČR, v. v. i.

Abstrakt

Příspěvek je praktickou ukázkou využití podrobných laboratorních výsledků materiálových zkoušek (mechanických, creepových, mikrostrukturních i chemických) pro následnou in-situ kontrolu VT parovodu, u něhož vzniklo podezření, že části potrubí mohou být zkřehlé. Ze znalosti příčiny zkřehnutí u jednoho destruktivně odebraného kusu pak bylo možno odběrem strukturních replik z vnějšího povrchu trubek vytipovat další místa, která byla následně vyříznuta, a jejich zkřehnutí bylo potvrzeno.

Abstract

The paper is a practical example of the use of detailed laboratory results of material tests (such as mechanical, creep, microstructural, and chemical tests) for subsequent in-situ inspection of VT steam pipeline, which was suspected that parts of the pipeline may be brittle. From the knowledge of the cause of embrittlement in one destructively removed piece, it was then possible to select other places by taking structural replicas from the outer surface of the pipeline. These places were subsequently cut out, and their embrittlement was confirmed.

Úvod

Při běžné provozní kontrole VT parovodního potrubí vyrobeného z materiálu 15 128.5 a o rozměrech OD 457 x 40 mm byl vyříznut segment potrubí se svarovým spojem, který pak byl rutinně destruktivně testován a u něhož bylo zjištěno zkřehnutí materiálu. Tím vzniklo podezření, že i některé další části parovodního potrubí mohou být zkřehlé, a tak byla společnost UJP PRAHA a.s. oslovena, aby se pokusila nedestruktivně (in-situ) otestovat zbytek potrubí a případná zkřehlá místa lokalizovat. K přípravě na toto in-situ testování jí byl poskytnut zbývající kus zkřehlého segmentu VT parovodu se svarovým spojem (dále značeno jako ZP) a nezkřehlý segment z rovné části parovodní trubky (dále značeno jako NP).

Experimentální zkoušky v laboratoři

Oba poskytnuté segmenty ZP a NP byly v laboratořích UJP PRAHA a.s. destruktivně zkoušeny pomocí následujících metod:

- chemický rozbor,
- rozbor mikrostruktury světelnou a elektronovou mikroskopií (SEM, TEM),
- měření tvrdosti,
- zkouška tahem,
- zkouška rázem v ohybu,
- creepová zkouška (zkoušeno v creepových laboratořích ÚFM AV ČR, v.v.i.),
- fraktografická analýza lomových ploch.

Výsledky kontroly chemického složení (viz tab. 1), provedení zkoušky tahem při okolní i zvýšené teplotě 528 °C a zkoušek rázem potvrdilo, že materiály obou kontrolovaných segmentů ZP a NP odpovídají požadavkům normy na materiál ČSN 15 128, nicméně mez pevnosti a mez kluzu jsou u materiálu ZP na dolní hranici či těsně pod intervalem tolerance a že hodnota

jeho nárazové práce při 20 °C je u obou základních materiálů ZM1 a ZM2 i svarového kovu SK velmi nízká (viz tab. 2). Vyhodnocení přechodové teploty (viz obr. 2) pro oba základní materiály ZP odpovídá zhruba + 60 °C, což svědčí o opravdu výrazném zkřehnutí.

Tab. 1: Výsledky chemického rozboru segmentů ZP a NP (v hm. %)

Segment	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Al _{celk}	P	S
ZP – ZM1	0,15	0,54	0,20	0,53	0,49	0,25	0,004	0,008	0,013
ZP – SK	0,09	0,89	0,43	0,59	0,57	0,32	0,004	0,014	0,010
ZP – ZM2	0,17	0,51	0,20	0,52	0,55	0,24	0,005	0,008	0,004
NP	0,16	0,56	0,21	0,59	0,43	0,33	0,013	0,011	0,004
norma	0,10 0,18	0,45 0,70	0,15 0,40	0,50 0,75	0,40 0,60	0,22 0,35	min. 0,025	min. 0,040	min. 0,040

Tab. 2: Průměrné výsledky mechanických zkoušek segmentů ZP a NP

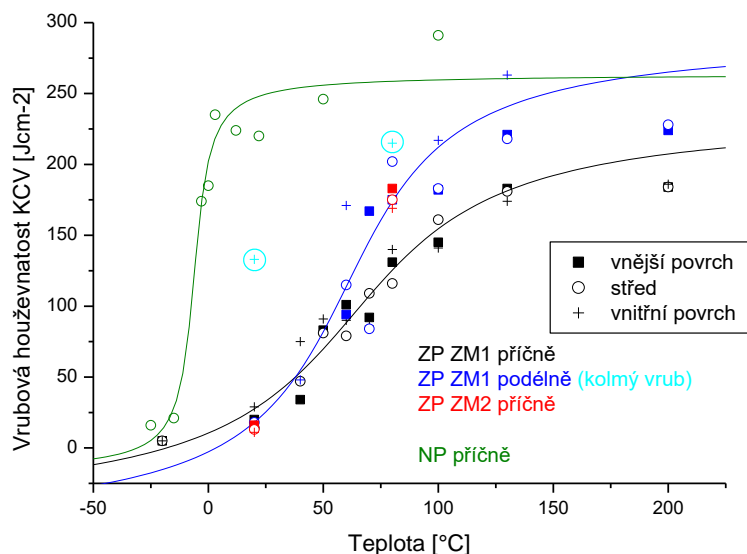
Segment	Orientace	Při teplotě 20 °C					Při teplotě 528 °C (norma pro 525 °C)		
		R _e [MPa]	R _m [MPa]	A ₅ [%]	HV	KV [J]	R _{p02} [MPa]	R _m [MPa]	A ₅ [%]
ZP – ZM1	příčně podélně	300	486	28,0	150	17	218	280	31,5
		323	507	29,1			223	287	32,1
ZP – SK	podélně	322	517	(16,3)	235 280	19			
ZP – ZM2	příčně	328	515	28,0	152	11			
NP	příčně	366	510	30,4	158	177	254	373	30,7
norma		min. 315	490 680	min. 18	146 207	min. 40	min. 211		

Dále byly provedeny mikrostrukturní rozborů metalografických výbrusů jak v radiálním (příčném) a axiálním (podélném) směru, tak i v tangenciálním směru (pod vnějším a vnitřním povrchem a uprostřed tloušťky stěny trubky).

Rozbor mikrostruktury NP prokázal, že ocel je vyrobena s vysokou čistotou (vměstků typu oxidu železa či sulfidů manganu je v ní velmi málo) a má homogenní strukturu prakticky po celé tloušťce, a to ve všech řezech. V axiálním směru jsou patrné karbidické řádky, které se na radiálním řezu projevují jako osamocené ostrůvky. Na vnitřním povrchu v obou směrech jsou stopy po přetváření do hloubky několika desítek μm, jinak je mikrostruktura tvořena směsí feritických a popuštěných bainitických zrn o velikosti G7 až G8 dle normy ČSN EN ISO 643. Tvar zrn je sice protažený, ale zcela náhodně, takže se nežádoucí textura netvoří.

Svarový spoj ZP je bez pozorovatelných vad. Jeho základní materiály obsahují větší množství vměstků typu oxidu železa a sulfidů manganu (převážně materiál ZM1), jejich mikrostruktura je homogenní po celé tloušťce ve všech řezech a oproti očekávání obsahuje malé množství bainitických zrn (feritická zrna převažují). Svarový kov SK je plný oxidů železa, jinak jeho mikrostruktura horního bainitu s feritickým síťovým na hranicích původních austenitických zrn s velikostí G0 až 3,5 dle ČSN EN ISO 643 odpovídá očekávání. Tepelně ovlivněné oblasti nejsou příliš široké a prakticky plynule přechází z jedné části do druhé s postupnou změnou velikosti zrna z G11 až do G4. Velikost zrna G7 až G8 platí pro oba základní materiály, přičemž

tvár zrn je sice protažený, ale zcela náhodně, takže se nežádoucí textura netvoří. Pouze v axiálním směru jsou patrné karbidické řádky, které se na radiálním řezu projevují jako osamocené ostrůvky.

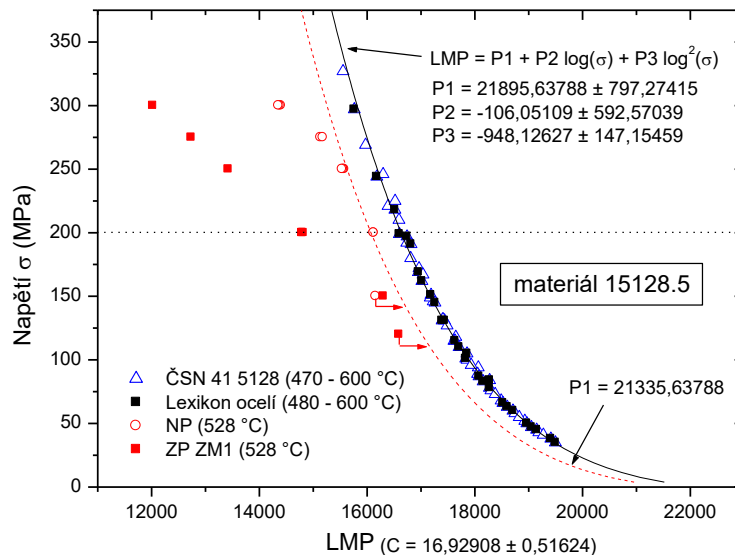


Obr. 1: Porovnání vrubové houževnatosti obou segmentů

Až na malý obsah bainitu v základních materiálech tedy nebylo ve struktuře na první pohled patrné, proč by měl být tento svarový spoj tak výrazně zkrhklý. Pokud by se mělo jednat o zkrhnutí vinou dlouhodobého vystárnutí, měla by být bainitická zrna zcela popuštěná, rozhraní mezi feritem a bainitem špatně znatelné a na hranicích zrn by se měly vyskytovat nitridy způsobující jejich oslabení a tím i zkrhnutí materiálu. Proto byl svarový spoj analyzován také pomocí elektronové mikroskopie (SEM měla stanovit stupeň popuštění bainitických zrn a TEM měla na základě bodové difrakce stanovit přítomnost nitridů a případně dalších částí na hranicích zrn). Získané výsledky ukazují na dva protichůdné jevy – bainitická zrna jsou ostře ohraničena od feritické matrice a jejich cementické desky jsou stále z velké části zachovány v původní morfologii. Přesto se na hranicích zrn objevují podlouhlé útvary primárního nebo sekundárního cementitu (typické pro rozpadlé bainitické struktury), přítomnost nitridů nebyla prokázána a velké částice sulfidů manganu ležící přes feritická zrna jsou oddělena od matrice ostrou hranicí. Původ zkrhnutí tedy pravděpodobně nebude v dlouhodobé provozní expozici, ale v tepelném zpracování parovodní trubky.

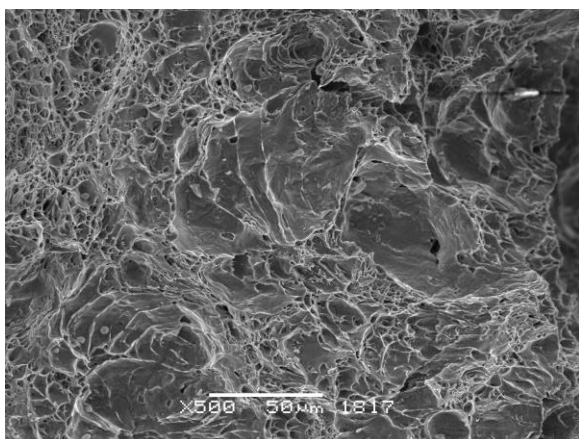
Aby byl stanoven vliv zkrhnutí na dlouhodobé vlastnosti materiálu při provozních podmínkách, byl v creepových laboratořích Ústavu fyziky materiálů AV ČR, v.v.i. v Brně proveden informativní soubor krátkodobých creepových zkoušek obou segmentů. Creepové zkoušky v tahu (jednoosá napjatost) byly provedeny při teplotě 528 °C v oblasti vysokých napětí, pokrývající interval 200 až 300 MPa. Výsledky zpracované formou napěťové závislosti Larsonova-Millerova parametru ukazuje obr. 2.

Z grafu je patrné, že creepové chování obou segmentů je při vysokých úrovních napětí (a tedy při velmi krátkých zkouškách) o něco horší, než jaké je požadováno v normě, s poklesem aplikovaného napětí (k provoznímu napětí) se však jejich creepová pevnost přibližuje normativním hodnotám. Zkrhnutí materiálu segmentu ZP pak výrazně zvětšuje rozdíly mezi naměřenými a normativními hodnotami.

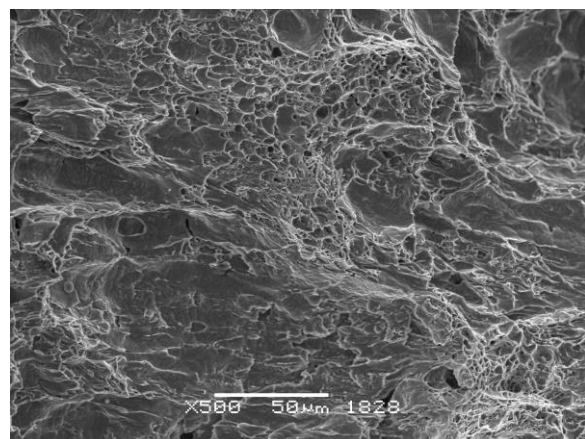


Obr. 2: Porovnání creepového chování obou segmentů

Jako poslední pak byly provedeny fraktografické analýzy vybraných lomových ploch těles po zkoušce tahem, rázem i creepu a na základě těchto velmi podrobných výsledků jsme dospěli k názoru, že zkřehnutí u segmentu ZP se projevuje štěpnými fazetami feritických zrn na lomových plochách, a to tak, že u zkřehlého materiálu ZP, jehož přechodová teplota je okolo +60 °C a nárazová práce v houževnatém stavu při 200 °C je 146 J, jsou tyto fazety prakticky rovnoosé velikostně odpovídající feritickým oblastem (obr. 3), zatímco u segmentu NP s přechodovou teplotou okolo 0 °C a nárazovou prací v houževnatém stavu při 100 °C 234 J jsou výrazně zdeformované (protážené) ve směru dynamické síly a nejsou tak časté, byť velikostně si odpovídají (obr. 4). Pomocí TEM bylo dále prokázáno, že na hranicích křehkého kusu se vyskytuje velké množství primárního cementitu, které nemohlo vzniknout provozem. Segment ZP byl tedy s největší pravděpodobností zkřehlý již ve výchozím (neprovozovaném) stavu, a to vinou špatně zvoleného (či špatně provedeného) výchozího tepelného zpracování.

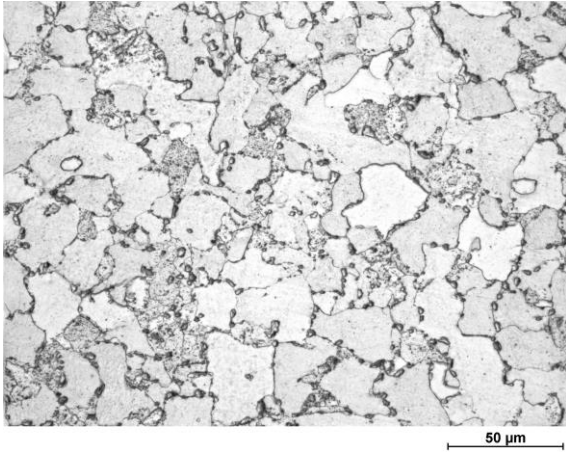


Obr. 3: SEM lomu zkřehlého segmentu



Obr. 4: SEM lomu nezkřehlého segmentu

Zkřehlý a nezkřehlý materiál se tak od sebe liší kromě hodnot vrubové houževnatosti především mikrostrukturou, a to především přítomností či nepřítomností cementitu na hranicích zrn, poměrem plošného podílu bainitu vůči feritu, stavem popuštění bainitických desek a velikostí zrna. Proto bylo rozhodnuto, že in-situ kontrola VT parovodu bude provedena odběrem strukturních replik a jejich porovnáním s replikami odebranými z vnějšího povrchu segmentů ZP a NP (viz obr. 5 a obr. 6 – zjemnění zrna na vnějším povrchu segmentu NP).



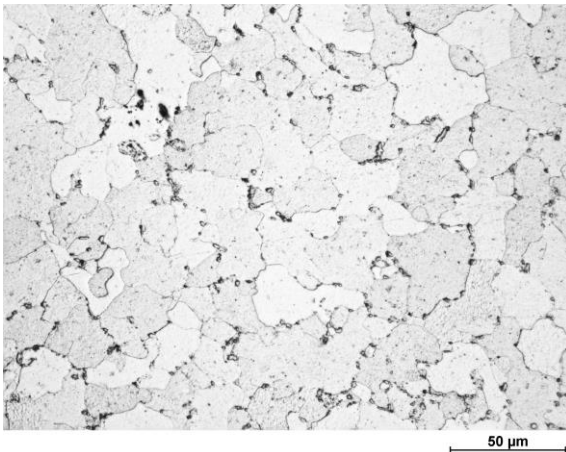
Obr. 5: Struktura zkrěhlého segmentu



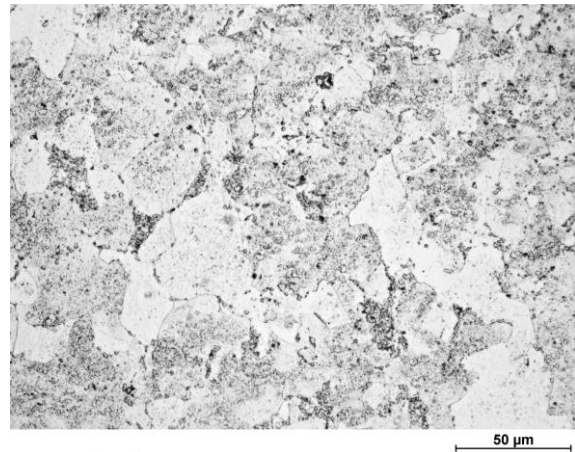
Obr. 6: Struktura nezkřehlého segmentu

In-situ kontrola VT parovodu

V provozovatelem vybraných místech byly z vnějšího povrchu VT potrubí odebrány strukturální repliky Transcopy (komerčně vyráběné společností Struers) nebo kolódiové repliky (doplňkově byla měřena i tvrdost HV5). Sejmuté otisky struktur pak byly přeneseny na laboratorní sklíčka, vystínovány napařením stříbra a prohlédnuty pomocí světelného mikroskopu Neophot 21. Poté byla provedena podrobná fotodokumentace struktur světelným mikroskopem NIKON Eclipse MA200 a elektronovým mikroskopem JEOL JSM5510 LV. Dále byly pomocí obrazového analyzátoru NIS-Elements 4.20 vyhodnoceny podíly jednotlivých strukturálních složek, stupeň jejich degradace, přítomnost cementitu na hranicích zrn, stupeň creepového poškození a byla změřena velikost zrna podle ČSN EN ISO 643. Ukázka nalezených struktur je uvedena na obr. 7 a obr. 8, výsledky kontroly jsou shrnuty v tab. 3.



Obr. 7: Struktura ve zkrěhlém místě



Obr. 8: Struktura v nezkřehlém místě

Místa, která byla detekována jako pravděpodobně křehká, byla následně vyříznuta z VT parovodu a jejich destruktivní rozbor (zkoušky rázem v ohybu se stanovením přechodové teploty a metalografický rozbor) potvrdil, že materiál byl opravdu zkrěhlý (přechodová teplota okolo +60 °C) a mikrostruktura odpovídala mikrostruktuře na obr. 5 napříč tloušťkou stěny trubky.

Tab. 3: Výsledky kontroly VT parovodu

Místo	Tvrdość HV5	Podíl feritu [%]	Přítomnost cementitu na hranicích zrn	Velikost zrna G	Zjištěná degradace		
					Strukturální [1]	Creepová [2]	Křehkost
1	155 ± 2	19,7	ne	6-6,5 a 7,5-8	D-E	1	NE
2	149 ± 5	13,2	ne	7,5	C-D	1/2a	NE
3	167 ± 5	13,3	ne	5-6 a 8	D-E	1	NE
4	139 ± 4	11,5	ne	5-6,5 a 7-8	D	1	NE
5	132 ± 4	38,7	5,3 %	8-8,5	D	1/2a	ANO
6	151 ± 6	13,3	málo	7-8	C	1	NE
7	153 ± 5	38,8	1,3 %	8-8,5	C	1	asi
8	152 ± 3	26,6	2,2 %	6 a 8,5	C-D	1	ANO
9	159 ± 4	27,8	3,5 %	8,5	C-D	1	ANO

Poděkování

Příspěvek vznikl při řešení projektu Národního centra kompetence TN01000015 (Strojírenství) za finančního přispění TA ČR.

Literatura

- [1] ERA Technology (1998): *Etalon sferoidizace feriticko-perlitických a feriticko-bainitických struktur*. Technická zpráva, CERL Report RD/L/M341, ERA Technology.
- [2] EPRI (2018): *An Informed Perspective on the Application of Replication in an Integrated Approach to the Life Management of 9%Cr Creep-Strength-Enhanced Ferritic Steel Components*. Report 3002012592, EPRI, Palo Alto (CA).

PORUŠENÍ A LOM PŘI CREEPU POVLAČOVÉ SLITINY Zr1%Nb PRO REAKTORY TYPU VVER

DAMAGE AND FRACTURE IN CREEP OF A CLADDING ALLOY Zr1%Nb OF THE VVER REACTOR-TYPE

Václav Sklenička, Petr Král, Květa Kuchařová, Marie Kvapilová a Jiří Dvořák

Ústav fyziky materiálů AV ČR, Žižkova 22, 616 62 Brno

Abstrakt

Zirkoniová povlaková slitina Zr1%Nb (modifikace slitiny E 110) je používána k pokrytí paliva v reaktorech typu VVER. Ačkoliv deformačním procesům, probíhajícím v této slitině při termálním creepu byla věnována značná pozornost, současné fyzikálně-metalurgické poznatky o rozvoji creepového porušování a lomu jsou značně sporadické. Příspěvek je věnován lomovým procesům slitiny Zr1%Nb při exponenciálním termálním creepu (power-law breakdown region) v oblasti provozních teplot i za podmínek, blízkých se havarijní situaci LOCA (loss of coolant accident).

Abstract

A sponge-based Zr1%Nb cladding alloy (modified E110 alloy) is used as a fuel cladding material in the VVER-type reactors. Despite of sufficient creep data describing deformation processes in thermal creep of the alloy available in the open literature, we are still some distance from a complete understanding of damage development and fracture. This work aims to describe fracture processes of Zr1%Nb alloy in exponential (power-law breakdown region) creep at service temperature and under condition simulating to some extent reactor accident, such as the LOCA (loss of coolant accident).

Úvod

Zhruba od poloviny minulého století se používají zirkoniové slitiny jako standardní materiál na pokrytí palivových článků vodou chlazených reaktorů s neustále probíhajícím výzkumem a vývojem dalších variant chemického složení a zpracování nových zirkoniových slitin [1], [2]. Moderní povlakové trubky u reaktorů západních zemí jsou vyrobeny především ze slitin na bázi Zr-Sn-Fe-Nb; nejrozšířenější pokrytí ruských vodou chlazených reaktorů vychází z použití slitiny Zr1%Nb (E110) s různou modifikací příměsí Fe a O.

Zatímco poznání creepového chování a mechanismů creepové deformace zirkonia včetně vybraných zirkoniových povlakových slitin dospělo do značně pokročilého stadia, relevantní poznání mechanismů creepového porušování a lomových procesů dosud chybí [3], [4]. I když zájem o tuto problematiku po havárii v japonské elektrárně Fukušima-Daiichi značně vzrostl, sporadický počet především empirických či experimentálních prací věnovaných procesům jako „burst“ a „ballooning“ většinou neumožňuje adekvátní fyzikálně-metalurgickou interpretaci rozvoje degradačních procesů a následnou predikci kritického stavu porušení. Zcela chybí popis creepového chování v oblasti exponenciálního creepu α -Zr a chování v oblasti fázového přechodu ($\alpha+\beta$)-Zr, ve kterém může dojít k havárii LOCA [5]. Řešení některých momentů této problematiky v rámci slitiny Zr1%Nb je věnován tento příspěvek.

Slitina Zr1%Nb a experimentální metody

Slitina Zr1%Nb byla vyrobena z tzv. „zirkoniové houby“ a byla získána ve formě kulatiny o průměru 9,1 mm v rekrystalizovaném strukturním stavu (580 °C / 3 h). Chemické složení slitiny (hm. %): 1,01 Nb, 0,05 Fe, 0,08 O, příměsí < 0,015, zbytek Zr. Velikost rovnoosého zrna činila ~ 5 μ m. Ploché creepové vzorky měly měrnou délku 50 mm a průřez 3 x 5 mm². Creepové zkoušky byly provedeny v tahu při konstantním zatížení (počátečním napětí) při teplotě 350 °C (v oblasti α -Zr odpovídající provozní teplotě povlakových trubek) a teplotách 600 až 950 °C

(v oblasti $(\alpha+\beta)$ -Zr simulující podmínky vzniku havarijní situace LOCA) [5]. Zkušební teploty byly stabilizovány v rozmezí $\pm 0,5$ °C. Creepová deformace v průběhu zkoušky byla spojitě měřena a zaznamenána a následně vyhodnocena počítačem. Všechny zkoušky byly vedeny do lomu creepového vzorku. Mikrostrukturní a fraktografické analýzy mikrostruktury a lomových ploch exponovaných vzorků byly provedeny pomocí elektronové mikroskopie (SEM a TEM).

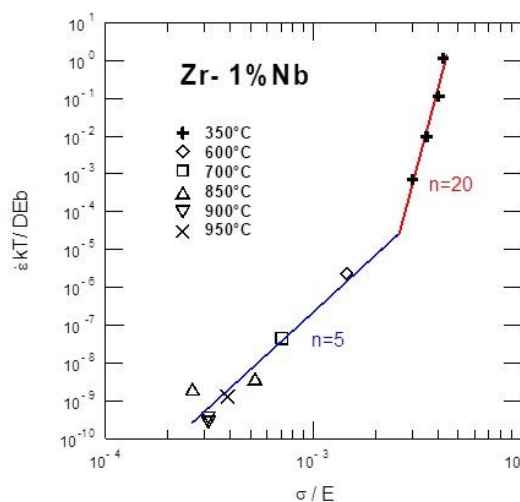
Výsledky a diskuze

Rozhodující creepové charakteristiky slitiny Zr1%Nb, stanovené v intervalu zkušebních teplot 350 až 950 °C a v rozmezí aplikovaného tahového napětí 5 až 210 MPa, jsou shrnuty v bi-logaritmickém znázornění relace mezi normovanou rychlostí creepu $\dot{\epsilon}$ a normovaným aplikovaným tahovým napětím σ/E na obr. 1. Proložené závislosti normované rychlosti creepu formálně člení studovaný interval aplikovaného napětí na dvě oblasti, ve kterých napěťový exponent rychlosti creepu n nabývá rozdílných hodnot. Obecně je rychlost creepu na napětí a teplotě popsána konstitutivním vztahem [6], [7]:

$$\dot{\epsilon} = A (\sigma)^n \exp(-Q_c/RT), \quad (1)$$

$$n = (\partial \ln \dot{\epsilon}_m / \partial \ln \sigma)_T. \quad (2)$$

V uvedených vztazích je A materiálová konstanta, Q_c aktivační energie creepu a R , T mají obvyklý význam. Pro teplotu 350 °C a vysoká aplikovaná napětí ($\sigma/E > 3 \cdot 10^{-3}$) parametr napěťové závislosti rychlosti creepu n nabývá střední hodnoty $n = 20$ (obr. 1). Z téhož obrázku je patrné, že v oblasti vyšších zkušebních teplot T a nižších normovaných napětí (σ/E) je hodnota exponentu n podstatně nižší, $n = 5$. Jak bude dále ukázáno, provedené členění oblastí je důležité jak z hlediska působících creepových deformačních mechanismů, tak i z hlediska mechanismů creepového porušení a lomu.



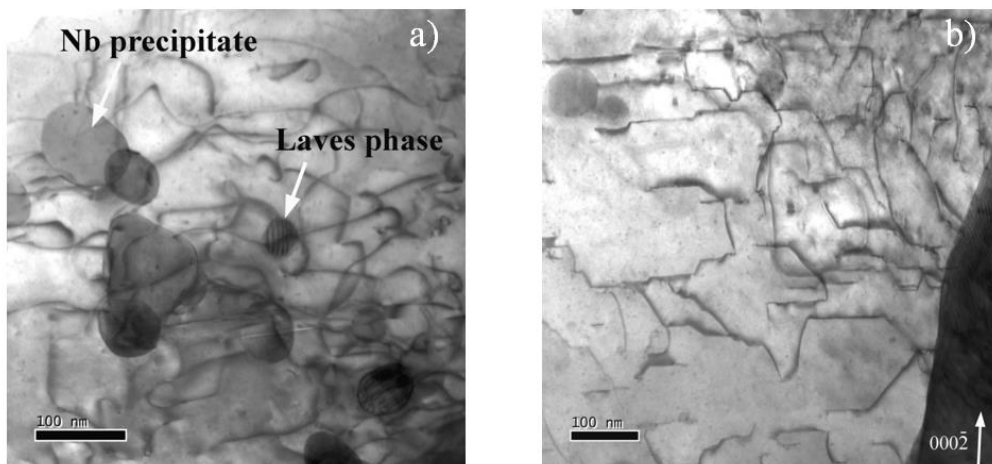
Obr. 1: Vztah mezi rychlostí creepu $\dot{\epsilon}$ normovanou k difúznímu koeficientu D a aplikovaným tahovým napětím σ normovaným k Youngovu modulu E

Pomocí experimentálně stanovených hodnot exponentu n a případně hodnoty aktivační energie creepu Q_c lze identifikovat působící deformační mechanismus či mechanismy, kontrolující rychlost creepu v dané oblasti creepu. Podle současných představ, publikovaných literatuře [3], [4], [6], [7], byly shledány tři rozdílné oblasti termálního creepu zirkonia a zirkoniových slitin, které jsou determinovány relevantními hodnotami napěťového exponentu n . V oblasti nízkých hodnot napětí σ a vysokých teplot T , kde $n \sim 1$, dochází k difúznímu creepu, realizovaném pohybem vakancí mechanismy objemové difúze či difúze po hranicích zrn [6], [7], [8]. Největší rozsah výzkumu creepového chování zirkonia a jeho slitin byl věnován oblasti mocninového či

dislokačního creepu (power-law creep), charakterizovanému středními hodnotami aplikovaného napětí a zkušebních teplot [3], [6], [7], [9]. Této oblasti creepu odpovídají hodnoty exponentu $n \sim 5-7$ a rychlost creepu je kontrolována šplhem mobilních dislokací. Konečně, třetí oblastí creepu, zahrnující vysoká aplikovaná napětí ($\sigma/E > 5 \times 10^{-3}$) a zpravidla i vysoké zkušební teploty, je tzv. oblast exponenciálního creepu (power-law breakdown region) [3], [4]. Příslušné hodnoty exponentu n nabývají vysokých hodnot, $n \gg 7$. Tato oblast je dosud neprozkoumaná a předpokládá se, že deformační mechanismy budou obdobné jako u mocninového creepu.

Po stručném přehledu literárních poznatků se vrátíme k obr. 1. Je zřejmé, že provedené creepové experimenty pokrývají dvě rozdílné oblasti creepu. I když většina trvání expozic creepových zkoušek měla z důvodu simulace havarijní situace krátkodobý charakter, bude vhodnější popis jednotlivých oblastí a probíhajících procesů v další části příspěvku oddělit.

Creepové zkoušky při teplotě 350 °C a různých napětích σ se zřejmě realizovaly v oblasti exponenciálního creepu (power-law breakdown region). Tomu nasvědčuje vysoká hodnota napětového exponentu $n = 20$ a poměru normovaného napětí σ/E (obr. 1). Metalografický rozbor prokázal, že mikrostruktura slitiny je tvořena hexagonální α -Zr matricí a částicemi sekundárních fází, precipitáty β -Nb a Lavesovou fází $Zr(Nb,Fe)_2$ – obr. 2. Jedno z případných vysvětlení vysoké hodnoty n spočívá v představě, že creepové chování slitiny je kontrolováno precipitačním zpevněním, způsobeným interakcí mobilních dislokací s precipitáty β -Nb. Creepové chování slitiny je potom řízeno nikoliv aplikovaným napětím σ , ale efektivním napětím $\sigma_e = \sigma - \sigma_0$, kde σ_0 je prahové napětí [6]. Sklenička a kol. [10] však nedávno pro identickou slitinu Zr1%Nb a stejné podmínky zatěžování creepových zkoušek stanovili hodnotu prahového napětí $\sigma_0 = 9,1$ MPa. S ohledem na zvolený interval aplikovaných napětí $\sigma < 150, 210 >$ MPa a hodnoty $\sigma \gg \sigma_0$ nelze shora uvedené vysvětlení přijmout a vysokou hodnotu n lze přičíst existenci exponenciálního creepu.



Obr. 2: TEM mikrosnímky znázorňující (a) interakci dislokací s částicemi β -Nb a $Zr(Nb,Fe)_2$ a (b) nakupení dislokací v blízkosti hranice (creep, 350 MPa, 200 MPa, doba do lomu 26,4 h)

Dobu do lomu t_f (creepovou životnost) lze popsat analogickým mocninovým vztahem jako v případě rychlosti creepu $\dot{\epsilon}$ (rovnice. (1)) následovně:

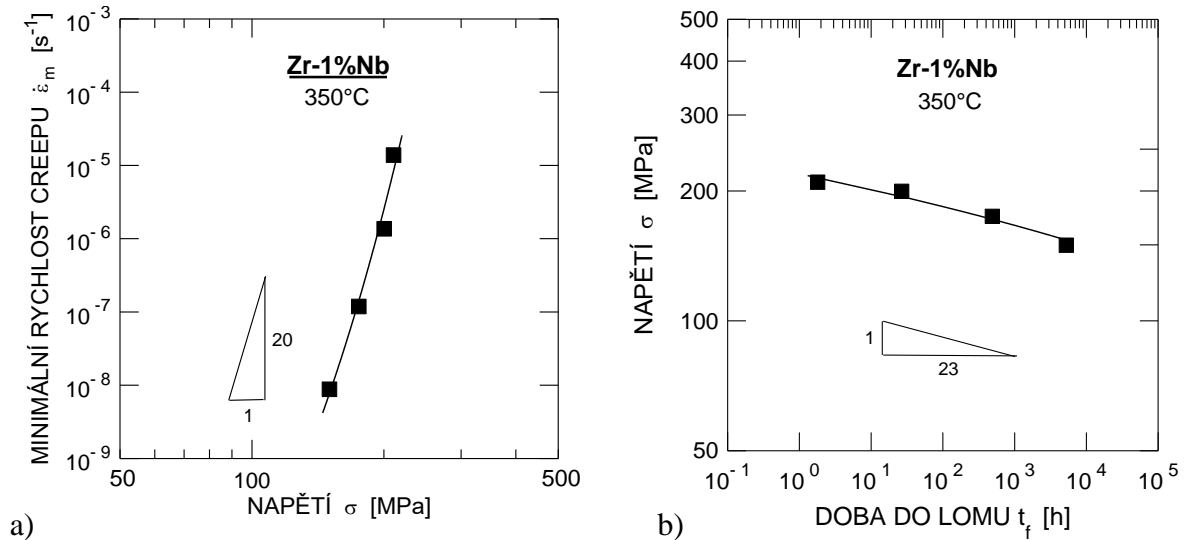
$$t_f = B (\sigma)^{-m} \exp(Q_f / RT), \quad (3)$$

$$m = (\partial \ln t_f / \partial \ln \sigma)_T, \quad (4)$$

kde B je materiálová konstanta, m napětový exponent doby do lomu a Q_f je aktivační energie creepového lomu. Pro stejnou zkušební teplotu (350 °C) můžeme Arrheniův člen vypustit a vztahy (1) a (4) zjednodušit. Potom

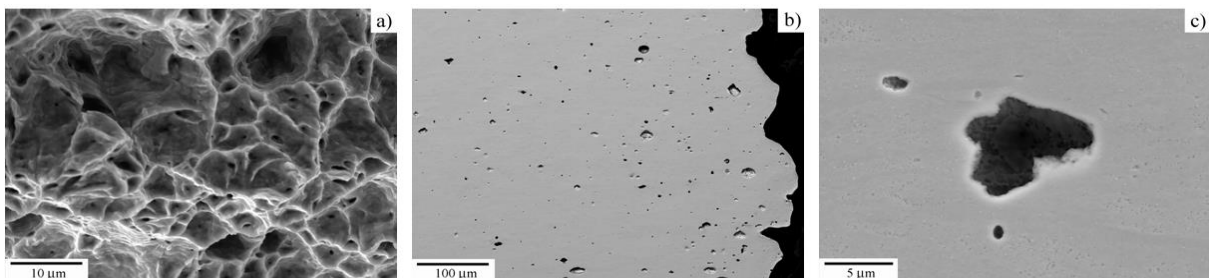
$$\dot{\epsilon} = A (\sigma)^n \quad \text{resp.} \quad t_f = B (\sigma)^{-m}. \quad (5)$$

Napětíové závislosti rychlosti creepu $\dot{\epsilon}_m$ a doby do lomu t_f jsou vyneseny v bilogaritmičtém znázornění na obr. 3, ze kterého vyplývá silná napětíová závislost obou creepových parametrů $\dot{\epsilon}_m$ a t_f , demonstrovaná vysokými hodnotami n a m . Blízké hodnoty obou napětíových parametrů naznačují úzký vztah mezi creepovými deformačními a lomovými procesy. Další podporu pro uvedenou představu představuje prokázaná platnost empirického Monkmanova-Grantova vztahu [6], [7] v práci [10] pro slitinu Zr1%Nb, podrobenou creepu při teplotě 350 °C pro stejný rozsah aplikovaných napětí σ .



Obr. 3: Napětíová závislost (a) minimální rychlosti creepu $\dot{\epsilon}_m$ a (b) doby do lomu t_f

Fraktografický rozbor lomových ploch creepových vzorků pomocí SEM prokázal, že lom je tvárný, především transkrystalický, s řadou rozměrných dutin jako výsledek působení plastické deformace s účastí creepové kavitace, která byla pozorována zejména v okolí samotného lomu. Tato lokalita však může souviset se „zviditelněním“ kavit v důsledku jejich lokálního urychleného růstu. Poněkud překvapivý je výskyt kavit i u vzorků exponovaných při vysokém napětí s velmi krátkou dobou do lomu, kde působení difúzních procesů je málo očekávané. Nukleace kavit zůstává neobjasněná a nelze vyloučit, že zárodky kavit již existují před creepovou expozicí v důsledku procesní historie slitiny. Růst kavit se zřejmě uskutečňuje omezeným plastickým růstem (constrained plastic cavity growth), o čemž svědčí již zmíněná platnost Monkmanova-Grantova vztahu [10]. Lomové prodloužení ϵ_f v oblasti exponenciálního creepu dosahovalo hodnot $\epsilon_f \sim 0,5 - 0,6$.



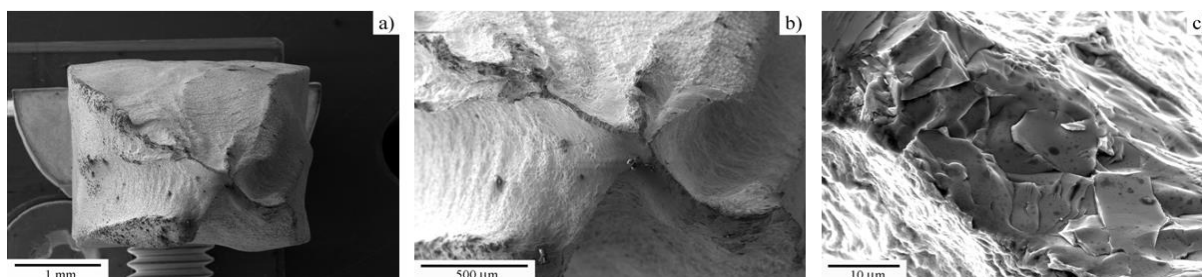
Obr. 4: Creepové porušení a lom v oblasti α -Zr: (a) lomová plocha, (b) profil lomu a (c) rozměrná creepová kavita (creep, 350 °C, 210 MPa, doba do lomu 1,8 h).

Poněkud rozdílný mechanismus porušování a lomu byl pozorován v oblasti vysokých teplot ($T \geq 600$ °C), ve které napětíový exponent $n = 5$, tedy v oblasti dislokačního (mocninového)

creepu (obr. 1). V této oblasti zároveň dochází k transformaci hexagonální fáze α -Zr na kubickou plošně centrovanou fází β -Zr, přičemž se vzrůstající teplotou vzrůstá podíl β -fáze. Celková rychlost creepu $\dot{\epsilon}$ je potom

$$\dot{\epsilon} = (F_V)_{\alpha\text{-Zr}} (\dot{\epsilon})_{\alpha\text{-Zr}} + (F_V)_{\beta\text{-Zr}} (\dot{\epsilon})_{\beta\text{-Zr}}, \quad (6)$$

kde $(F_V)_{\alpha\text{-Zr}}$ a $(F_V)_{\beta\text{-Zr}}$ jsou objemové podíly obou fází a $(\dot{\epsilon})_{\alpha\text{-Zr}}$, $(\dot{\epsilon})_{\beta\text{-Zr}}$ jejich odpovídající rychlosti. Ke creepovému tvárnému lomu docházelo extrémním lokálním zúžením (necking) průřezu zatěžovaného vzorku v důsledku ztráty plastické stability matrice. Lomová prodloužení dosahovala extrémních hodnot až $\epsilon_f \sim 1,7$ odpovídající superplastickému chování. Přítomnost kavit tolik charakteristických pro skutečné superplastické chování nebyla pozorována, patrně v důsledku silného zplastizování mikrostruktury či neadekvátní metalografické přípravy vyšetřovaného vzorku.



Obr. 5: Creepové porušení a lom v oblasti $(\alpha+\beta)$ -Zr: (a) profil lomu, (b) lomová plocha, (c) detail dolomení vzorku (creep 950 °C, 5 MPa, doba do lomu 0,26 h)

Závěry

Creepové zkoušky slitiny Zr1%Nb při konstantním zatížení byly provedeny jednak při teplotě 350 °C (provozní teplota povlakových trubek) v oblasti exponenciálního creepu, jednak v teplotním intervalu 600 až 900 °C v režimu krátkodobých zkoušek simulující havarijní situaci LOCA. Teplotě 350 °C odpovídala homogenní mikrostruktura tvořená převážně α -Zr fází, při teplotách vyšších než 650 °C docházelo k fázovému přechodu $\alpha \rightarrow \beta$.

Bylo zjištěno, že ke tvárnému transkrystalickému creepovému lomu při teplotě 350 °C dochází v důsledku synergického účinku lokální ztráty plastické stability matrice a rozvoje creepového kavitního porušení. Zatímco růst kavit se uskutečňuje mechanismem omezeného plastického růstu, je způsob nukleace kavit stále otevřený. Výsledná creepová lomová plasticita v této oblasti činí cca 50 až 60 %.

Creepový lom při vysokých teplotách v oblasti fázového přechodu $(\alpha+\beta)$ se uskutečňuje vysoce lokální kontrakcí vzorku opět v důsledku deformací vyvolanou nestabilitou matrice. Creepové kavitní porušení nebylo pozorováno použitou experimentální metodikou. Značná creepová plasticita v oblasti $(\alpha+\beta)$ -Zr závisí na zkušební teplotě a činí až 170 %.

Poděkování

Finanční podporu pro řešení této studie poskytla Technologická agentura České republiky v rámci grantového projektu č. TH02020477 programu EPSILON. Autoři děkují kolegům Věře Vrtílkové a Jakubovi Krejčímu (UJP PRAHA a.s.) za poskytnutí experimentálního materiálu a přínosnou diskuzi dosažených výsledků.

Literatura

- [1] Yagnik, S., Garde, A. (2019): *Zirconium alloys for LWR fuel cladding and core internals*. Structural Alloys for Nuclear Energy Application, Elsevier Inc., Amsterdam, pp. 247-291. ISBN 978-0-12-397046-6
- [2] Busby, J.T. (2019): *Overview of structural materials in water-cooled fission reactors*. Structural Alloys for Nuclear Energy Application, Elsevier Inc., Amsterdam, pp. 1-22. ISBN 978-0-12-397046-6
- [3] Hayes, T.A., Kassner, M.E. (2006): *Creep of zirconium and zirconium alloys*. Metallurgical and Material Transactions A, Vol. 37, pp. 2389-2396. ISSN 1073-5623
- [4] Murty, K.L., Gollapudi, S., Ramaswamy, K., Mathew, M.D., Charit, I. (2013): *Creep deformation of materials in light water reactor*. Materials' ageing and degradation in light water reactors, Mechanisms and management, Woodhead Publishing Series in Energy Book 44, Woodhead Publishing, Oxford (UK), pp. 81-148. ISBN 978-0-85-709239-7
- [5] Nikulin, S.A., Rozhnov, A.B., Belov, V.A., Li, E.V., Glazkina, V.S. (2011): *Influence of chemical composition of zirconium alloy E110 on embrittlement under LOCA conditions – Part 1: Oxidation kinetics and macrocharacteristics of structure and fracture*. Journal of Nuclear Materials, Vol. 418, pp. 1-7. ISSN 0022-3115
- [6] Čadek, J. (1988): *Creep in metallic materials*. Materials Science Monographs, Vol. 48, Elsevier Science Publishers B. V., Amsterdam. ISBN 0-444-98916-1
- [7] Kassner, M.E. (2009): *Fundamentals of creep in metals and alloys*. Elsevier, Amsterdam. ISBN 978-0-0804-7561-5
- [8] Fiala, J., Čadek, J. (1985): *Creep in zirconium at low stresses and temperatures from 748 to 973 K*. Materials Science and Engineering, Vol. 75, pp. 117-126. ISSN 0025-5416
- [9] Pahutová, M., Čadek, J. (1976): *Steady state creep of Zr-Nb alloys in a temperature interval 350-550°C*. Journal of Nuclear Materials, Vol. 61, pp. 285-296. ISSN 0022-3115
- [10] Sklenicka, V., Kral, P., Kucharova, K., Kvapilova, M., Dvorak, J., Kloc, L. (2020): *Thermal creep fracture of a Zr1%Nb cladding alloy in the α and $(\alpha+\beta)$ phase regions*. Submitted to Journal of Nuclear Materials. ISSN 0022-3115

VLIV DEGRADAČNÍHO STÁRNUTÍ NA ZMĚNY MODULU PRUŽNOSTI A POISSONOVA POMĚRU PRO OCEL SUPER304H

INFLUENCE OF DEGRADATION AGING ON CHANGES IN THE MODULE OF FLEXIBILITY AND POISSON RATIO FOR SUPER304H STEEL

Jakub Horváth ^{a),b)}, Ladislav Horváth ^{a)}, Eva Chvostová ^{c)}, Marie Horváthová ^{b)}, Vojtěch Smola ^{b)} a Lucie Pilsová ^{b)}

^{a)} UJP PRAHA a.s., Nad Kamínkou 1345, 156 10 Praha – Zbraslav

^{b)} ČVUT FS, Ústav materiálového inženýrství, Karlovo nám. 13, 121 35 Praha 2

^{c)} COMTES FHT a.s. Průmyslová 995, 334 41 Dobřany

Abstrakt

V literatuře začínají být dohledatelné publikace týkající se precipitačních změn a s nimi spojené změny mechanických vlastností jako je nárazová práce u žárovevné komplexně legované austenitické oceli SUPER 304H. Tato ocel je v českých podmínkách použita na modernizovaných blocích tepelných elektráren. Tento příspěvek se zabývá vlivem precipitačních změn na experimentálně stanovený modul pružnosti a Poissonův poměr, které tvoří elementární vstupy pro pevnostní výpočty. Jedná se tak o získání podkladů pro následné konečno-prvkové simulace na degradované oceli SUPER 304H.

Abstract

Publications concerning precipitation changes and the associated changes in mechanical properties, such as impact work on refractory complex-alloyed austenitic steel SUPER 304H, are beginning to be found in the literature. This steel is used in Czech conditions on modernized thermal power plant units. This paper deals with the influence of precipitation changes on the experimentally determined modulus of elasticity and Poisson's ratio, which form the elementary inputs for strength calculations. It is thus a matter of obtaining data for subsequent finite-element simulations on degraded steel SUPER 304H.

Úvod

Mechanickými vlastnostmi je kvantitativně hodnoceno chování materiálu za působení vnějších mechanických sil. Mezi tyto základní vlastnosti patří pružnost, pevnost, plasticita a houževnatost, zatímco další vlastnosti jako tvrdost, odolnost proti únavě, odolnost proti tečení jsou považovány za odvozené od těchto základních, za určitých podmínek namáhání. Pružnost je schopnost materiálu vykazovat před porušením elastickou deformaci, obvykle hodnocenou modulem pružnosti, mezí pružnosti a energií plastické napjatosti.

Ocel SUPER 304H byla použita na přestupní plochy trubkových přehříváků v rámci retrofitů uhelných kotlů ČEZ, a. s. i na přehřívákové trubky nadkritického kotle v ELE. Jedná se o zařízení, na která budou v období přechodu k jiným zdrojům elektrické energie kladeny zvýšené požadavky na bezporuchový provoz. Proto byla této oceli věnována odpovídající pozornost a byly hodnoceny vlivy a dopady výrobních technologických operací. Kromě toho byl zjišťován i vliv provozního zatížení na strukturní změny a potažmo i na změny mechanických vlastností. Byly provedeny práce vedoucí ke sjednocení variantních postupů přípravy vzorků pro světelnou i elektronovou mikroskopii i popis rozložení sigma fáze po tloušťce stěny od místa styku se spaliny po místo styku s párou. Výsledky těchto prací je možné (kvantifikovaně) shrnout tak, že u oceli SUPER 304H dochází díky teplotní expozici ke vzniku křehkých fází jak po hranicích zrn, tak v samotných zrnech, což má za následek celkové zkřehnutí. Cílem tohoto příspěvku je upozornit na to, že vlivem provozního zatížení dochází i ke změnám hodnot použitých pro pevnostní návrh přehříváků. U experimentálně zjišťovaných

hodnot mohou vzniknout výrazné rozdíly vyvolané rozdílným stupněm strukturních změn po tloušťce stěny a místem odběru vzorku. Postupy získávání hodnot mechanických vlastností s použitím mikrovzorků umožní podrobnější modelování a na něj navazující pevnostní hodnocení.

Experimentální část

Vliv teplotní degradace na hodnotu modulu pružnosti

Vliv teplotní degradace byl posuzován pro dva teplotně degradované stavy, a to pro degradaci při teplotě 675 °C po dobu 12 000 hodin (v grafech označeno jako degradace I) a pro degradaci při teplotě 675 °C po dobu 27 000 hodin (v grafech označeno jako degradace II). Modul pružnosti byl stanovován jednak z tahové zkoušky, jednak jako dynamický s použitím vzorků o rozměru 3 x 10 x 20 mm vyrobených ze středu stěny. Vzhledem k degradačním změnám přehřívákových trubek (viz obr. 1 pro expozici 650 °C / 18500 hodin) je oprávněné předpokládat, že změny mechanických vlastností u vnějšího povrchu, který je ve styku se spalinami i u vnitřního povrchu, který je ve styku s přehřátou parou budou větší než ze středu.



Stav u vnějšího povrchu

Stav uprostřed stěny

Stav u vnitřního povrchu

Obr. 1: Strukturní stav SUPER 304H po teplotní expozici po dobu 650 °C / 18500 hodin

Princip stanovení dynamického modulu pružnosti

Měření dynamického modulu pružnosti je nedestruktivní měření založené na analýze vibrací měřeného materiálu. Vibrace jsou indukovány malým mechanickým impulsem, po kterém dochází k disipaci energie materiálu do vibrací. Tyto vibrace mají frekvenční spektrum dle jejich rezonanční frekvence, která je závislá na elastických vlastnostech materiálu, geometrii vzorku a jeho hustotě. Vzorek se položí na 2 podpory tak, aby podélná osa vzorku byla kolmá na obě podpory. Vzdálenost podpor je závislá na největším rozměru vzorku, tedy na jeho délce. Předností této metody je možnost používat pro měření malé vzorky, a tudíž získat lokální hodnoty a ty následně použít pro pevnostní hodnocení stěny modelované se skutečnými mechanickými vlastnostmi po tloušťce. Jedná se tedy o další příspěvek k vytvoření uceleného souboru použití mikrovzorků k získání lokálních materiálových vlastností.

Normové hodnoty používané pro pevnostní návrh

V době, kdy byla provedena pevnostní hodnocení částí tlakového systému kotlů, u kterých byla použita ocel SUPER 304H, byl k dispozici jako normový podklad uvádějící minimální garantované hodnoty VdTüV-Werkstoffblatt 550 [1], [2]. Hodnoty dynamického modulu pružnosti jsou uvedeny v tab. 1.

Tab. 1: Hodnoty dynamického modulu pružnosti uvedené v [1]

Modul pružnosti – dynamický									
Teplota (°C)	20	100	200	300	400	500	600	700	750
Modul pružnosti (GPa)	189	182	174	165	156	149	141	134	130

Změřené hodnoty u trubek v dodaném stavu

Následující tabulka (tab. 2) uvádí porovnání rezonanční metody a výsledků převzatých z tahových zkoušek materiálu. Obecně lze konstatovat velmi dobrou shodu mezi výsledky, která je prokázána procentuální odlišností naměřených dat. Pro předmět tohoto příspěvku bylo ověření použito z důvodu, že u teplotně degradované oceli SUPER 304H dochází ke změnám mechanických vlastností, konkrétně modulu pružnosti. Zhodnocený rozdíl mezi naměřenou a normovou hodnotou (tab. 1 a tab. 2) je nižší než 5 % pro 25 °C a nižší než 3 % pro 600 °C, z tohoto důvodu je možné považovat změřené hodnoty za přijatelné a námi použité měřicí zařízení a postup stanovení dynamického modulu pružnosti za vyhovující. Pro další potřeby článku bude použito měření rezonanční metodou.

Naměřené hodnoty modulu pružnosti jsou mírně nižší než hodnoty uvedené v normě [1]. Za předpokladu, že normové hodnoty byly stanoveny s použitím [3] je nutné vzít v úvahu, že rovnice pro stanovení modulu pružnosti vyvažuje mezi sebou hmotnost, šířku, délku a tloušťku zkušební vzorku i jeho základní rezonanční frekvenci. Vysvětlení je možné hledat kromě jiného i v tom, že námi hodnocené malé vzorky byly vyrobeny ze středu stěny trubky, přičemž už z provedených měření tvrdosti a mikrotvrdosti napříč stěnou je možné usuzovat na rozdíly pevnosti po tloušťce nové trubky.

Hodnoty E, G a μ uvedené v tab. 2 byly vypočteny jako aritmetický průměr z minimálně tří naměřených hodnot.

Tab. 2: Průměrné hodnoty modulu pružnosti, G a Poissonova poměru, změřené ze zkoušek tahem a měřených dynamickou metodou

Materiál	Označení	E-tah	E-dyn	Procentuální rozdíl
		GPa	GPa	
SUPER304H	degr_0_600 °C	130,1	137,5	5,69
	degr_I_600 °C	147,1	147,3	0,09
	degr_II_600 °C	141,9	149,1	5,08

Pro další posouzení vlivu stárnutí oceli SUPER 304H bylo provedeno měření sumarizované výsledky uvedenými v tab. 3.

Tab. 3: Naměřená data rezonanční metodou

Vzorky 3x10x20 mm							
Vzorek	E [GPa]		G [GPa]		μ [-]		Označení vzorku
	25 °C	600 °C	25 °C	600 °C	25 °C	600 °C	
S304H_vychoz	182,02	137,49	76,34	56,84	0,192	0,209	SUPER_304H
S304H_exp1	193,54	147,27	76,86	57,43	0,259	0,282	3_1
S304H_exp2	194,93	149,11	77,22	58,05	0,262	0,284	7_1

Pevnostní hodnocení a aplikace změřených dat SUPER 304H

Následující kapitola se opírá o teoretické základy návrhových výpočtů v elastické oblasti dle literatury [4]. Použité základní vzorce jsou pro válcové těleso, což přímo odpovídá aplikaci materiálu SUPER 304H. Základní vztahy pro výpočet definuje obr. 2. Z těchto rovnic řešením přímé úlohy pružnosti získáme vztahy pro hlavní napětí (obr. 3). Kde integrační konstanty (obr. 4) A, B a deformaci ε_a z obr. 3 určíme dle konkrétních okrajových podmínek.

Jedná se tak o matematický základ pro výpočet napětí ve stěně, kde hodnota E vystupuje ve všech třech hlavních napětí v čitateli. Což ve zkratce znamená, že nárůst modulu pružnosti v průběhu degradace materiálu SUPER 304H povede k nárůstu všech složek hlavních napětí a tím i k nárůstu celkového napětí ve stěně.

1. rovnice rovnováhy:

$$\sigma_r - \sigma_t + r \cdot \frac{d\sigma_r}{dr} = 0, \quad \sigma_o = p_z \quad (8.7, 8.8)$$

2. Geometrické rovnice

$$\varepsilon_t = \frac{u}{r}, \quad \varepsilon_r = \frac{du}{dr}, \quad \varepsilon_o = \frac{dw}{dz} \quad (8.9 - 8.11)$$

3. Konstitutivní vztahy

$$\sigma_r = \frac{E}{1+\mu} \left(\varepsilon_r + \frac{\mu}{1-2\mu} \nu \right), \quad \sigma_t = \frac{E}{1+\mu} \left(\varepsilon_t + \frac{\mu}{1-2\mu} \nu \right), \quad \sigma_o = \frac{E}{1+\mu} \left(\varepsilon_o + \frac{\mu}{1-2\mu} \nu \right)$$

Obr. 2: Základní rovnice pro výpočet válcového tělesa z pohledu pevnosti [4]

$$\begin{aligned} \sigma_1 = \sigma_t &= A + \frac{B}{r^2} + \frac{E\mu}{(1+\mu)(1-2\mu)} \varepsilon_a \\ \sigma_2 = \sigma_a &= 2\mu A + \frac{(1-\mu)E}{(1+\mu)(1-2\mu)} \varepsilon_a \\ \sigma_3 = \sigma_r &= A - \frac{B}{r^2} + \frac{E\mu}{(1+\mu)(1-2\mu)} \varepsilon_a \end{aligned}$$

Obr. 3: Výpočtové vztahy pro hlavní napětí [4]

$$A = \frac{EC_1}{(1+\mu)(1-2\mu)}, \quad B = \frac{EC_2}{1+\mu}$$

Obr. 4: Výpočtové vztahy pro okrajové podmínky dle geometrie úlohy [4]

Závěr

Vezměme si modelový příklad návrhu výpočtu napětí ve stěně přehřívákové trubky z oceli SUPER 340H, která bude postupně vystavena degradačním procesům, které byly simulovány v tomto příspěvku laboratorní expozicí. Návrhově bude stanoveno napětí ve stěně, které bude sledováno a porovnáváno s hodnotami napětí při tečení z pohledu popisu stavu degradace materiálu. Během expozice však dochází k nárůstu materiálové konstanty, která figuruje ve všech složkách napětí v čitateli o hodnoty 7,1 potažmo 8,5 %. To způsobí celkový nárůst reálného napětí a tím akceleraci degradace materiálu, která ovšem z pohledu výpočtářů nebude sledována, protože nebyly k dispozici stanovené materiálové hodnoty pro degradovanou ocel SUPER 304H. Výstupem tohoto příspěvku by mělo být zvážení přepočtu skutečných napětí v přehřívákových systémech ve vazbě na jejich degradaci.

Poděkování

Práce byly řešeny s finanční podporou MPO, Projekt FV40166 „Hodnocení degradovaných ocelí pro stavbu turbín a přehříváků elektrárenských kotlů pro potřebu predikce zbytkové životnosti a lokálních oprav“.

Literatura

- [1] VdTÜV (2012): *Warmfester Walz- und Schmiedestahl X10CrNiCuNb 18-9-3. Werkstoff-Nr. 1.4907. Nahtloses Rohr.* VdTÜV-Werkstoffblatt 550.
- [2] VdTÜV (2012): *Warmfester Walz- und Schmiedestahl X10CrNiCuNb 18-9-3. Werkstoff-Nr. 1.4907. Hersteller: Nahtloses Rohr.* VdTÜV-Werkstoffblatt 550- Beiblatt.
- [3] ASTM (2013): *ASTM E1875, Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Sonic Resonance.* Standard, ASTM E1875, ASTM International, West Conshohocken (PA).
- [4] Ondráček, E. (2006): *Mechanika těles – pružnost a pevnost II, 4. přeprac. vyd.* Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., Brno. ISBN 80-214-3260-8

VLIV HETEROGENITY MIKROSTRUKTURY NA VLASTNOSTI A CREEPOVOU ODOLNOST TLUSTOSTĚNNÉ PAROVODNÍ TRUBKY Z OCELI P92

INFLUENCE OF MICROSTRUCTURE HETEROGENEITY ON PROPERTIES AND CREEP RESISTANCE OF THICK-WALLED STEAM PIPE MADE OF P92 STEEL

Zdeněk Kuboň a Ladislav Kander

MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM, s.r.o., Pohraniční 693/31, Vítkovice, 703 00 Ostrava

Abstrakt

V minulém roce zde byl uveden příspěvek, který se zabýval mikrostrukturou a vlastnostmi trubky o tloušťce stěny 90 mm z oceli P92, u kterého byly zjištěny četné řediny, zejména v blízkosti vnitřního povrchu trubky. Řediny vznikly zřejmě v důsledku nedostatečného protváření během válcování trubky. Analýzy lokálních materiálových vlastností u obou povrchů trubek provedené tehdy jsou zde doplněny o výsledky creepových zkoušek malých vzorků (SPC testy), které doplnily creepové zkoušky do lomu prováděné na konvenčních zkušebních tyčích. Výsledky SPC testů jsou porovnány s materiálovými požadavky na ocel P92 a je proveden pokus o vyhodnocení možného vlivu nehomogenity mikrostruktury a vlastností na dlouhodobou životnost trubky v podmínkách tečení.

Abstract

Last year, a paper was presented here, which dealt with the microstructure and properties of pipe with a wall thickness of 90 mm made of P92 steel, in which numerous dilutions were found, especially close to the inner surface of the pipe. The dilutions were probably caused by insufficient deformation during the rolling of the pipe. Analyzes of local material properties at both pipe surfaces performed at that time are supplemented here by the results of small punch creep tests (SPC tests), which complemented the stress fracture tests performed on conventional test specimens. The results of SPC tests are compared with the material requirements for P92 steel and an attempt is made to evaluate the possible influence of inhomogeneity of the microstructure and material properties on the long-time creep exposure of the pipe.

Úvod

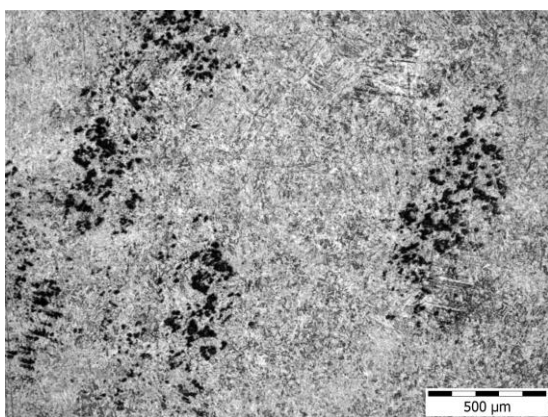
Tento příspěvek navazuje na článek z minulé konference, na kterém byly prezentovány výsledky analýz vlastností tlustostěnné parovodní trubky z oceli P92 (X10CrWMoVNb 9-2) [1]. Je to jeden z materiálů, který je detailně studován v rámci programu THÉTA v projektu TK01020160 „Komplexní postupy materiálového inženýrství k zajištění bezpečného provozu inovovaných bloků klasických elektráren“, kterého se účastní mimo MMV také ČEZ, a. s., ÚAM Brno, s.r.o., a UJP Praha, a.s. Jedním z hlavních cílů tohoto projektu je materiálový výzkum zaměřený na získání databáze komplexních vlastností nově nasazovaných či retrofitovaných materiálů se zvláštním zaměřením na creepové, únavové a křehkolomové vlastnosti ohybů kotlových trubek a parovodů, včetně jejich svarových spojů, ale i dalších kritických komponent energetických kotlů. Ocel P92 (X10CrWMoVNb 9-2) je jedna z komerčně nejúspěšnějších martenzitických žárupevných ocelí a zde uváděná konkrétní trubka je použita na výstupním parovodu 660 MW kotle v NZ ELE v Ledvicích v nominální tloušťce 80 mm. Vzhledem k současným převládajícím ocelářským technologiím a přednostní výrobou plynule litých bram vzrůstá nebezpečí nedokonalého protváření a negativní ovlivnění homogenity a výsledných materiálových vlastností právě u takto tlustostěnných trubek.

Experimentální materiál a provedené analýzy

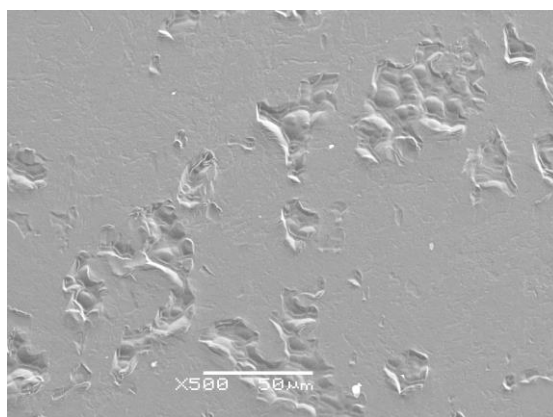
Materiálové charakteristiky byly sledovány u trubky s vnitřním průměrem 350 mm a nominální tloušťkou stěny 80 mm. Trubka byla dodána ve stavu po provozním tepelném zpracování. Komplexní analýza materiálových vlastností této trubky zahrnovala ověření mechanické pevnosti za laboratorní i zvýšené teploty, provádění zkoušek vrubové houževnatosti a sestavení křivky přechodu křehký-houževnatý stav, proměření profilu tvrdosti přes tloušťku stěny, analýzu mikrostruktury a také provádění jak konvenčních creepových zkoušek, tak i SPC testů.

Shrnutí výsledků analýzy mikrostruktura a materiálových vlastností

Metalografická analýza odhalila, že prakticky v celém průřezu stěny trubky se nacházejí shluky ředin o velikosti až malých jednotek milimetrů. Jejich výskyt byl četnější u vnitřního povrchu trubky, obr. 1 a obr. 2.



Obr. 1: Řediny u vnitřního povrchu trubky



Obr. 2: Řediny, SEM, režim TOPO

Provedené porovnávací tahové zkoušky na tělesech umístěných těsně pod vnějším a těsně pod vnitřním povrchem při laboratorní teplotě ani při teplotě 600 °C neukázaly žádný rozdíl mezi vlastnostmi oceli u obou povrchů trubky. Podobně jako mez kluzu a mez pevnosti se ani tvrdost významněji neměnila směrem od vnějšího k vnitřnímu povrchu a ani výsledky zkoušek vrubové houževnatosti neukázaly žádný rozdíl ve velikosti nárazové práce mezi vnějším a vnitřním povrchem, tab. 1.

Tab. 1: Mechanické a křehkolomové vlastnosti u vnějšího a vnitřního povrchu trubky

Teplota	+20 °C					600 °C			
	R _{p0.2}	R _m	A ₅	Z	KV	R _{p0.2}	R _m	A ₅	Z
Povrch trubky	[MPa]		[%]		[J]	[MPa]		[%]	
Vnitřní	481	651	27,4	69,6	168	280	294	22,1	89,5
Vnější	484	645	26,6	72,2	174	292	306	21,9	89,5
ČSN EN 10216-2	≥440	620-850	≥17,0	-	27	≥248	-	-	-

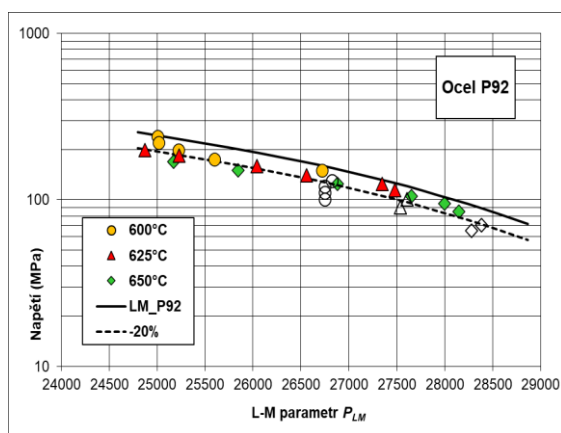
Výsledky creepových a SPC zkoušek

Svojí velikostí v řádu malých desítek mikrometrů odpovídají pozorované defekty propojeným kavitám až řetízkům kavit. Je proto důležité zjistit, zda vůbec, kdy a jak se přítomnost těchto apriorních strukturálních vad projeví na creepové odolnosti trubky. Výsledky creepového programu konvenčních zkoušek dosud, v době, kdy se doby do lomu nejdelších zkoušek stále pohybují pod 10 000 hodin, ukazují na vcelku dobrou shodu experimentálních výsledků s požadavky materiálové normy, jak ukazuje jejich zpracování do podoby závislosti napětí na Larson-Millerově parametru na obr. 3. jak je z obrázku patrné, všechny výsledky ukončených zkoušek (plné symboly) se pohybují v rámci povoleného rozptylu okolo střední hodnoty.

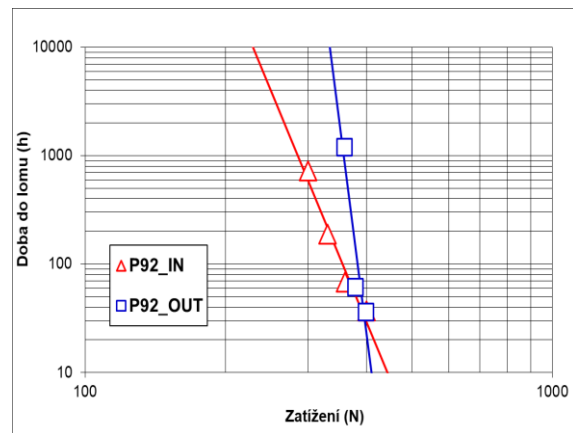
Metoda creepových zkoušek malých vzorků je založena na korelaci s výsledky konvenčních creepových zkoušek, podobně jako v případě penetračních testů při stanovení pevnostních cha-

rakteristik [2], [3]. Vzhledem ke složitosti napěťových stavů se však pro korelaci využívá rovnosti dob do lomu u konvenční creepové zkoušky a zkoušek SPC, kdy se navzájem koreluje zatížení u zkoušky SPC a napětí u creepové zkoušky. Podobně může být korelována rychlost sekundárního tečení při creepové zkoušce s měřenou deformací a rychlost stacionárního tečení při zkoušce SPC.

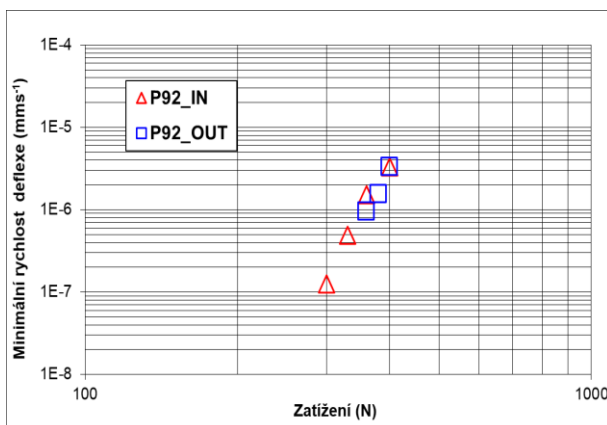
Zkušební vzorky pro program SPC zkoušek byly připraveny od vnějšího a od vnitřního povrchu a byly zkoušeny při teplotě 650 °C. Jejich výsledky jsou shrnuty v tab. 2 a v grafickém vyjádření ve tvaru bilogarithmické závislosti doby do lomu na aplikovaném zatížení na obr. 4, na obr. 5 je ukázána závislost rychlosti ustáleného tečení na zatížení a na obr. 6 je uvedena závislost mezi zatížením a Larson-Millerovým parametrem. Zatímco u závislosti minimální rychlosti deflexe na zatížení nejsou pozorovány žádné rozdíly mezi vzorky odebranými z obou povrchů, v případě vztahu mezi dobou do lomu a zatížením se nejdelší zkouška znatelně odklání od stávající směrnice a naznačuje, že s prodlužující se dobou do lomu může dojít k rozdílu mezi creepovou pevností obou povrchů.



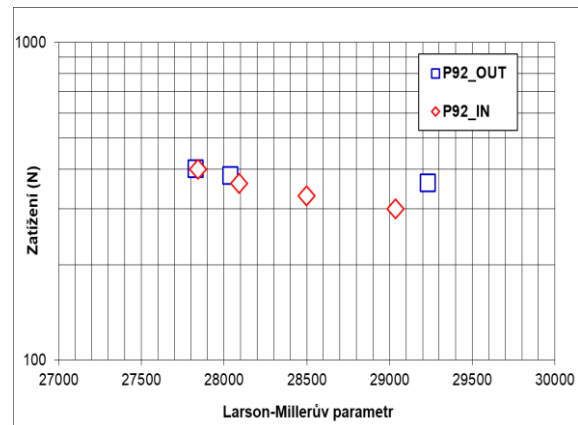
Obr. 3: Závislost napětí na L-M parametru



Obr. 4: Závislost doby do lomu na zatížení



Obr. 5: Závislost doby do lomu na zatížení



Obr. 6: Závislost zatížení na L-M parametru

Tab. 2: Výsledky SPC zkoušek trubky z oceli P92

Zkouška	Povrch	Teplota	Zatížení	Doba do lomu	Deflexe	Rychlost deflexe
		[°C]	[N]	[h]	[mm]	[mm·s ⁻¹]
ELE_IN_650_400	vnitřní	650	400	36,8	2,63	3,31·10 ⁻⁶
ELE_IN_650_380	vnitřní		360	68,3	2,84	1,52·10 ⁻⁶
ELE_IN_650_360	vnitřní		330	189	2,63	4,92·10 ⁻⁷
ELE_IN_650_300	vnitřní		300	721,8	2,88	1,25·10 ⁻⁷
ELE_OUT_650_400	vnější		400	35,6	2,60	3,33·10 ⁻⁶
ELE_OUT_650_380	vnější		380	60,27	2,77	1,56·10 ⁻⁶
ELE_OUT_650_360	vnější		360	1182	2,96	9,50·10 ⁻⁷

Diskuze výsledků

Analýza materiálových vlastností tlustostěnné trubky dosud neprokázala žádný negativní vliv shluků ředin ve struktuře, zejména pak v blízkosti vnitřního povrchu trubky. Po dlouhodobé creepové expozici mohou podobné defekty významně urychlit čerpání životnosti tím, že ve zrelaxované a odpevněné struktuře přispějí k rychlejšímu nástupu terciárního stádia creepu, ve kterém právě dochází k rozvoji creepové deformace vznikem a propojováním vnitřních defektů ve struktuře. Jak ukazují dosavadní výsledky SPC zkoušek, minimálně v oblasti krátkých časů nepředstavuje zřejmě výskyt shluků ředin v oceli významnější ohrožení její žarupevnosti. Jak ale vyplývá z obr. 4, je možné, že s rostoucí dobou do lomu bude na vnějším povrchu jiná směrnice závislosti doby do lomu na napětí a creepová odolnost na obou površích trubky tak bude divergovat v neprospěch oblastí blízko vnitřního povrchu. Skutečnost, že se tato divergence neprojevila v závislosti minimální rychlosti deflexe na zatížení může právě souviset s tím, že k prudkému rozvoji vnitřních defektů dochází až v tomto terciárním stádiu creepu.

Závěr

Provedené creepové zkoušky malých vzorků dosud jednoznačně nepotvrdily negativní vliv shluků ředin ve struktuře tlustostěnné trubky z oceli P92, avšak ukazuje se, že s rostoucími dobami do lomu se mohou vlastnosti v blízkosti obou povrchů trubky dále rozcházet a zejména ve finálních fázích creepové expozice mohou tyto apriorní defekty představovat riziko zkrácení životnosti parovodu.

Poděkování

Tento příspěvek vznikl za finanční podpory Technologické agentury České republiky v rámci projektu THETA TK01020160 „Komplexní postupy materiálového inženýrství k zajištění bezpečného provozu inovovaných bloků klasických elektráren“.

Literatura

- [1] Kuboň, Z., Kander, L. (2019): Homogenita struktury a vlastností tlustostěnných výrobků z oceli P92. *14. konference Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*, Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Srní, str. 103-108. ISBN 978-80-261-0885-6
- [2] CEN (2007): *Small Punch Test Method for Metallic Materials*. CEN Workshop Agreement, CWA 15627, European Committee for Standardization.
- [3] Bicego, V., Lucon, E., Crudeli, R. (1995): Integrated Technologies for Life Assessment of Primary Power Plant Components. *International Symposium on Materials Ageing and Component Life Extension*, EMAS, Vol. I, pp. 295-305.

POROVNÁNÍ VÝSLEDKŮ LOMOVÉ HOUŽEVNATOSTI ZÍSKANÝCH POMOCÍ STANDARDNÍCH A MINIATURIZOVANÝCH ZKUŠEBNÍCH TĚLES

COMPARISON OF FRACTURE TOUGHNESS RESULTS OBTAINED BY USING STANDARD AND SUB-SIZED SPECIMENS

Eva Chvostová, Ján Džugan, Pavel Konopík a Martin Rund

COMTES FHT a.s., Dobřany

Abstrakt

Hodnocení aktuálních mechanických vlastností materiálu je důležité zejména pro správný odhad zbytkové životnosti dané komponenty. V mnoha případech však standardní vzorky není možné použít kvůli požadavkům na velikost dostupného experimentálního materiálu nebo velikosti komponenty. Jednou z metod, kterou lze použít, je metoda, která se zaměřuje na použití miniaturizovaných zkušebních vzorků. V tomto článku jsou popsány a porovnány výsledky lomové houževnatosti získané pomocí standardních a miniaturizovaných zkušebních těles pro materiály 15CH2NMFA a AISI 304. Použití miniaturizovaného zkušebního vzorku přináší mnoho výhod, jako je snížení nákladů, možnost semidestruktivního odběru materiálu, úspora času.

Abstract

The evaluation of the actual mechanical properties of the material is important especially for the correct estimation of the residual life of the component. In many cases, however, standard samples cannot be used due to the size requirements of the available experimental material or the size of the component. One of the methods that can be used is a method that focuses on the use of miniaturized test specimens. This paper describes and compares the fracture toughness results obtained with standard and miniaturized test specimens for 15CH2NMFA and AISI 304 materials. The use of a miniaturized test specimen brings many advantages, such as cost reduction, semi-destructive cutting off collection, time savings.

Úvod

Vlastnosti lomové houževnatosti poskytují velmi důležité informace o chování materiálu, ve kterém jsou ostré trhliny. Tato informace je v mnoha případech rozhodující pro rozhodnutí o dalším použití nebo vyřazení komponenty z provozu. V mnoha případech je však překážkou nedostatek experimentálního materiálu, ale posouzení může být provedeno pomocí miniaturizovaného zkušebního tělesa. Příkladem, kdy je k dispozici pouze nedostatek experimentálního materiálu, je posouzení zbytkové životnosti komponentů v provozu, kdy lze získat experimentální materiál pouze semi-destruktivním přístupem, vývoj nových materiálů, nebo při vývoji nano-materiálů metodami extrémní deformace, vývoj speciálních mechanicko-tepelných zpracování pomocí fyzikálního simulátoru. V poslední době také pro hodnocení dílů vyrobených aditivními výrobními technikami. V článku je prezentováno použití miniaturizovaných zkušebních těles pro zkoušku lomové houževnatosti. Experimentální program byl proveden na Cr-Ni-Mo-V feriticko-martenzitické žáruvzdorné nízkolegované oceli značené GOST 15CH2NMFA a na austenitické oceli AISI 304 s vynikající korozivzdorností.

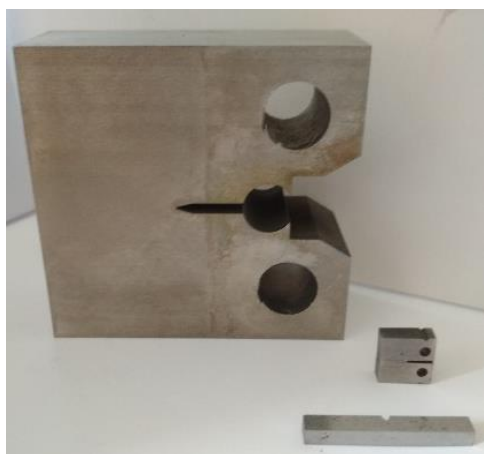
Zkoušky lomové houževnatosti na standardních zkušebních tělesech

Zkoušky lomové houževnatosti standardních těles byly provedeny v souladu se standardem ASTM E 1820-17 [1]. Pro koncepci Master křivky bylo zkoušeno šest 1T-CT těles. Zkoušky spočívaly v přípravě zkušebních těles nakmitáním únavové trhliny na požadovanou délku na magneto-rezonančním zkušebním stroji Rumul Testronic. Finální nakmitaná délka trhliny je dána podílem $a/W = 0,5$ a hodnotou faktoru intenzity napětí $K_{final} = 16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Následně

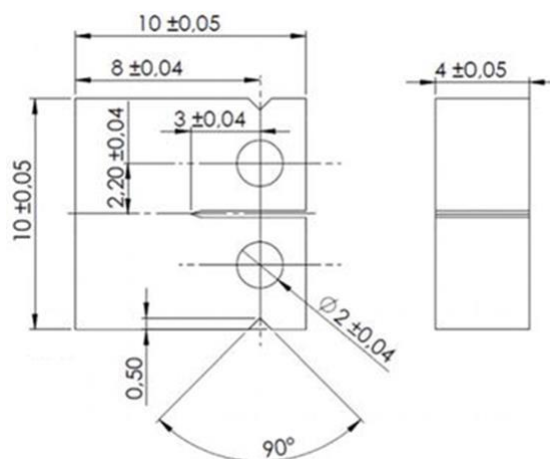
byly vzorky opatřeny bočními vruby. Po této přípravě následovala samotná procedura testování, která probíhala na servo-hydraulickém zkušebním stroji MTS 810. Rozevření vrubu vzorku bylo měřeno pomocí sponového COD extenzometru.

Zkoušky lomové houževnatosti na miniaturizovaných tělesech

V poslední době je velká pozornost zaměřena na geometrii vzorků mini-CT (0,16T-CT), které lze vyrobit i z rozlomené poloviny standardního vzorku Charpy. V roce 2014 bylo provedeno mezilaboratorní porovnání zaměřené na ověření spolehlivosti experimentálních dat mini-CT. Výsledky testování potvrdily, že vzorky mini-CT nabízejí velmi atraktivní příležitost k odvození stejných referenčních teplotních hodnot lomové houževnatosti T_0 , jako jsou hodnoty odvozené z větších vzorků lomové houževnatosti a vzorků Mini-Charpy (KLST). K testování byly vybrány tělesa mini Charpy a 0,16T CT. Zkoušky byly provedeny podle shodných zkušebních norem jako standardní tělesa. Všechna tělesa byla opět opatřena nakmitanou únavovou trhlinou a opatřeny bočními vruby. Zkoušky probíhaly na servo-hydraulickém zkušebním stroji Si-PLAN. Porovnání zkušebních těles je na obr. 1. Schéma zkušebního tělesa 0,16T CT je na obr. 2.



Obr. 1: Porovnání použitých zkušebních těles



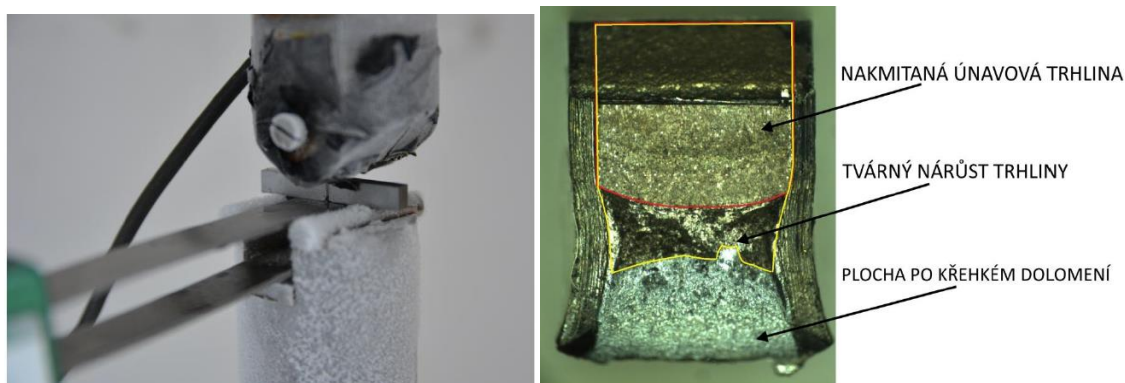
Obr. 2: Schéma tělesa 0,16T CT

Porovnání výsledků materiálu 15CH

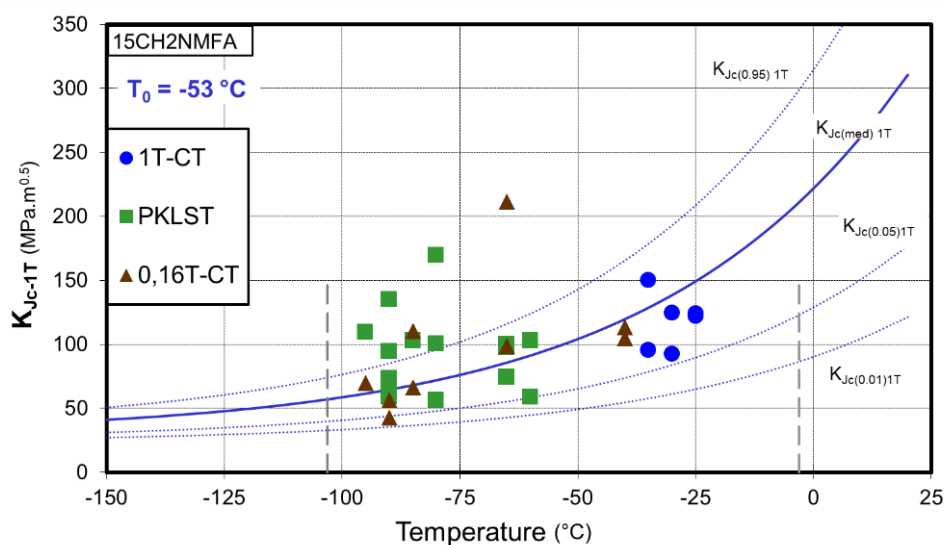
Pro stanovení referenční teploty bylo zkušeno celkem šest 1T-CT, devět 0,16T CT těles a třináct těles KLST. Zkoušky probíhaly za snížených teplot ve chladicí komoře s přívodem tekutého dusíku. V průběhu zkoušky byla měřena závislost síla – průhyb, průhyb vzorků byl během zkoušky měřen sponovým COD extenzometrem, viz obr. 3. Shrnutí stanovení referenční teploty T_0 je uvedeno v tab. 1. Křivka se všemi naměřenými daty je znázorněna na obr. 4. Z tab. 1 je zřejmé, že hodnocená referenční teplota pomocí vzorků KLST a vzorků 0,16T-CT nespĺňuje kritéria platnosti $\sum r_i n_i > 1$ a tyto referenční teploty lze považovat za prozatímní referenční teplotu T_{0Q} .

Tab. 1: Výsledky pro materiál 15CHNMFA

	Vzorek	Počet vzorků	T_0 °C	$r_i \cdot n_i$	Rozdíl T_0 °C
Master křivka	1T-CT	6	-41,3	1	-11,7
	0,16T-CT	9	-62,6	1,5	9,6
	KLST	14	-51,8	0,56	-1,2



Obr. 3: Vlevo uložení zkušebního tělesa a COD snímače, vpravo měření lomové plochy



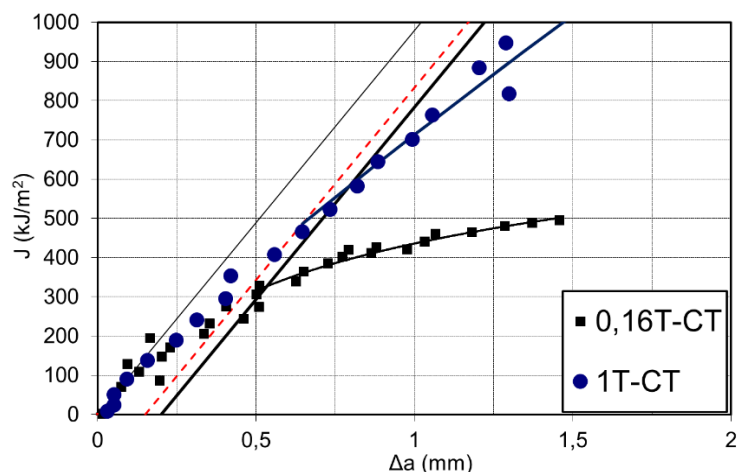
Obr. 4: Master křivka pro materiál 15CHNMFA

Porovnání výsledků lomové houževnatosti oceli AISI 304

Pro stanovení lomové houževnatosti byla použita metoda J-R křivky a byla stanovena metodou více těles. Zkoušky proběhly za pokojové teploty. Následně byla jednotlivá tělesa podrobena žhání pro zvýraznění délky trhliny, po něm ochlazena v tekutém dusíku a dolomena křehkým lomem. Tím se dosáhlo barevného odlišení tvárného růstu trhliny dosaženého během zkoušky od lomové plochy vzniklé dolomením po zkřehnutí vzorku. Následně byl tvárný růst trhliny opticky změřen a byla vyhodnocena hodnota lomové houževnatosti. Porovnání J-R křivek pro materiál AISI 304; geometrie vzorků, 0,16 T-CT vs. KLST je uvedeno v tab. 2 a na obr. 5.

Tab. 2: Výsledky pro materiál AISI 304

J-R křivka	Vzorek	Počet vzorků	J _{IC}
			kJ/m ²
	1T-CT	3	600
	0,16T-CT	7	345



Obr. 5: Porovnání J-R křivek pro materiál AISI 304; geometrie vzorků, 0,16 T-CT vs. 1T-CT

Diskuze výsledků

Zde získané výsledky poukazují na skutečnost, že v současné době neexistuje dostupné obecné řešení pro popis velikosti efektu v přístupech stanovení lomové houževnatosti. Pro spolehlivé stanovení hodnoty „nezávislé na velikosti“ musí být zkoumán materiál a kvantifikován velikostní efekt. Zdá se, že posouzení založené na integrálu J má spíše omezenou hodnotu a musí být stanoven lepší popis pro hodnocení lomové houževnatosti nezávislé na velikosti v horním platu výsledků. Dolní přechodová oblast je dobře popsána přístupem Master křivky včetně efektů velikosti v hodnocení. Obecně se uvažuje, že ve všech případech není nutné získat hodnoty nezávislé na velikosti. Může se jednat například o posouzení vlastností složek o malé tloušťce stěny, kde obyčejný stav deformace ve skutečnosti nepřevládá. Typickými příklady materiálů vyrobených s malou tloušťkou stěny, které vykazují vysoký poměr anizotropie vlastností, jsou materiály a komponenty vyrobené aditivními výrobními procesy.

Závěr

Jak je vidět v mnoha případech, nelze pro materiál dosáhnout hodnot nezávislých na skutečné velikosti, a proto jsou techniky malé velikosti jediným způsobem, jak charakterizovat vlastnosti. Tyto hodnoty se týkají pouze komponenty a uvažovaného procesu; jsou však poskytovány cenné informace umožňující návrh součástí a optimalizaci procesu. Techniky založené na miniaturizovaných zkušebních tělesech pro stanovení lomové houževnatosti byly zde ukázány jako nástroj poskytující hlubší vhled do chování materiálu při lomu a pro lepší porozumění chování materiálu v případech, kdy je k dispozici omezené množství experimentu.

Poděkování

Tento příspěvek byl vytvořen pomocí projektu Posuzování provozuschopnosti zařízení s využitím miniaturních zkušebních těles TH 02020448, financovaný Technologickou agenturou České republiky.

Literatura

- [1] ASTM (2017): *ASTM E 1820-17, Standard Test for Method Measurement of Fracture Toughness*. Standard, ASTM E 1820-17, ASTM International, West Conshohocken (PA).
- [2] Džugan, J., Procházka, R., Konopík, P. (2014): *Micro-Tensile Test Technique Development and Application to Mechanical Property Determination*. Small Specimen Test Techniques, 6th Volume, STP 1576, ASTM International, West Conshohocken (PA), pp. 12-30.

INOVATIVNÍ ZAŘÍZENÍ PRO MĚŘENÍ HLOUBKY TRHLIN STŘÍDAVOU POTENCIÁLOVOU METODOU

INNOVATIVE DEVICE FOR MEASURING CRACK DEPTH BY ACPD POTENTIAL METHOD

Jakub Mlnářík, Jan Kec a Petr Chuchvalec

SVÚM a.s.

Abstrakt

Střídavá potenciálová metoda je vhodným nástrojem pro měření hloubky trhlin kovových materiálů. Pro její dostatečně spolehlivé použití je třeba vhodně navrhnout uspořádání měřící části a zejména její připojení ke vzorku. Ve firmě SVÚM byl vytvořen miniaturní měřící modul, který umožňuje citlivé měření v bezprostřední blízkosti u trhliny. Měřící modul je možné použít pro jednorázovou příruční aplikaci i pro dlouhodobé měření velkých konstrukcí. Je možné najednou sledovat i velké množství trhlin, neboť měřící moduly je možné vzájemně propojit do sítě pomocí průmyslové sběrnice.

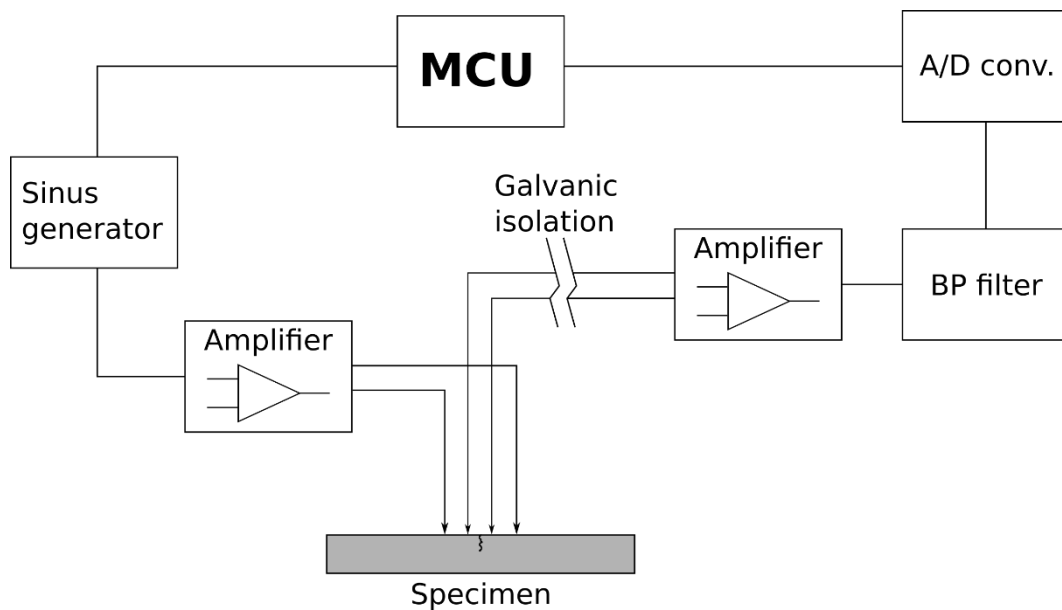
Abstract

The alternating current potential method (ACPD) is a suitable tool for measuring the depth of cracks in metallic materials. For its reliable use, it is necessary to design the arrangement of the measuring part well. Also the connection to the sample must be reliable. A miniature measuring module has been created in the SVÚM company, which enables sensitive measurement of a crack. The measuring module can be used for one-time manual application as well as for long-term measurement of large structures. It is possible to monitor a large number of cracks at once, as the measuring modules can be interconnected into the network using a communication bus.

Princip zařízení

Princip navrhovaného zařízení pro ACPD měření hloubky trhlin je následující (obr. 1): Střídavý budící proud o frekvenci 3 000 Hz je získán pomocí sinus generátoru se zesilovačem. Budící proud ve vzorku může ve špičkách dosahovat až 5 A. Měřený signál je galvanicky oddělen pomocí oddělovacího transformátoru a následně zesílen v předzesilovači s nastavitelným ziskem. Po odfiltrování parazitních frekvencí pomocí band-pass filtru je signál na A/D převodníku digitalizován a počítačově zpracován. Měření probíhá pulzně – proud prochází vzorkem jen krátkou dobu (max. 200 ms) během měření. Parazitní indukovaná složka vznikající v přírodních vodičích ke vzorku je omezena dvěma způsoby:

1. Pár vodičů přivádějící budící proud do vzorku je twistován.
2. Zesilovač budícího signálu a měřící část je miniaturizován a umístěn co nejbližší vzorku. Tímto způsobem je minimalizována délka paralelního vedení silového budícího a měřeného signálu. Právě miniaturizace a tím možné omezení délky vodičů je zásadní výhodou našeho řešení oproti komerčním přístrojům.



Obr. 1: Schematické znázornění zařízení pro měření hloubky trhlin ACPD metodou

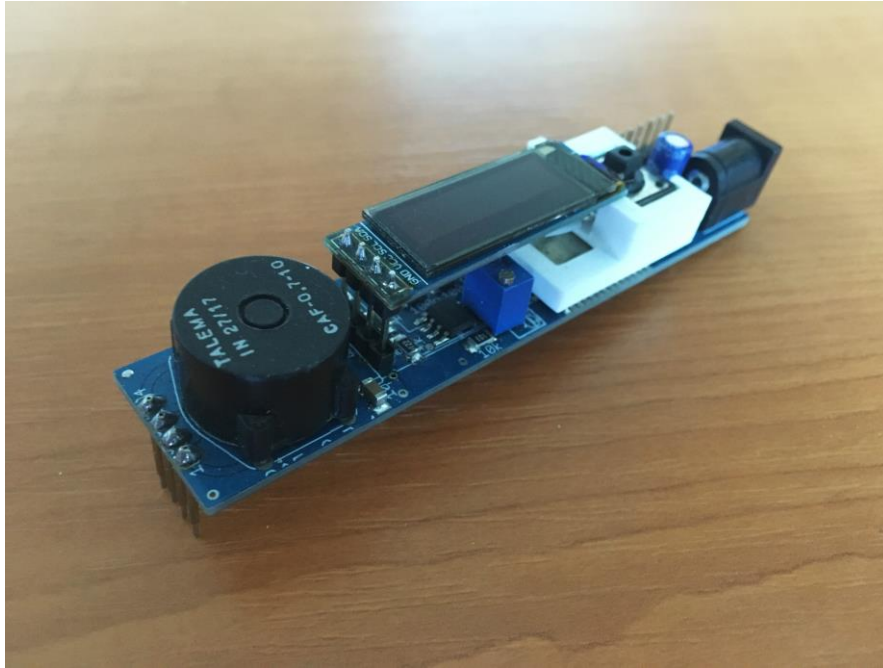
Zařízení pro příruční měření hloubky trhlin

Byl navržen a zkonstruován prototyp miniaturního příručního zařízení, které přímo měří hloubku trhliny. Při návrhu zařízení bylo využito dřívějších poznatků získaných studiem ACPD metody ve SVÚM – zejména jde o volbu vhodné budící frekvence a matematického postupu výpočtu hloubky trhliny. Základem zařízení (obr. 2) je 4 hrotová sonda – jsou využity odpružené měřící jehly v rozteči 2,5 mm. Vnějšími hroty je vnášen budící proud o frekvenci 3 kHz, vnitřní hroty snímají odezvu napříč měřenou trhlinou. Díky využití odpružených jehel je možné měřit v příručním režimu bez nutnosti bodování elektrod. Budící sinusový signál je generován mikroprocesorem ESP32 pomocí pulzně šířkové modulace pseudo-analogovým výstupem. Budící signál je dále vyhlazen pomocí RC obvodu a vstupuje do audio zesilovače TDA2822D. Úbytek napětí v okolí trhliny je snímán dvojicí měřících elektrod. Měřený signál je zesílen dvojicí operačních zesilovačů s nastavitelným ziskem na druhém stupni a snímán 12bitovým analogovým vstupem procesoru ESP32. Délka jednoho měření je 100 ms, měření se periodicky opakuje každých 900 ms. Součástí zařízení je miniaturní OLED displej pro zobrazení měřených hodnot.

Navržený plošný spoj pro SMD montáž má rozměry 95 x 20 mm. Jsou na něm integrovány veškeré komponenty včetně napájecího konektoru a měřících hrotů.

Byl vytvořen program pro ESP32, který řídí celé měření a zpracování signálu. Je vyřešena automatická detekce kvality připojení (je nutný správný kontakt hrotů s vzorkem), kalibrace zařízení je řešena sadou etalonů s definovanou hloubkou umělých trhlin. Pro proces kalibrace je připraveno jednoduché menu ovládaného jediným tlačítkem na zařízení. Velkou výhodou čipu ESP32 je integrovaná anténa pro bluetooth či WiFi komunikaci. Právě bluetooth komunikace je využita pro přenos měřených dat do PC a zápis hodnot při kontinuálním provozu.

Zařízení bylo navrženo tak, aby se po osazení dalo snadno vestavět do krabičky, která byla vyrobena pomocí 3D tiskárny. Součástí krabičky je i dvojice silných neodymových magnetů, které fixují polohu zařízení na ocelový předmět v průběhu měření (obr. 3).



Obr. 2: Osazená deska příručního zařízení – vlevo jsou patrné 4 odpružené měřicí hroty



Obr. 3: Hotový prototyp zařízení při kalibraci na modelové trhlíně

Miniaturizované zařízení pro dlouhodobé měření

Výše měřidlo je výhodné pro rychlá ruční měření. Avšak příkládací odpružené hroty se příliš nehodí pro měření dlouhodobé, kde se očekává vysoká přesnost a stabilita. Pro provádění právě dlouhodobých a provozních měření bylo proto navrženo měřidlo jiné (obr. 4). Základní princip měření je shodný, zařízení se ale liší v několika aspektech:

1. Měřicí kontakty jsou vzorku bodovány. Nejsou tudíž použity odpružené hroty, ale běžná přípojovací svorkovnice.
2. Na měřicím modulu není osazen displej. Tím se dále zmenšila velikost zařízení.
3. Veškerá komunikace s měřicím modulem (kalibrace, odečet hodnot...) se provádí externě pomocí průmyslové sběrnice RS485.

Jednotlivé moduly jsou adresované. Je možné použít až 256 modulů na jedné sběrnici současně. Tak je možné v reálném čase sledovat velké množství defektů na jedné konstrukci. Pro účely kalibrace a sběru dat byl vytvořen program pro operační systém Windows v jazyku C#, v provozních podmínkách lze použít průmyslový PLC automat.



Obr. 4: Miniaturní modul pro kontinuální měření hloubky trhlin

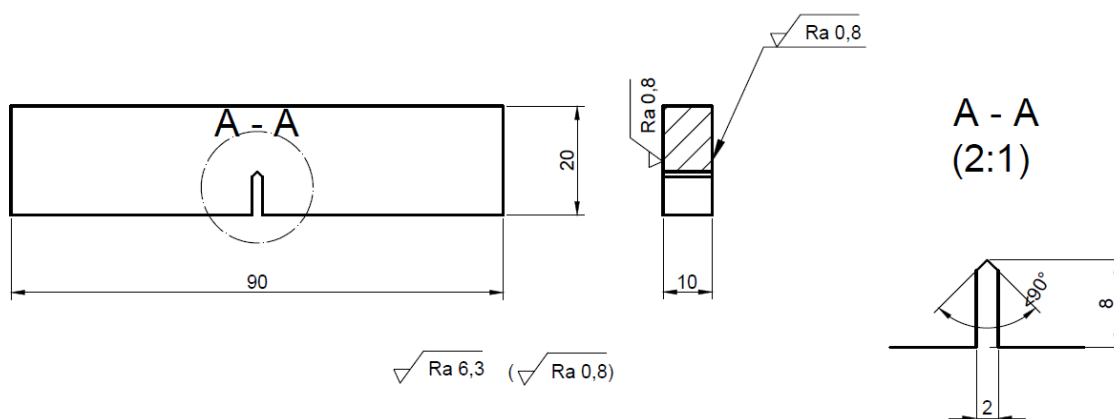
Použití měřidla pro sledování růstu trhliny během únavové zkoušky

Modelová únavová zkouška byla provedena servohydraulickým zkušebním stroji Instron 8501 (obr. 5). Jako zkušební těleso byl použit vzorek typu 3PB (three-point bend specimen) s mechanicky předpřipraveným vrubem s hloubkou 8 mm, který se běžně používá pro zkoušky lomové houževnatosti. Rozteč podpor po celou dobu zkoušení byla stanovena na 80 mm. Zkušební těleso bylo vyrobeno z termomechanicky zpracované potrubní oceli X70 označení dle API 5L. Vzorek byl odebrán z obvodového směru a předpřipravený mechanický vrub byl orientován osově na trubním tělese, čímž simulovat nejkritičtější možnou situaci na potrubním tělese, neboť obvodové napětí je dvojnásobné v porovnání s podélným. Zkušební vzorek s kótami hlavních rozměrů je zobrazen na obr. 6.

Samotná únavová zkouška probíhala ve dvou po sobě jdoucích krocích. V prvním kroku bylo zkušební těleso zatěžováno frekvencí $f = 10$ Hz, amplitudou síly $F_a = 3,9$ kN a statickým předzátížením $F_{stat.} = 4,7$ kN, což odpovídá asymetrii zatížení $R = 0,093$. Stanovená únavový přírůstek během tohoto kroku byl stanoven na 3 mm. V druhém kroku byla zatěžovací síla snížena zhruba na polovinu – zatěžovací frekvence $f = 10$ Hz, amplituda síly $F_a = 2,0$ kN a statické předzátížení $F_{stat.} = 2,4$ kN, což odpovídá asymetrii zatížení $R = 0,091$. Stanovený únavový přírůstek během tohoto kroku byl stanoven na 1,5 mm.

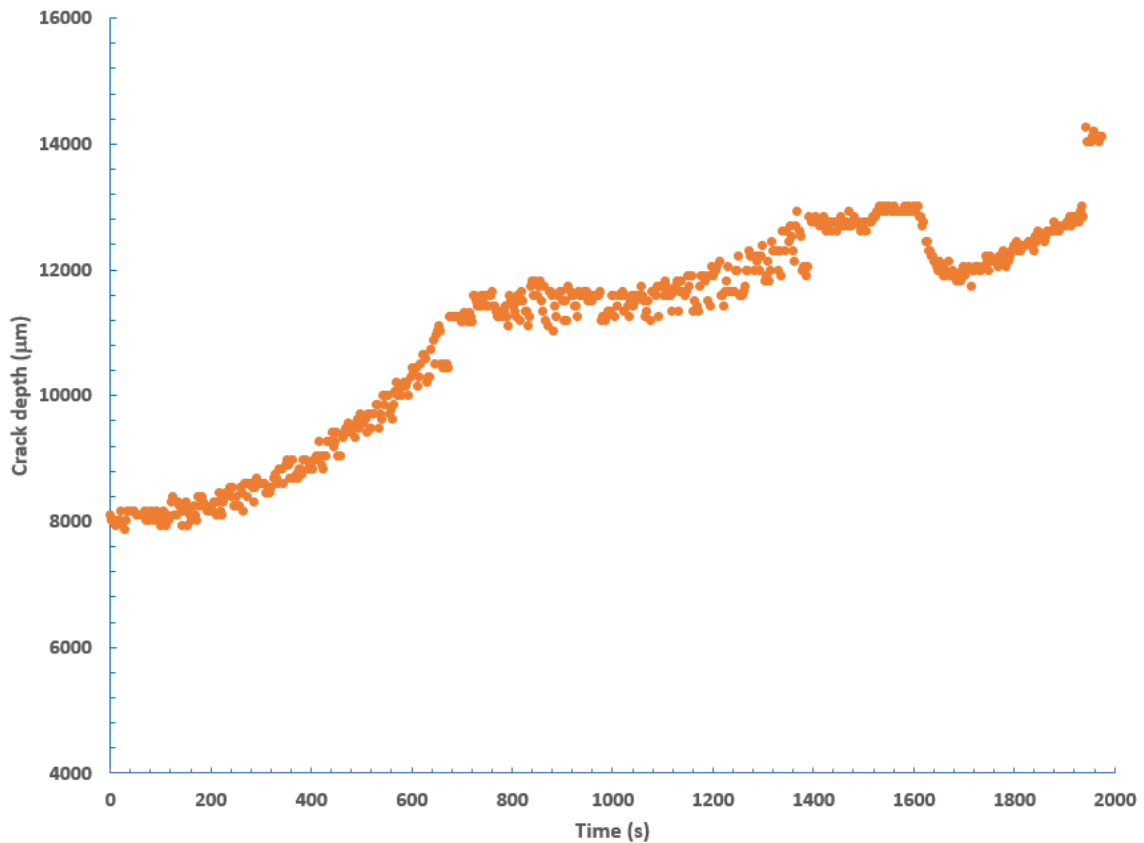


Obr. 5: Výkres zkušební vzorku použitého pro únavovou zkoušku



Obr. 6: Výkres zkušební vzorku použitého pro únavovou zkoušku

Růst trhliny byl sledován ACPD metodou právě pro identifikaci stanoveného únavového přírůstku. Na záznamu z měření (obr. 7) jsou patrné tři oblasti růstu trhliny. Zpočátku je růst rychlejší (vyšší zatěžovací síla). Po dosažení potřebné hloubky byla zatěžovací síla snížena, nějakou dobu je stabilní a později narůstá s menší rychlostí. Na konci cyklování byl vzorek statickou silou dolomen (poslední fáze záznamu). Zde je patrné zdánlivé snižování měřené hloubky trhliny (měřeného potenciálu) při zahájení statického zatížení. To je způsobeno rostoucím tlakem opěrných válečků na vzorek a ovlivněním budícího proudu přes trhlínu. Část proudu totiž neprochází přes trhlínu, ale je odváděna konstrukcí zkušebního stroje. Pro omezení tohoto vlivu bude v budoucnu zařízení osazeno ještě referenčním kanálem.



Obr. 7: Růst trhliny – sledováno ACPD metodou

Závěry

1. Bylo navrženo a vytvořeno zařízení pro příruční měření hloubky trhlin ACPD metodou.
2. Zařízení bylo ověřeno v praxi na modelových i reálných trhlínách.
3. Dále vznikl miniaturní měřicí modul pro kontinuální měření. Byl navržen sériový komunikační protokol a obslužný program pro Windows.
4. Měřicí modul byl úspěšně vyzkoušen při laboratorních únavových zkouškách.
5. V další variantě bude modul doplněn o kanál pro snímání referenčního potenciálu mimo trhlínu pro potlačení vlivu změn budícího proudu.

VÝVOJ REALISTICKÝCH VAD PRO ZKUŠEBNÍ TĚLESA

DEVELOPMENT IN REALISTIC DEFECTS FOR TEST SPECIMENS

Jiří Hodač a Jana Veselá

Centrum výzkumu Řež s. r. o.

Abstrakt

Pro potřeby kvalifikace nových i stávajících metod nedestruktivního zkoušení je nezbytná schopnost vyrábět zkušební tělesa s realistickými vadami odpovídající vadám detekovaným v provozu energetických zařízení. Centrum výzkumu Řež, proto vyvíjí vhodné efektivní postupy výroby realistických vad realizovatelných v různých materiálech, dílech, nebo konstrukcích s homogenními i heterogenními svary. V článku jsou popsány oblasti, kde byly vyvinuty funkční postupy pro výrobu vad s vysokou mírou shody s vadami z provozu. Pro zjištění charakteru a rozsahu vytvořených vad jsou využívány nedestruktivní i destruktivní metody zkoušení. Popsány jsou zkušební tělesa s korozními, únavovými a výrobními svarovými vadami. Na základě zjištění z praxe jsou též vyvíjeny vady s kombinovaným charakterem.

Abstract

For qualification of new and current methods of non-destructive testing, it is necessary to be able to produce test specimens with realistic flaws corresponding to flaws detected in the service of power industry devices. The Řež Research Center therefore develops suitable and efficient procedures to produce realistic flaws that can be created in various materials, parts, or constructions with homogeneous and heterogeneous welds. The article describes the areas, where functional procedures have been developed to produce flaws which are very similar to flaws detected in service. Non-destructive and destructive testing methods are used to determine the nature and dimensions of flaws. Test specimens with corrosion, fatigue and manufacturing weld flaws are described. Based on findings from service, flaws with a combined character are also developed.

1. Úvod

Včasné nedestruktivní odhalování vad je jednou z nejlepších cest zajištění bezpečnosti provozu, zjišťování životnosti konstrukčních celků i jednotlivých komponent. Proto nacházejí nedestruktivní metody zkoušení (NDT) stále širší uplatnění v rozličných průmyslových odvětvích. Pro správnou funkci NDT technologií je nezbytné ověření citlivosti zvolené metody na hledané vady, společně se správnou kalibrací přístroje a odpovídající kvalifikace obsluhy. Z těchto důvodů je před samotným nasazením NDT technologie v provozu vhodné provést kvalifikační měření na zkušebních tělesech (ZT) s vadami odpovídajícího charakteru. Jednotlivé typy zkušebních těles jsou Centrem výzkumu Řež vyvíjeny ve spolupráci s průmyslovými partnery. Dlouhodobou snahou je výroba realistických vad, které odpovídají vadám vznikajícím v běžném provozu a z pohledu NDT metod jsme identické – tzv. realistické vady. Alternativou realistických vad jsou tzv. vady náhradní s přesně definovanou geometrií a rozměrem, např. vývrt s plochým dnem. Náhradní vady slouží ke kalibraci přístroje a nastavení vyhledávací citlivosti. V článku níže se blíže věnujeme různým typům realistických vad. [1], [2]

Ve vývoji se zaměřujeme na realistické typy vad, které v provozu vedou k náhlému selhání funkce komponent a konstrukčních celků, čímž představují bezpečnostní riziko a mohou způsobit významné ekonomické ztráty. Jedná se zejména o vady, jež nelze odhalit při vizuální kontrole. Příkladem je mezikrystalová koroze v tepelně ovlivněné oblasti svaru, v níž se přednostně šíří trhliny. Naproti tomu plošná koroze je zpravidla dobře vizuálně odhalitelná, sledovatelná a většinou nepředstavuje výrazné riziko náhlého selhání konstrukce. [3], [4]

2. Druhy realizovaných vad

Při výrobě zkušebních těles s realistickými vadami jsme se zaměřili na korozní vady, vady únavového charakteru, výrobní vady svarových spojů a jejich kombinace. Všechny níže uvedené vady byly vytvořeny v trubkových ZT o rozměrech $\text{Ø}89 \times 6,3$ mm. Tento trubkový profil se běžně vyskytuje v energetickém průmyslu a je často prověřován NDT kontrolami, a proto představuje vhodné reprezentativní těleso. Druhy ocelových slitin pro experimenty jsou voleny tak, aby odpovídali jejich výskytu v provozu. [5]

2.1 Korozní vady

Korozní vady v průmyslové praxi často stojí na začátku řetězce vedoucího k vytvoření kritické vady z volného povrchu. Korozie iniciovaná na povrchu komponenty snižuje jeho účinný průřez a současně může docházet k vytváření korozních důlků, které působí jako koncentrátoři napětí. Při kombinaci mechanického a korozního zatížení jsou často korozní důlky místy vzniku trhlin. [3], [6], [7]

Závažná korozní poškození vznikají i v relativně neagresivních prostředích vlivem lokální koncentrace agresivních složek prostředí. Nejčastěji se tak děje v místech nahromadění nečistot či korozních produktů. V prostředí potrubních systémů se jedná o korozní úsady. V místě jejich uložení se zvyšuje koncentrace agresivních látek podporujících korozní proces a lokálně zvyšují rychlost koroze součásti. [8]

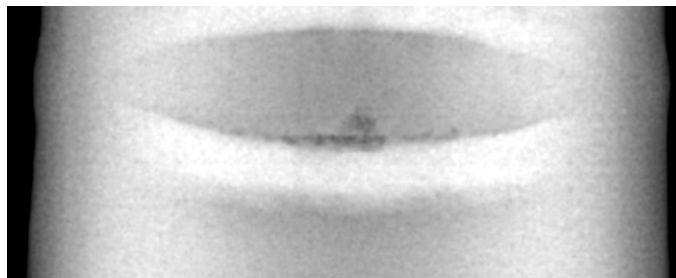
Ke kombinaci degradačních jevů nastává i v místech svarů, kde kořen svaru může vytvořit vhodné místo pro hromadění korozních úsad a usnadnění vzniku koroze. Zde navíc hrozí riziko urychlení korozních jevů v důsledku galvanické koroze (spojení materiálů o rozdílném složení) [9]. Korozie může být lokálně urychlena i v tepelně ovlivněné oblasti svaru v důsledku ochuzení slitiny o korozně protektivní prvek, například chrom. [10]

Příklad realizovaných těles

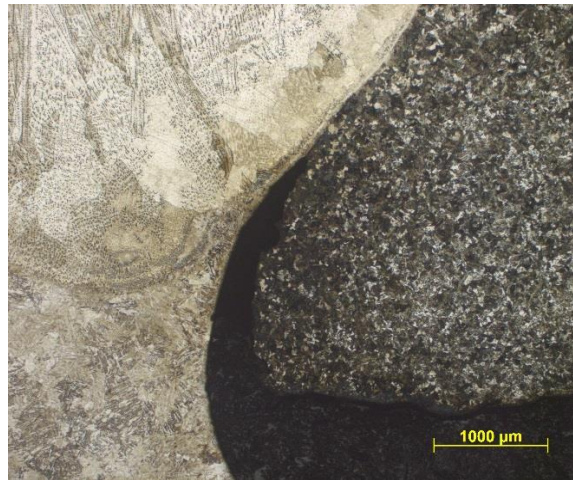
Trubkové zkušební těleso o vnějším průměru 89 mm s heterogenním svarovým spojem ocelí 08Ch18N10T a 22K (norma GOST) bylo vystaveno působení proudícímu vodnému roztoku chloridů. V důsledku galvanické koroze je přednostně rozpouštěna feritická ocel 22K, viz Obr. 1. Korozie je nejintenzivnější přímo na styku svarového kovu a základního materiálu a postupuje úzkou štěrbinou podél svarového úkosu. Tento typ korozního poškození má výrazný vrubový účinek na spoj a snižuje jeho pevnost i životnost, viz obr. 1 až obr. 3. Přítomnost korozních vad byla též ověřena a hodnocena ultrazvukovou technikou Phased Array (PAUT). [11]



Obr. 1: Makroskopický pohled na korodovaný svarový spoj



Obr. 2: Projev korozního poškození na rentgenovém snímku



Obr. 3: Detail heterogenního svarového spoje s postupující korozní vadou. Hloubka průniku koroze od původního volného povrchu potrubí je 1,72 mm.

Vytvořená korozní vada simuluje korozní napadení v potrubních systémech. V okolí svaru lze sledovat úbytek tloušťky stěny trubky. Ve svaru pak sledujeme pronikající korozi s lokálním extrémem na úkosu svaru. Tyto typy vad můžeme použít například pro kvalifikaci nedestruktivní metody zkoušení ultrazvukem (UT) a prozařovací metody (RT).

2.2 Únavové trhliny

Únavové trhliny se vyskytují u cyklicky namáhaných dílů. Únavové trhliny představují vysoké riziko zejména pro silnostěnné díly, kde nastávají příznivé mechanické podmínky pro šíření trhlin. Únavové trhliny se v materiálu šíří i při nízkých napětích hluboko pod bezpečnostními limity. Šíří-li se z vnitřních povrchů, například u trubek a nádob, jsou pro vizuální, případně kapilární a magnetické zkoušky z vnějšího povrchu neodhalitelné [1], [4].

Riziková místa pro výskyt únavových trhlin jsou dána především konstrukčně. Trhliny se vyskytují v místech konstrukčních vrubů, mechanického poškození povrchu dílů, ostrého přechodu mezi tuhou a pružnou částí konstrukce apod. [4]

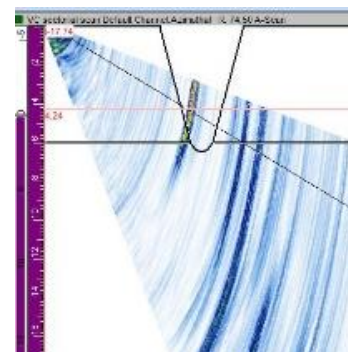
Příklad realizovaných těles



Obr. 4: Trhlina podél svarového úkosu



Obr. 5: Síť trhlin vedoucích od vrubu ve svaru až do teplem ovlivněné oblasti



Obr. 6: PAUT echo únavové trhliny v prostoru kořene svaru snímku

Trubkové ZT o vnějším průměru 89 mm o tloušťce stěny 6,3 mm z materiálu 304L (ASTM) s homogenním svarem bylo vystaveno kombinovanému cyklickému namáhání za účelem rozvoje trhlin z oblasti kořene svaru, viz obr. 4 až obr. 6. Kořen svaru byl před mechanickým

namáháním oslaben EDM vrubem. Vrub slouží jako iniciátor trhliny a pomáhá v lokalizaci trhliny do požadované oblasti vzorku. K vyvození potřebného namáhání byl použit servohydraulický stroj, viz obr. 7.

Vytvořené únavové trhliny dobře reprezentují vady vznikající v provozu. Každý materiál, způsob svařování a pracovní prostředí zásadně ovlivňuje, kde vady vzniknou a jaký mají charakter. Úprava nastavení parametrů mechanické zátěže pro dosažení požadované vady je běžnou součástí výroby zkušebních těles. Tělesa s realistickými únavovými trhlínami jsou využívána pro kvalifikace NDT metod UT, RT, MT (magnetické metoda prášková), MMM (magnetická paměť materiálu) a v případě průchozích trhlín i PT (kapilární metoda).



Obr. 7: Příklad způsobu aplikace cyklické mechanické zátěže svarového spoje

2.3 Výrobní vady svarů

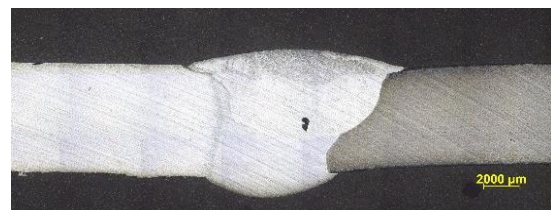
Představují speciální skupinu vad, která je vytvořena přímo během procesu svařování. Výrobní vady vznikají v praxi neúmyslně a nelze je zcela eliminovat. V praxi se můžeme setkat s detekovanými, ale přípustnými vadami, které ve spoji zůstávají po celou jeho životnost. Tyto vady se u klíčových komponent pravidelně sledují, zda nedochází k jejich rozvoji, nebo propojování. [1], [12]

Ve vývoji se zabýváme pouze výrobou vad, které jsou neodhalitelné povrchovými metodami VT, PT nebo MT, ale zároveň představují riziko selhání spoje. Patří sem tedy vady typu porozita, neprůvar, zavařená struska, neprovařený kořen apod. Na obr. 8 až obr. 11 je uvedeno srovnání DT a NDT hodnocení dvou výrobních vad heterogenního svarového spoje.

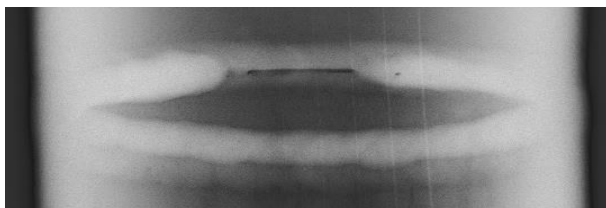
Příklad realizovaných těles



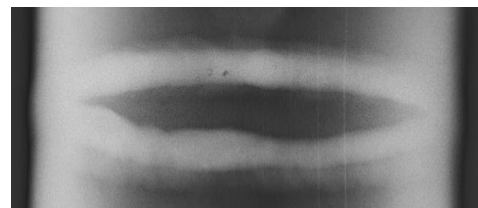
Obr. 8: Makrofotografie metalografického výbrusu – vzorek A s vadou typu neprůvar v kořeni.



Obr. 9: Makrofotografie metalografického výbrusu – vzorek B s vadou typu porozita.



Obr. 10: Rentgenové snímky odpovídajících vzorků – vzorek A



Obr. 11: Rentgenové snímky odpovídajících vzorků – vzorek B

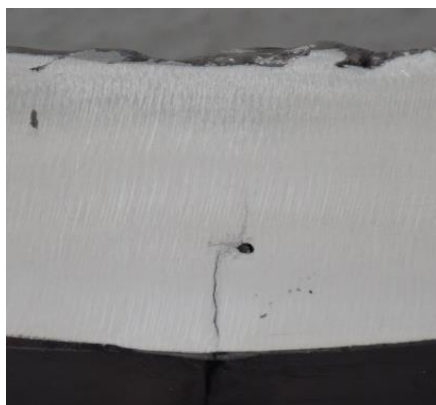
Svarové vady jsou vytvářeny porušením technologického postupu či svařovacího předpisu (WPS) ve zvolené lokalizované oblasti pro vytvoření požadovaného typu vady. Svar musí z pohledu vizuální kontroly vyhovovat a koruna svaru nesmí vykazovat patrné odchylky v místě vytvořené vady.

Heterogenní svarový spoj znesnadňuje ultrazvukovou zkoušku a vada je zpravidla dobře detekovatelná pouze ze strany feritické oceli. V praxi navíc může být situace komplikována špatným přístupem ke kontrolovanému spoji, nátěrem, izolací apod.

2.4 Kombinování vad

V praxi se vyskytují vady vznikající v důsledku působení více různých činitelů zároveň, a proto mívají komplikovanější charakter. Například poškození rozvíjející se z korozního napadení, pokračující jako korozní praskání pod napětím s rozvíjející se trhlinou, která se šíří ve svarovém spoji přes vnitřní výrobní vady vedoucí k porušení těsnosti, nebo soudržnosti spoje. Z výše uvedeného je patrné, že provozní vady mohou mít různý charakter a v průběhu jejich rozvoje se mohou upřednostňovat různé způsoby degradace spoje. Napodobíme-li tyto kombinace, získáváme velice realistické vady s vysokou mírou shody s vadami z provozní praxe.

V provozu jsou komponenty vystaveny souběžnému působení mnoha vlivů, a proto i vznikající vady mají často kombinovaný charakter. Typickým příkladem místa s kombinovaným namáháním jsou parogenerátory, kde na vnitřní stěně nádob a potrubí zároveň působí mechanické, korozní a tepelné namáhání. V pokračujícím vývoji realistických vad se zaměřujeme na výrobu kombinovaných vad, viz obr. 12.



Obr. 12: Makrosnímek příčného řezu ZT se svarem. Únavová trhlina mění svůj původní směr a napojuje se na vnitřní vadu (pór). Dále pokračuje ve směru kolmém na hlavní napětí ve spoji.

3. Závěr

Na základě provedených měření můžeme hodnotit vytvořené realistické vady jako vady, které se svým charakterem blíží provozním vadám. Oproti náhradním vadám poskytují přídavnou hodnotu právě svojí podobností s reálnými, provozními vadami. Tělesa s náhradními vadami jsou často využívána jako kalibrační měřky, zatímco ZT s realistickými vadami jsou vhodná pro kvalifikaci postupů zkoušení zejména metod UT, RT nebo je lze využít pro kvalifikaci personálu NDT.

Poděkování

Presentované výsledky byly finančně podpořeny Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy – projekt LQ1603 Výzkum pro SUSEN. Práce byla realizována na velké infrastruktuře Udržitelná energetika (SUSEN) vybudované v rámci projektu CZ.1.05/2.1.00/03.0108 a CZ.02.1.01/0.0/0.0/15_008/0000293.

Literatura

- [1] Kopec, B., Šmíd, R. (2008): *Nedestruktivní zkoušení materiálu a konstrukci*. Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., Brno.
- [2] Yoneyama, H., Miharada, H. (2003): *Comparison of Echo Heights between Fatigue Crack and EDM Notch*. Journal of High Pressure Institute of Japan, Vol. 41, pp. 115-122. ISSN 0387-0154
- [3] Novák, P. (2011): *Koroze kovů*. Konzervování a restaurování kovů, TM Brno, AMG ČR, Brno, kapitola 3, str. 136–198.
- [4] Růžička, M., Hanke, M., Rost, M. (1987): *Dynamická pevnost a životnost*. České vysoké učení technické v Praze, Praha.
- [5] Norek, M. (2017): *Návrh a kvalifikace oprav svarových spojů na JE metodou WELD OVERLAY*. Diplomová práce, Západočeská univerzita v Plzni, Fakulta strojní. Plzeň.
- [6] ASM International (2000): *Corrosion: Understanding the Basics*. ASM International, [online]. Available at: https://www.asminternational.org/documents/10192/1849770/06691g_chapter_1.pdf
- [7] Novák, P. (2005): *Druhy koroze kovů*. Koroze a ochrana materiálu, roč. 49, str. 75-82. ISSN 0452-599X
- [8] Vosmík, Z. (2018): *Výskyt koroze a úsad při ohřevu vody ve výměnících tepla a jejich vliv na nerezovou ocel a provoz výměníku*. Dostupné z: <http://www.vosmik-vymeniky.cz/data/140110-vliv-chemickeho-slozeni-vody-1.korozni-vlivy.pdf>
- [9] Belkessa, B., Miroud, D., Ouali, N., Cheniti, B. (2016): *Microstructure and Mechanical Behavior in Dissimilar SAF 2205/API X52 Welded Pipes*. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), Vol. 29, pp. 674-682. ISSN 1006-7191
- [10] Arlt, N., Burkert, A., Isecke, B. (2011): *Korozivzdorné oceli ve styku s jinými kovovými materiály*. Publikáční řada Materiály a aplikace, Euro Inox, roč. 10, [online]. Dostupné z: http://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/Euro_Inox/Contact_with_Other_CZ.pdf, ISBN 978-2-87997-324-1
- [11] Veselá, J. (2018): *Nedestruktivní a destruktivní hodnocení korozního poškození a rozvoje trhlin vzorků heterogenních svarových spojů*. *Konference Defektoskopie 2018*.
- [12] Kolář, J. (2014): *Aplikace pokročilých technik ultrazvukového zkoušení svarových spojů*. Konstrukce, roč. 5/2014, str. 64-68. ISSN 1803-8433

Použité zkratky

NDT – Nedestruktivní zkoušení (z anglického Non Destructive Testing)

ZT – Zkušební těleso

UT – Ultrazvukové zkoušení (z anglického Ultrasonic Testing)

RT – Radiografické zkoušení (z anglického Radiographic Testing)

MT – Magnetická prášková metoda (z anglického Magnetic particle Testing)

MMM – Magnetická paměť materiálu (z anglického Metal Magnetic Memory method)

PT – Kapilární zkoušení (z anglického Penetrant Testing)

DT – Destruktivní zkoušení (z anglického Destructive Testing)

METODIKY PRO OPTIMALIZACI DIAGNOSTIKY A ÚDRŽBY ZAŘÍZENÍ VÝROBNÍCH BLOKŮ

METHODOLOGIES FOR OPTIMISING DIAGNOSTICS AND MAINTENANCE OF DEVICES IN POWER UNITS

Jana Marková ^{a)}, Jan Mičoch ^{a)}, Kamil Prešl ^{b)}, Miroslav Sýkora ^{a)} a Klára Šťastná ^{c)}

^{a)} Kloknerův ústav, České vysoké učení technické v Praze

^{b)} ČEZ, a. s.

^{c)} ÚAM Brno, s.r.o.

Abstrakt

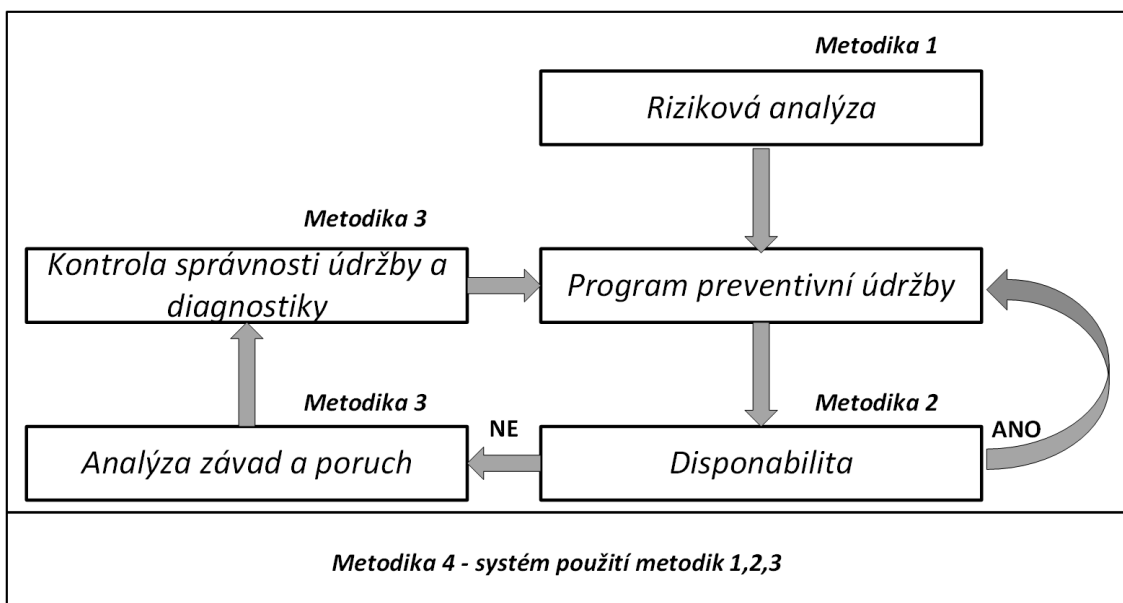
Příspěvek popisuje čtyři metodiky připravované v rámci Národního centra pro energetiku. Metodiky reagují na aktuální potřebu optimalizovat a zacílit náklady do diagnostiky a údržby pro dostupnost na stanovené úrovni provozovatele. Hlavním cílem je poskytnout nástroje pro podporu dosažení dlouhodobé dostupnosti výrobních bloků klasických elektráren. Dílčí cíle zahrnují 1) klasifikaci zařízení výrobních bloků z hlediska kritičnosti, 2) identifikaci kritických zařízení, 3) stanovení kritických degračních mechanismů vedoucích k poruchám s velkým dopadem na provoz bloků s využitím analýzy možného výskytu a vlivu vad FMEA (Failure Mode and Effects Analysis) a 4) úpravu nastavení systémů diagnostiky a údržby. Metodiky se opírají o analytické postupy pro řízení spolehlivosti, rizik a životnosti s využitím provozních dat.

Abstract

The contribution provides an overview of four methodologies that are being developed in the framework of the National Centre for Energetics. The methodologies address the urgent need for optimising diagnostics and maintenance systems to achieve the level of availability required by an operator. They provide the tools for 1) risk-based classification of devices in power units, 2) identification of critical devices in a particular power unit, 3) identification of critical degradation mechanisms using the Failure Mode and Effects Analysis FMEA and for 4) optimisation of diagnostics and maintenance systems. The methodologies are based on the methods of reliability and risk management and service life predictions using operational data.

Úvod

Metodiky reagují na aktuální potřebu provozovatelů bloků klasických elektráren a tepláren optimalizovat plánování preventivní a prediktivní údržby. Čtyři metodiky [1-4] poskytují analytické postupy pro hodnocení technického stavu výrobních zařízení ve střednědobém horizontu třech až pěti let. Uplatnění metodik v praxi vytváří předpoklady pro optimalizaci programů údržby (systémů diagnostiky a údržby – PÚ) a řízení provozní spolehlivosti na základě hodnocení a řízení rizik. Metodiky se používají společně - obr. 1 ukazuje algoritmus jejich použití.



Obr. 1: Algoritmus použití metodik

Metodiky jsou určeny především pro hodnocení zařízení výrobních bloků klasických elektráren v režimu base load; pro aplikace v dalších průmyslových odvětvích může být potřebné je příslušně upravit.

Metodiky vycházejí z norem ČSN EN a ČSN ISO, dalších mezinárodních normativních dokumentů (především EPRI, Electric Power Research Institute), podnikových norem ČEZ, a. s. a z poznatků publikovaných v odborné literatuře.

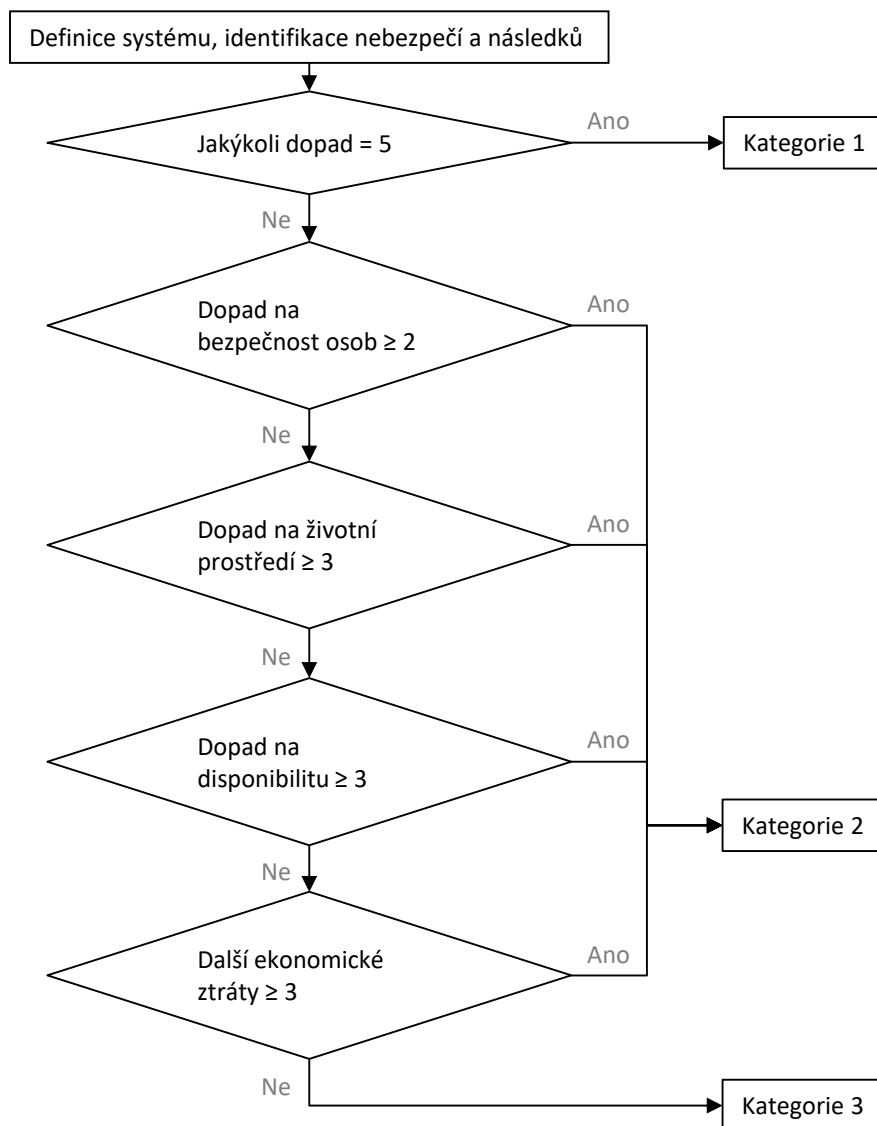
Metodika analýzy rizik pro stanovení kritičnosti zařízení výrobních bloků elektráren (metodika 1 - M1)

Metodika M1 poskytuje postup pro stanovení kritičnosti zařízení výrobních bloků klasických elektráren na základě analýzy rizik. Zohledňují se ekonomické dopady (neplánované odstávky, náklady na opravy nebo výměnu, škody na dalším majetku), sociální (bezpečnost zaměstnanců – možnost vzniku lehkého / vážného / smrtelného zranění) a dopady na životní prostředí (včetně nákladů na odstranění následků havárie).

M1 uvádí požadavky na vstupní data pro hodnocení kritičnosti a způsob jejich získání. Stanovení kritičnosti obvykle vychází ze zjednodušeného postupu zohledňujícího dopady poruchy zařízení podle podnikové normy ČEZ, a. s. [5] – viz obr. 2.

Dopady jsou klasifikovány do pěti tříd (1 – nejpříznivější, 5 – nejhorší) a zařízení rozdělena do třech kategorií (kategorie 1 – nejkritičtější zařízení) [1].

V podrobnějším postupu podle zásad hodnocení rizik se uvažuje také poruchovost zařízení. Postup se zaměřuje na dominantní ekonomické ztráty (dopady na dostupnost a další ekonomické ztráty) a vyhýbá se tak multikriteriálnímu hodnocení. Výsledky hodnocení jsou proto jednoznačně interpretovatelné, srozumitelné a přímo využitelné při hodnocení efektivity změn diagnostiky a údržby. Dopady na bezpečnost osob a dopady na životní prostředí se v případě potřeby analyzují odděleně. Způsob hodnocení rizik je ilustrován v tab. 1.



Obr. 2: Algoritmus pro kategorizaci zařízení podle dopadů poruchy

Tab. 1: Hodnocení rizik

5	žluté	červené	červené	červené	
4	žluté	oranžové	červené	červené	*
3	zelené	žluté	oranžové	červené	
2	zelené	zelené	žluté	červené	červené
1	zelené	zelené	zelené	oranžové	červené
Celkový dopad Poruchovost	1	2	3	4	5

velmi vysoké

vysoké

střední

nízké

zanedbatelné

Riziko

* Mimořádné situace. V případě potřeby se doporučuje použít pravděpodobnostní hodnocení rizik s uvážením možností omezení rizik.

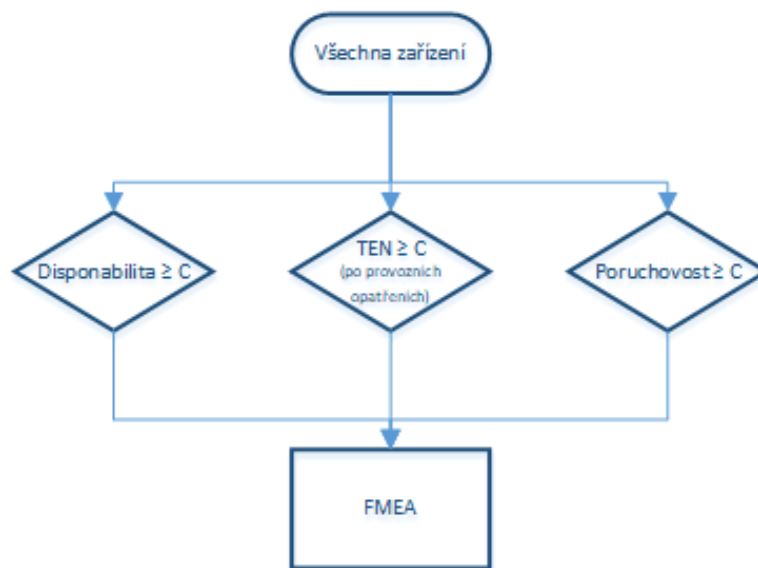
Doporučuje se stanovení kritičnosti zařízení pravidelně opakovat s ohledem na možnost změny ekonomických podmínek, dostupnost nových technických informací a nové zkušenosti s provozem zařízení. Ve výjimečných případech, které zjednodušený ani podrobnější postup věrohodně nepostihují (například porucha způsobí odstávku delší než tři měsíce nebo další ekonomické ztráty přesahují 90 mil. Kč, nebo vede k významným dopadům na bezpečnost osob nebo významným dopadům na životní prostředí), se doporučuje provést detailní analýzu rizik s využitím pravděpodobnostního rozboru.

Metodika rozdělení zařízení výrobních bloků elektráren pro řízení životnosti a modifikaci (M2)

Zařízení seřazená podle kritičnosti podle *M1* je možné podle *M2* rozdělit na:

- zařízení, u kterých je možné ponechat současné nastavení PÚ a není nutné provádět modifikaci zařízení,
- zařízení, u kterých je potřebné aplikovat metodiku pro hodnocení kritičnosti poruch zařízení *M3* [2].

M2 určuje vhodné indikátory k posouzení stavu a výkonnosti konkrétního zařízení. Jako klíčový indikátor se uvažuje dostupnost zařízení a dále poruchovost zařízení a technickoekonomické normativy (TENy). Pokud je alespoň jeden z těchto parametrů ve stavu C a horším (A – nejlepší, E – nejhorší), zařízení je podrobena analýze FMEA. Obr. 3 ukazuje algoritmus rozdělení zařízení. *M2* dále uvádí požadavky na získání vstupních dat, hodnocení trendů a stanovení cílové hodnoty klíčových indikátorů.



Obr. 3: Algoritmus rozdělení zařízení

Hodnocení kritičnosti poruch zařízení výrobních bloků elektráren (M3)

Uplatnění *M3* napomáhá k:

- identifikaci kritických míst a degračních mechanismů v technologických systémech a zařízeních,
- zvýšení spolehlivosti výrobních bloků elektráren prostřednictvím cíleného monitorování s včasným zásahem do údržby,
- optimalizaci programu údržby PÚ za daných podmínek.

M3 se opírá o hodnocení rizik (očekávané doby na korektivní opravy poruchy během referenční doby) a účinnosti současného PÚ. Druhý indikátor zohledňuje:

- schopnost současného PÚ odhalit rozvíjející se degrační mechanismus a zamezit vzniku poruchy,
- možnosti změny PÚ s ohledem na současné technické a ekonomické možnosti a časovou náročnost zavedení nového PÚ.

Odhad účinnosti PÚ může například ovlivnit počet měření s ohledem na sledovanou délku nebo plochu, frekvence měření, počet měření v jednom místě (například u nedestruktivních metod), kombinace různých metod, možnosti, že se sleduje nesprávný technický parametr nebo nesprávné kritické místo zařízení nebo jeho komponenty atd. Tab. 2 uvádí příklad hodnocení potřeby změny PÚ.

Tab. 2: Příklad hodnocení potřeby změny PÚ

5 (extrémní)							
4							
3							
2							
1 (zanedbatelné)							
Riziko							
Účinnost PÚ	1 (max.)	2	3	4	5 (není)		

okamžitá

vysoká

střední

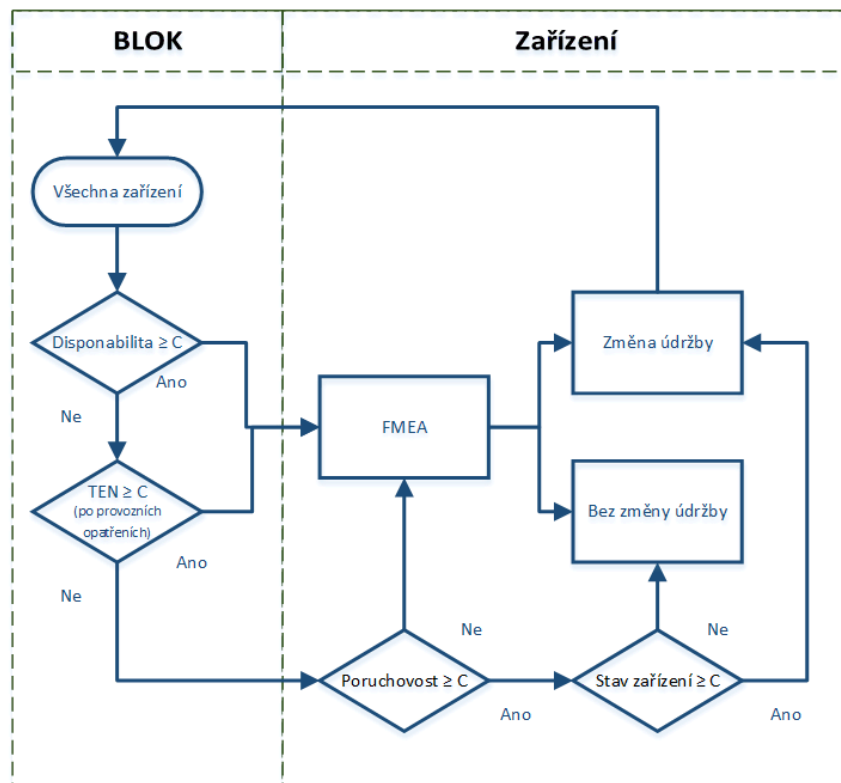
nízká

beze změny

Potřeba změny

Metodika predikce technického stavu a optimalizace rozhodování o údržbě (M4)

Metodika *M4* poskytuje rámec pro použití *M1-M3* (obr. 4) a zpětnou vazbu ohledně nastavení PÚ. V případě podezření na špatné nastavení PÚ uvádí možnosti pro zlepšení stavu s ohledem na naléhavost opravy (zvýšení frekvence sběru dat a zvýšení počtu měření v jednom okamžiku, využití pokročilejších metod diagnostiky, preventivní údržba apod.).



Obr. 4: Workflow – použití *M1-M3*

Shrnutí

Čtyři metodiky připravované v rámci Národního centra pro energetiku reagují na aktuální potřebu optimalizovat náklady na diagnostiku a údržbu zařízení výrobních bloků. Metodiky usnadňují 1) klasifikovat zařízení z hlediska kritičnosti, 2) identifikovat kritická zařízení konkrétního bloku, 3) určit kritické degradační mechanismy a 4) upravit nastavení systémů diagnostiky a údržby (programů údržby PÚ). Ukazuje se, že kritičnost zařízení je možné zjednodušeně hodnotit na základě dopadů poruchy. V podrobnějším postupu se pak přihlíží i k poruchovosti – zde se doporučuje uvažovat dominantní ekonomické dopady a vyhnout se multikriteriálnímu hodnocení (dopady na bezpečnost osob a na životní prostředí se v případě

potřeby analyzují odděleně). Klíčovým indikátorem pro řízení spolehlivosti je disponibilita zařízení. Při hodnocení potřeby změny PÚ se doporučuje zohlednit rizika související s uvažovaným typem poruchy, schopnost PÚ odhalit rozvíjející degradační mechanismus a dostupnost zlepšení PÚ.

Poděkování

Příspěvek byl zpracován v rámci řešení Národního centra pro energetiku TN010000007, Segmentu 1, PB1.16. Vývoj nástrojů predikce technického stavu zařízení elektráren a tepláren podporovaného Technologickou agenturou České republiky.

Literatura

- [1] Marková, J., Sýkora, M., Mlčoch, J., Prešl, K., Šťastná, K. (2020): *Metodika analýzy rizik pro stanovení kritičnosti zařízení výrobních bloků elektráren*. Návrh metodiky připravený k certifikaci, ČVUT v Praze, ČEZ, a. s., ÚAM Brno, s.r.o.
- [2] Marková, J., Sýkora, M., Mlčoch, J., Prešl, K., Šťastná, K. (2020): *Metodika rozdělení zařízení výrobních bloků elektráren pro řízení životnosti a modifikaci*. Návrh metodiky připravený k certifikaci, ČVUT v Praze, ČEZ, a. s., ÚAM Brno, s.r.o.
- [3] Marková, J., Sýkora, M., Mlčoch, J., Prešl, K., Šťastná, K. (2020): *Hodnocení kritičnosti poruch zařízení výrobních bloků elektráren*. Návrh metodiky připravený k certifikaci, ČVUT v Praze, ČEZ, a. s., ÚAM Brno, s.r.o.
- [4] Marková, J., Sýkora, M., Mlčoch, J., Prešl, K., Šťastná, K. (2020): *Metodika predikce technického stavu a optimalizace rozhodování o údržbě*. Návrh metodiky připravený k certifikaci, ČVUT v Praze, ČEZ, a. s., ÚAM Brno, s.r.o.
- [5] ČEZ, a. s. (2019): *Řízení rizik v divizi klasická energetika*. Podniková norma, SKČ_ME_0235r00, ČEZ, a. s.

STANOVENÍ ÚNAVOVÉ DEGRADACE A ŽIVOTNOSTI ENERGETICKÝCH ZAŘÍZENÍ

ASSESSMENT OF FATIGUE DEGRADATION AND SERVICE LIFE OF POWER-PRODUCING EQUIPMENT

Milan Holický

Kloknerův ústav, České vysoké učení technické v Praze

Abstrakt

Cyklická únava materiálů významně ovlivňuje degradaci a celkovou životnost energetických zařízení v elektrárnách. Současné postupy hodnocení únavových jevů uváděné v nových mezinárodních předpisech ISO a CEN vycházejí z koncepce S-N křivek únavových vlastností materiálů a Palmgren-Minerova pravidla kumulace poškození. Nejistoty únavových vlastností energetických zařízení a účinků zatížení se podchycují dílčími součiniteli, které je nutno stanovit individuálně s ohledem na skutečné podmínky zařízení.

Abstract

Cyclic fatigue of materials significantly affects the degradation and service life of power-producing equipment. The present procedures of fatigue assessment provided in new international documents ISO and CEN are based on S-N curves of material properties and the Palmgren-Miner rule for accumulation of the fatigue damage. Uncertainties in fatigue properties of the equipment and in load effects are conveyed by the partial factors that should be specified individually considering actual conditions of the equipment.

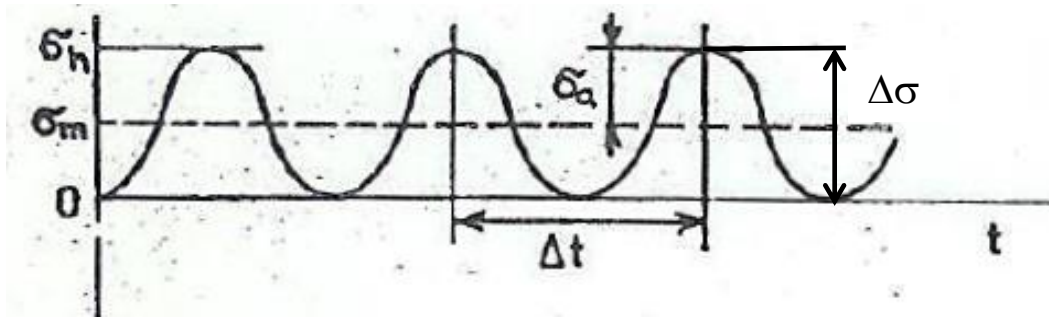
Úvod

Únava materiálů se projevuje při cyklickém, střídavém namáhání u řady dílců a konstrukcí. Typické příklady energetických zařízení zahrnují součásti turbín, příslušenství, kotlů, parogenerátorů, generátorů, potrubí, čerpadel, armatur atd. Odhaduje se, že přibližně 80 % mechanických porušení ocelových konstrukcí souvisí s únavou materiálu. Proto je problematika únavy materiálů předmětem experimentálního i teoretického výzkumu od počátku 19. století.

Současné postupy hodnocení únavových jevů jsou zachyceny v nových mezinárodních předpisech ISO [1], CEN [2], [3]. Tyto dokumenty vycházejí z koncepce S-N (Wöhlerových) křivek únavové odolnosti materiálů a z všeobecně přijatého Palmgren-Minerova pravidla kumulace postupného poškození od zatížení. Nejistoty únavových vlastností materiálů a modelů mechanického poškození zařízení od účinků cyklického zatížení se podchycují pravděpodobnostními rozbory a odvozenými dílčími součiniteli pro materiálové vlastnosti a účinky zatížení. Dostupné operativní postupy a terminologie nejsou však zcela jednotné a vyžadují další vývoj a koordinaci.

Podrobný popis analýzy únavového chování ocelových prvků je uveden v normě [3] a dalších publikacích. Pozoruhodný je dokument na Wikipedii [4] z roku 2020, který uvádí historický vývoj poznání, řadu odborných odkazů a početnou bibliografii (od roku 1837). Nedávná publikace [5] popisuje mechanickou podstatu progresivního únavového poškození materiálů a kovových prvků i možnosti jejich experimentálního vyšetřování. Uvádí rovněž řadu praktických poznatků a instruktivních výpočtů.

Popis cyklického namáhání způsobujícího únavu materiálu obvykle vychází z parametrů jednoosého střídavého napětí, které jsou zachyceny na obr. 1. Složitější případy víceosého namáhání běžných ocelových prvků (včetně styků a svarů), které se vyskytují u energetických zařízení, jsou uvedeny v mezinárodní normě pro ocelové konstrukce [3].



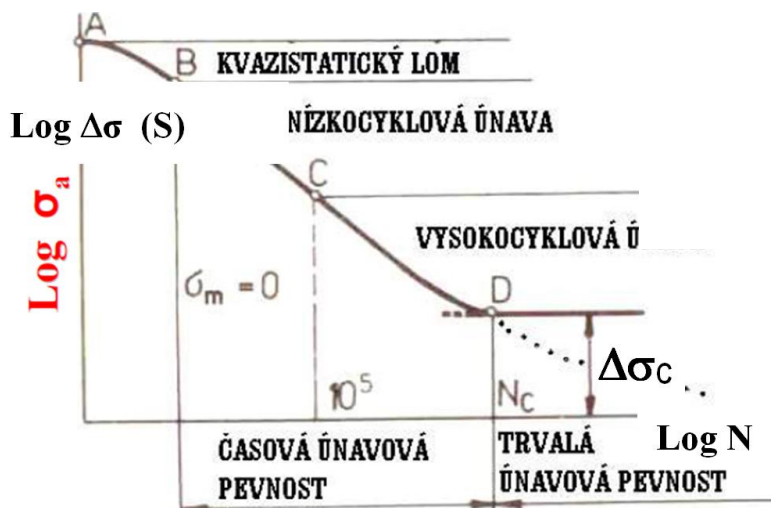
Obr. 1: Základní parametry cyklického namáhání, σ_h – horní napětí, σ_a – amplituda napětí, σ_m – střední napětí, $\Delta\sigma$ – rozkmit napětí, Δt – časová perioda cyklu

Únavové vlastnosti materiálů

Wöhlerova křivka $\Delta\sigma$ -N (též S-N křivka) používaná pro ověřování poškození únavou se zpravidla stanoví experimentálně za předpokladu, že:

- nominální nebo horní napětí jsou stanovena v místě koncentrace napětí,
- metoda stanovení napětí je přesně určena.

Jednou z nejdůležitějších charakteristik únavy je Wöhlerova křivka $\Delta\sigma$ -N [3] (též S-N křivka [1], [2]), tj. závislost počtu cyklů do únavové poruchy N na rozkmitu napětí $\Delta\sigma$ (S), zachycená v logaritmickém měřítku na obr. 2.



Obr. 2: Wöhlerova křivka odolnosti $\log\Delta\sigma$ - $\log N$ (S-N) křivka

Wöhlerova křivka odolnosti (S-N nebo $\log\Delta\sigma$ - $\log N$ křivka) je zpravidla stanovena pro jedonosé namáhání. Pro složitější víceosé namáhání je třeba odvodit ekvivalentní pravidlo.

Nepřavidelné cyklické zatížení s proměnnou amplitudou se zpravidla redukuje na sérii ekvivalentních zatěžovacích cyklů na základě specifické metodiky „stékání a nádrže“ [2], která je stručně popsána v příloze A tohoto příspěvku. Podrobné postupy a příklady aplikace této metodiky pro stanovení rozkmitu (rozpětí) návrhové únavové odolnosti materiálu a vysokofrekvenčního zatížení jsou podrobně uvedeny v dokumentu [2].

Účinky zatížení

Prvky energetických zařízení jsou zpravidla vystaveny komplikovanému, často náhodnému sérii proměnného zatížení. Spolehlivé stanovení únavového poškození a životnosti těchto zařízení metodou napětí nebo přetvoření zpravidla sleduje následující operativní postup [3].

1. Komplikované únavové zatížení se redukuje na sérii jednoduchých opakovaných zatížení na základě techniky analýzy stékání nebo nádrže.

2. Histogram cyklických napětí vytvořený metodikou stékání je podkladem pro spektrum únavového poškození.
3. Pro každou úroveň napětí je stanoveno kumulativní poškození na základě S-N křivky.
4. Vliv všech složek poškození se sloučí na základě Palmgren-Minerova pravidla kumulace účinků zatížení.

Hodnocení únavy a životnosti

Materiálová vlastnost popsaná Wöhlerovou S-N křivkou, která se využívá pro hodnocení únavového poškození, se opírá o experimentální vyšetřování vlastností materiálu. Experimentální vzorky materiálu jsou vystaveny cyklickému namáhání při konstantní amplitudě napětí až do porušení. Rozpětí (rozkmit) napětí S vztažené k počtu cyklů do porušení N tvoří Wöhlerovu S-N křivku, která je důležitou únavovou charakteristikou materiálu a může být závislá na průměrném napětí cyklického zatížení.

Skutečný vliv proměnného napětí působícího na konstrukci se uvažuje prostřednictvím kumulativního poškození. Nejčastěji se aplikuje Palmgren-Minerovo pravidlo, podle kterého se kumulují dílčí poškození n_i/N_i , kde n_i je počet aplikovaných cyklů a N_i počet cyklů do porušení daného S-N křivkou. Kumulovaný stupeň poškození nemá přestoupit kritickou hodnotu D_c , která se ideálně rovná jedné. Porušení teoreticky nastane, jestliže kumulovaný stupeň porušení překročí kritickou hodnotu D_c , tj. platí-li fyzikální vztah

$$\sum \frac{n_i}{N_i} > D_c . \quad (1)$$

V praktických případech jsou však veličiny N_i a D_c ve vztahu (1) závislé na skutečných podmínkách působení konstrukce a možnostech jejich monitorování (detekce trhlin). Obě veličiny je nezbytné považovat za náhodné. Při operativním odhadu únavového poškození materiálů a konstrukcí se proto hodnota počtu cyklů do porušení N_i a kritická hodnota únavového poškození D_c uvažují návrhovými hodnotami [1], [2], pro ocelové konstrukce [3]. Příslušné návrhové hodnoty se stanoví na základě charakteristických (nominálních) hodnot a příslušných dílčích součinitelů, které přihlížejí k náhodnému chování počtu cyklů N_i a kritické hodnoty únavového poškození D_c .

Únavovou životnost t_f lze odhadnout na základě reprezentativního (středního) počtu aplikovaných cyklů zatížení n_f až do únavové poruchy a střední časové periody cyklu zatížení Δt_f . Únavová životnost je tedy dána součinem

$$t_f = n_f \Delta t_f . \quad (2)$$

V různých odborných oblastech se při odhadu únavové životnosti materiálů uplatňuje několik metod [4]: metoda napětí, metoda přetvoření, metoda šíření trhlin a pravděpodobnostní postupy založené na předchozích metodách.

Ověření na základě dílčích součinitelů

Nejistoty kritického únavového poškození energetického zařízení se v souladu s aktuálně platnými předpisy uvažují prostřednictvím metodiky dílčích součinitelů stanovené mezinárodními předpisy [1], [2], [3]. Podrobný postup ověřování únavy závisí na analýze mechanického působení zařízení. Metodika dílčích součinitelů se při analýze únavového poškození aplikuje v návaznosti na pravidla kumulace únavového poškození na základě Wöhlerovy S-N křivky.

Únavová odolnost popsaná S-N křivkou je stanovena pro příslušný materiál se zřetelem k únavové pevnosti materiálu $\Delta\sigma_c$ ($2\Delta\sigma_a$), kde $\Delta\sigma_c = 0,3 \sim 0,5$ pevnosti materiálu. Návrhová hodnota únavové pevnosti $\Delta\sigma_{cd}$ je redukována dílčím součinitelem γ_{MF} :

$$\Delta\sigma_{cd} = \Delta\sigma_c / \gamma_{Mf} . \quad (3)$$

Dílčí součinitel γ_{Mf} pro únavovou pevnost je specifikován v příslušných materiálově zaměřených předpisech (1,0 až 1,35); závisí na druhu materiálu, možnosti opravy, následcích únavové poruchy, možnosti monitorování a opravy zařízení (pro závažné poruchy 1,35 [3]).

Fyzikální vztah pro porušení zařízení únavou (1) je doplněn dílčími součiniteli [1]:

$$\sum \frac{n_i}{N_i(\gamma_S S_i, \Delta\sigma_c / \gamma_{Mf})} < \frac{D_c}{\gamma_d} = \sum \frac{n_i}{N_i(\gamma_S S_i, \sigma_{cd})} < \frac{D_c}{\gamma_d} . \quad (4)$$

Do tohoto rozšířeného vztahu (zahrnujícího dílčí součinitele) se dosazují nejlepší odhady skutečné frekvence zatížení veličiny n_i a rozkmitu působícího napětí S_i . Odhad počtu cyklů do porušení $N_i(\gamma_S S_i, \Delta\sigma_{cd})$ závisí na návrhové hodnotě únavové pevnosti materiálu σ_{cd} podle vztahu (3) na rozkmitu napětí S_i vynásobené dílčím součinitelem nejistoty zatížení γ_S . Kritická hodnota D_c je ve vztahu (4) redukována dílčím součinitelem γ_d , který přihlíží k nejistotě kumulace poškození, k požadované životnosti a k následkům únavové poruchy [1].

Dílčí součinitele γ_S pro nejistoty rozkmitu S_i a γ_d pro kritickou hodnotu únavového poškození D_c je třeba stanovit na základě statistického rozboru dostupných dat. Jde o hodnoty větší než jedna (až do $\sim 1,5$), které závisejí zejména na:

- nejistotách a citlivostech příslušných náhodných veličin,
- schopnostech konstrukce (zařízení) uplatnit alternativní přenos zatížení,
- frekvenci monitorování a kontroly a možnostech opravy zařízení.

Dílčí součinitel γ_d pro kritickou hodnotu D_c je významný faktor, který je nutno stanovit individuálně na základě skutečných podmínek a následků poruchy energetického zařízení.

Souhrn

1. Únava materiálů a únavové poškození mohou významně ovlivnit degradaci a celkovou životnost energetických zařízení v elektrárnách.
2. Nové mezinárodní předpisy ISO a CEN vycházejí z koncepce S-N křivky únavových vlastností materiálů a Palmgren-Minerova pravidla kumulace únavového poškození.
3. Nejistoty rozkmitu S_i únavové pevnosti $\Delta\sigma_c$ a kritické hodnoty únavového poškození D_c se vyjadřují dílčími součiniteli, které je nutno pro každé zařízení stanovit individuálně.
4. Dílčí součinitele únavové pevnosti $\Delta\sigma_c$ a kritické hodnoty únavového poškození D_c lze stanovit statistickým rozbořem dostupných dat.

Literatura

- [1] ISO (2015): *ISO 2394:2015, General principles on reliability for structures*. Standard, ISO.
- [2] CEN (2019): *prEN 1990:2019, Eurocode – Basis of structural and geotechnical design*. European Standard, Working Document, European Committee for Standardization.
- [3] ČNI (2013): *ČSN EN 1993-1-9, Eurocode 3: Navrhování ocelových konstrukcí – Únava*. Technická norma, Český normalizační institut, Praha.
- [4] Wikipedia (2020): *Fatigue (material)*, [online]. Available at: [https://en.wikipedia.org/wiki/Fatigue_\(material\)](https://en.wikipedia.org/wiki/Fatigue_(material))
- [5] Lašek, S. (2013): *Základy degračních procesů*. VŠB – Technická univerzita Ostrava, Ostrava. ISBN 978-80-248-3373-6

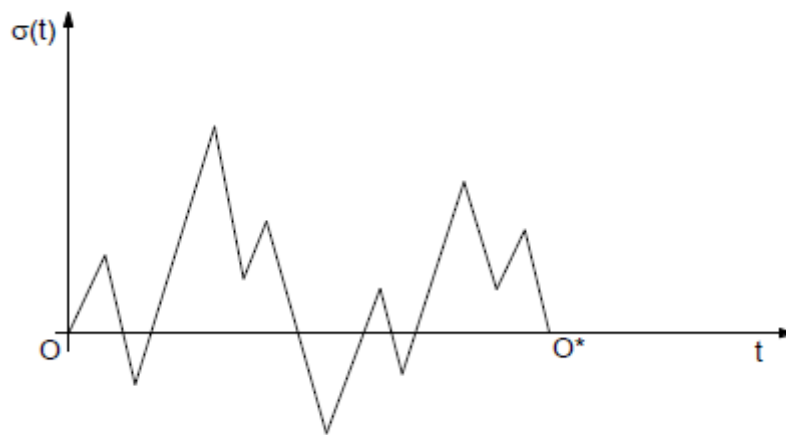
Poděkování

Príspevek byl zpracován v rámci řešení Národního centra pro energetiku TN010000007, Segmentu 1, PB1.16. Vývoj nástrojů predikce technického stavu zařízení elektráren a tepláren podporovaného Technologickou agenturou České republiky.

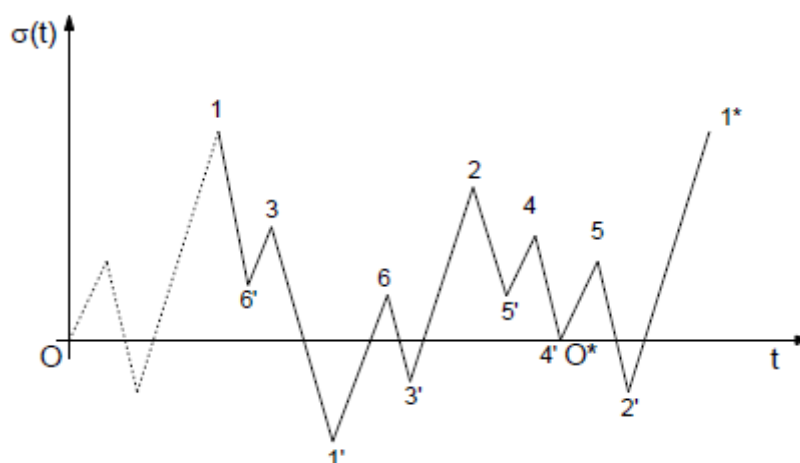
Příloha A – Metodika stékání a nádrže

Následující stručný popis metodiky „stékání a nádrže“ (rain-flow and reservoir) navazuje na informativní přílohu F mezinárodního dokumentu [2]. Tato informativní příloha F popisuje možnost transformace nepravidelného zatížení s proměnnou amplitudou napětí na ekvivalentní průběh pravidelného cyklického napětí pro konstrukce vystavené vysokofrekvenční únavě. Přínosem transformace je možnost využití Palmgren-Minerova pravidla kumulace únavového poškození i pro nepravidelné (náhodné) zatížení.

První krok transformace je zachycen na obr. A.1. Počáteční část skutečného průběhu napětí až do první maximální hodnoty se oddělí v místě maximálního napětí a tato počáteční část se přenese na konec diagramu. Průběh napětí doplněný o počáteční oddělenou část je zachycen na obr. A.2; má dvě maximální hodnoty označené 1 a 1*.



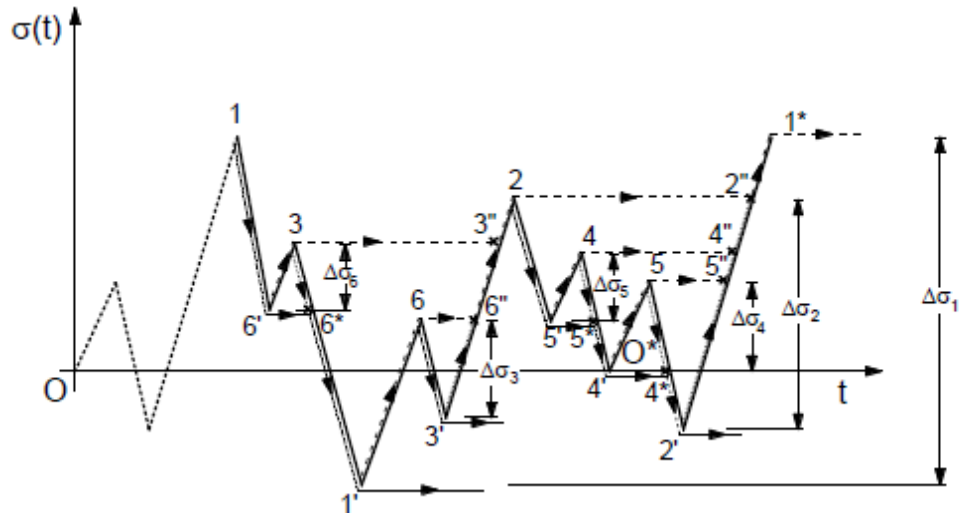
Obr. A.1: Počáteční průběh napětí



Obr. A.2: Modifikovaný průběh napětí

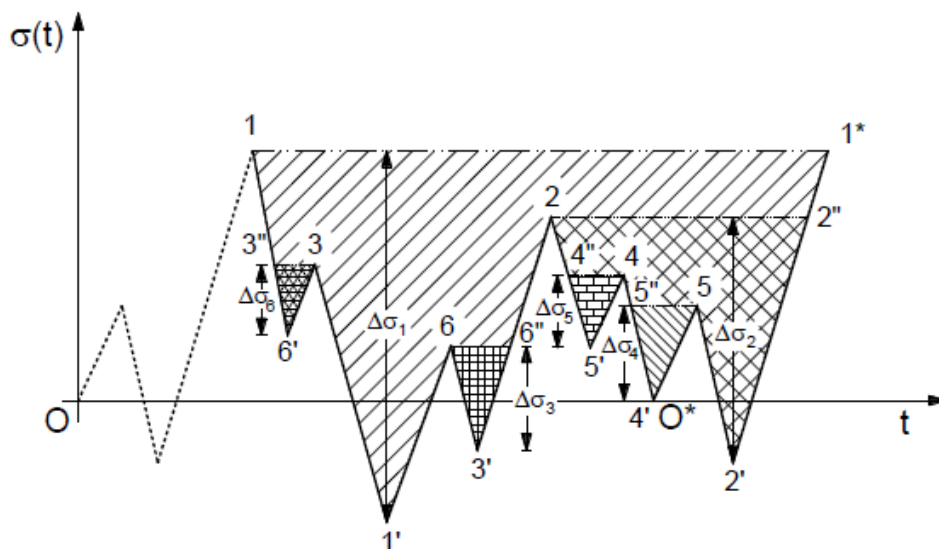
U doplněného průběhu napětí na obr. A.2 se označí sestupná lokální maxima číslicemi 1, 2, ... 6. Předpokládá se dále, že gravitační síly působí rovnoběžně s osou t a modifikovaný průběh napětí zachycený na obr. A.3 ukazuje směr stékání hypotetických kapek vody. Kapky stékají

z vrcholů 1, 2, ... 6 a naplňují následující údolí průběhu napětí; cesta každé kapky na suchou část průběhu napětí odpovídá polovičnímu cyklu napětí, jeho rozkmitu (rozsahu) $\Delta\sigma_i$ a doby trvání podél osy t . Každá kapka dopadne na část modifikovaného průběhu napětí nebo jeho mokrou část (obr. A.3). Na konci stékání je celý modifikovaný průběh zaplněn vodou. Výsledné cykly napětí odpovídají propojeným polovičním cyklům.



Obr. A.3: Metodika stékání

Ke stejnému výsledku vede metodika „nádrže“, která je zachycena na obr. A.4. Dno hypotetické nádrže tvoří modifikovaný průběh únavového napětí zachycený na obr. A.2. Zaplněná nádrž se postupně vyprazdňuje prostřednictvím nízkých bodů ($1'$, $2'$, ..., $6'$) tak dlouho, dokud nejsou nádrže prázdné (obr. A.3); každé vyprazdňování odpovídá jednomu cyklu a výška vody každého vyprazdňování odpovídá příslušnému rozsahu (rozkmitu) napětí $\Delta\sigma_i$ podle obr. A.4.



Obr. A.4: Metodika nádrže

VÝPOČET CREEPOVÉHO POŠKOZENÍ SVORNÍKŮ TĚLESA PARNÍ TURBÍNY

CREEP DAMAGE COMPUTATIONS OF STEAM TURBINE BOLTING

Jan Lazar, Petr Polcar a Karel Liška

Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Tylova 1581/46, 301 001 Plzeň

Abstrakt

Svorníky, které k sobě tisknou horní a spodní díl tělesa parní turbíny, jsou vystaveny značnému mechanickému a teplotnímu zatížení, což může vést k takovému prodloužení v důsledku vysokoteplotního tečení (creepu), které již ohrožuje těsnost turbíny. V tomto příspěvku jsou prezentovány výsledky výpočtů creepu svorníků 840 mm dlouhých, s dřikem o průměru 125 mm, vyrobených z martenzitické oceli 1.4913+QT nebo z niklové slitiny Inconel 718, vše s použitím 1D modelu sestavy svorník–turbína. Cílem práce bylo navrhnout bezpečný režim provozu svorníků s ohledem na těsnost turbíny a na celkové prodloužení svorníků při jejich vícenásobném použití. Svorníky byly při výpočtech (i) spojeny s tělesem turbíny z oceli P91, (ii) deformačně předepnuty až na 70 % meze kluzu, (iii) vystaveny teplotám dosahujícím 480 až 490 °C, a (iv) zatíženy vnější silou, např. od tlaku páry. Tato síla působí na svorník spolu se silou vyvolanou odporem turbíny proti sevření. Vzhledem k (i) nelineární závislosti rychlosti creepu na teplotním a mechanickém zatížení, (ii) nejistotám v modelu popisujícím creep a (iii) nejistotám v zatížení svorníků bylo nutné provést více výpočtů s různými variantami zatížení svorníku a nastavení modelů materiálů svorníku a turbíny. Výsledky výpočtů jsou následující: deformace svorníku z niklové slitiny je zanedbatelná, svorník z martenzitické oceli by měl udržet dělicí rovinu těsnou po dobu provozu přinejmenším 40 tisíc provozních hodin a měl by být použitelný přinejmenším na 3 provozní kampaně.

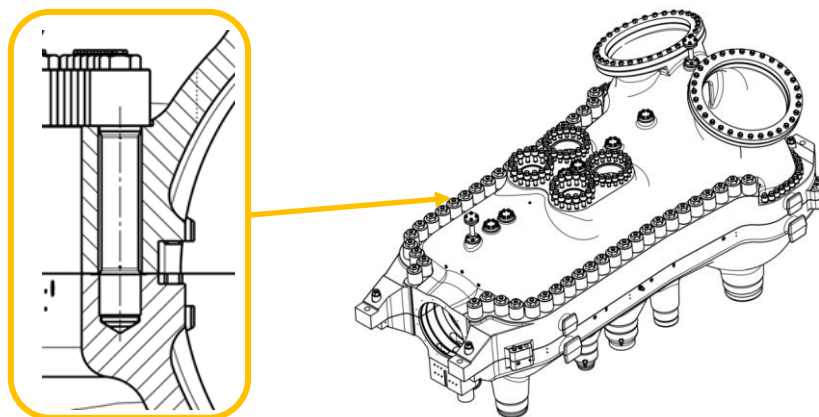
Abstract

Bolts that compress together upper and lower parts of steam turbines are exposed to significant mechanical and thermal loadings. Their elongation due to creep deformation may lead to steam leakage in the turbine separating plane. In this paper, we present results of simulations of creep of bolts. The length of the bolts was 840 mm and the diameter of the shank was 125 mm, bolts are made either from 1.4913+QT martensitic steel or from Inconel 718 nickel alloy. Computational models of the bolt–turbine assembly are one-dimensional. The goal of the study was to propose the safe use/reuse of the bolts with respect to the turbine's tightness and their elongation. The bolts were assumed to be (i) connected to the turbine made of P91 steel, (ii) preloaded up to 70 % of their respective yield strength, (iii) exposed to temperatures 480–490 °C and loaded by an external force, e.g., due to the steam pressure, this force acts simultaneously with the force exerted by the turbine's clamping resistance. Due to (i) nonlinear dependency of creep rate on temperature and mechanical loading, (ii) uncertainties of the creep model and (iii) uncertainties in the loadings, it was necessary to run several simulations with different material models and loading scenarios. The results are as follows: the deformation of Inconel 718 bolts is negligible, martensite bolts should ensure tightness in separating plane for at least 40 thousand hours of operation and it may be reused at least 3 times.

Úvod a motivace

Díky vyšším teplotám vstupní páry mohou parní turbíny dosahovat vyšších účinností, ovšem za cenu rostoucích teplotních zatížení tělesa turbíny. Při teplotách téměř 500 °C prodělávají mnohé běžně používané slitiny výraznou viskoplastickou deformaci – creep – i při napětích v řádu desítek MPa. Jedněmi z nejzatíženějších součástí tělesa turbíny jsou svorníky, které musejí zajistit těsnost turbíny v dělicí rovině, tj. v místě kontaktu mezi horním a spodním dílem.

Tento příspěvek se věnuje výpočtům creepu svorníků s cílem odhadnout (i) dobu provozu turbíny, po kterou svorníky udrží dělicí rovinu těsnou pro únik páry a (ii) počet cyklů „utažení–provoz“, které mohou svorníky prodělat, aniž by došlo k jejich poškození, vše s použitím 1D modelu sestavy svorník–turbína. Byly uvažovány svorníky (a) z martenzitické oceli 14913+QT, v dalším textu označované jako „X19“, a (b) z niklové slitiny Inconel 718, v obou případech měly svorníky tytéž základní rozměry: celkovou délku 840 mm a průměr dřívku 125 mm. Těleso turbíny je vyrobeno z lité oceli P91, viz obr. 1.

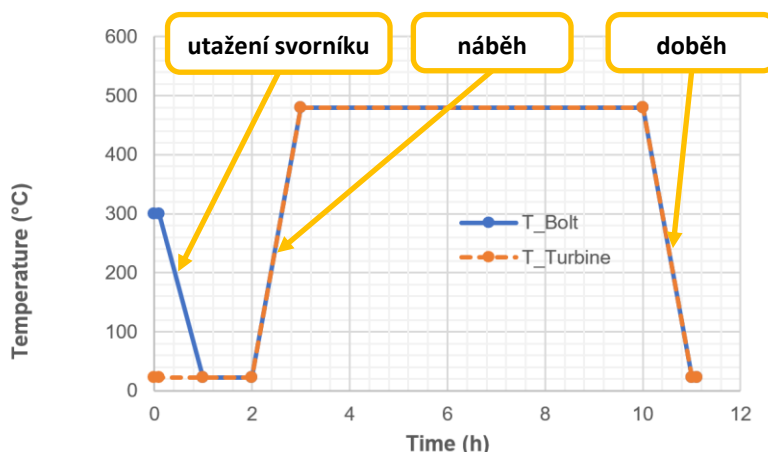


Obr. 1: Svorník a parní turbína

V literatuře lze dohledat práce, věnující se výpočtům creepu svorníků, viz např. [1], [2]. Nejsou ale použitelné pro odhad deformace v případě, kdy jsou hodnoty všech následujících parametrů zatíženy značnou nejistotou: (i) deformační předepnutí, (ii) teplotní zatížení a (iii) zatížení vnější silou (např. od tlaku páry, tato síla působí na svorník spolu se silou vyvolanou odporem turbíny proti sevření).

Výpočetní analýza creepu svorníku se stává z následujících dílčích úkolů: (i) zjištění statických materiálových charakteristik, (ii) formulace modelů creepu, tj. modelu viskoplastické deformace, (iii) sestavení matematického modelu sestavy svorník–turbína, (iv) určení zatížení, (v) provedení výpočtů pro různé hodnoty zatížení a jejich kombinace a (iv) formulace doporučení pro provoz svorníků.

Metodika, popis modelů



Obr. 2: Teplotní zatížení svorníku a turbíny, příklad pro čas provozu 10 hodin

Výpočetní model zohledňuje statické elasto-plastické chování modelovaných dílů (svorníku, tělesa turbíny a matice), jejich teplotní roztažnost a viskoplastickou deformaci (creep). Teploty jednotlivých dílů jsou vstupními parametry výpočtů. Model simuluje předpokládaný scénář

provozu svorníku: utažení, náběh na provozní teplotu, výdrž na teplotě a doběh na teplotu okolí, viz obr. 2.

Modely chování materiálů

Modul pružnosti, E , závislost napětí, σ , na poměrném prodloužení, ε , koeficient teplotní roztažnosti (α [K^{-1}]) jsou závislé na teplotě, T , a převzaty z [3] až [8].

Model předpokládá, že rychlost poměrné deformace v důsledku creepu, $\dot{\varepsilon}_{Cr}$, je závislá na teplotě, působícím napětí a velikosti již prodělané creepové deformace, ε_{Cr} . Výsledky výpočtů jsou velmi citlivé na volbu modelu creepu a na nastavení parametrů tohoto modelu, zejména pro materiál martenzitických svorníků – vysoce legovanou chrom-molybdenovou ocel X19. Model creepu oceli P91 byl formulován dle [9], viz rovnice (1) níže, a je tvořen součtem dvou členů označených indexy L (low stress range) a H (high stress range), které mají charakter tzv. Nortonova vztahu pro sekundární creep („Norton power law“) a Arrheniova vztahu pro zohlednění teplotní závislosti. Hodnoty parametrů modelu jsou uvedeny v tab. 1.

$$\dot{\varepsilon}_{Cr} = A_L \sigma^{n_L} \exp\left(-\frac{Q_L}{RT}\right) + A_H \sigma^{n_H} \exp\left(-\frac{Q_H}{RT}\right). \quad (1)$$

Tab. 1: Ocel P91, Parametry modelu creepu

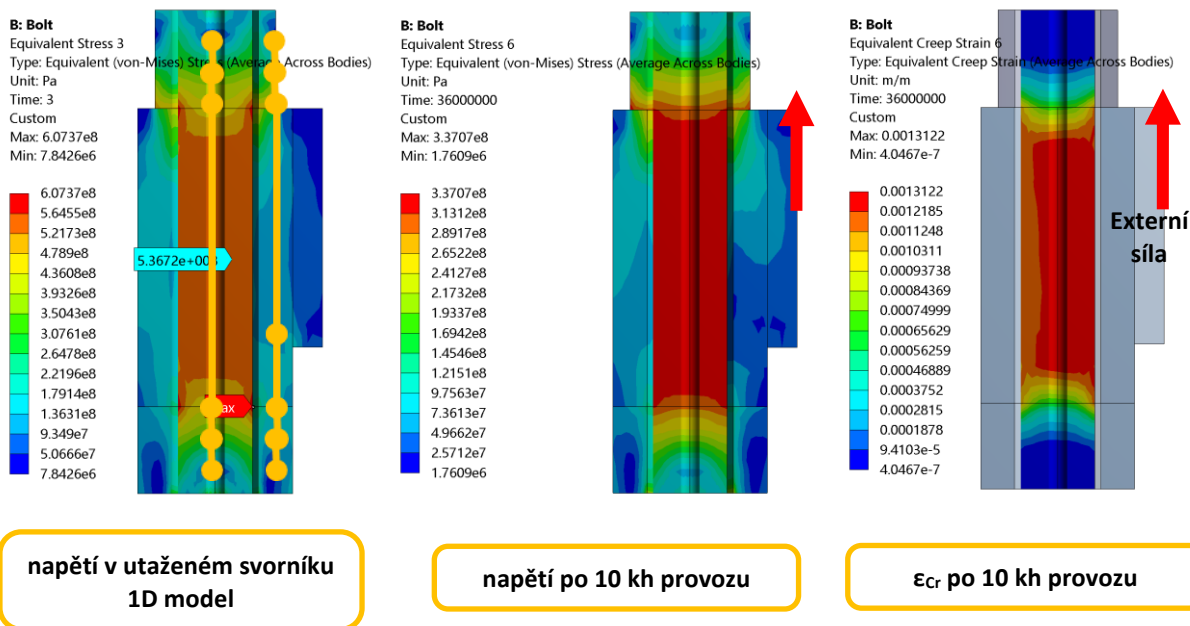
Parametr	Jednotka	Hodnota
A_L	% MPa ^{-n_L} /h	3,60E+2
n_L	-	1
Q_L	kJ/mol	150
A_H	MPa ^{-n_H} /s	9,72E-01
n_H	-	17
Q_H	kJ/mol	670

Oceli X19 se věnuje daleko méně zdrojů [6], proto byly použity i informace o creepu martenzitických ocelí podobného složení a zpracování. Výsledný model má stejnou strukturu jako rovnice (1), obsahuje ale tři sčítance (low/mid/high stress range). Členy Low a Mid navíc zohledňují primární stadium creepu dle [10]. Podkladová data pro nastavení modelu creepu oceli X19 byla převzata z [11] a [12].

Inconel 718 nepodléhá při daných zatíženích významné creepové deformaci, $\dot{\varepsilon}_{Cr} \approx 0$.

Model sestavy svorník–turbína

Požadované výstupy je možné stanovit i pomocí 1D modelu, viz obr. 3 vlevo. Bylo potřeba ověřit, zda jsou předpoklady, vlastní 1D modelu, opodstatněné a jestli nedochází k silně lokalizovanému nárůstu napětí, které není vyrovnáno creepovou deformací (rychlost creepu je nejvyšší v místech s nejvyšším napětím, viz exponenty n_L a n_H v tab. 1). Výsledky výpočtu na 3D MKP modelu jsou uvedeny na obr. 3, při výpočtu byl použit zjednodušený model creepu – pouze člen pro mid stress range bez uvažování primárního stadia creepu.



Obr. 3: Zatížený svorník a turbína, podélný řez 3D modelem svorníku: rozložení napětí v utaženém svorníku s naznačenými polohami uzlů 1D modelu (vlevo), napětí po 10 tis. hodin provozu (uprostřed), creepová deformace po 10 tis. hodin provozu (vpravo), při výpočtu byl použit zjednodušený model creepu svorníku

Napětí je lokalizováno v oblasti dříku a s rostoucí dobou zatížení dochází k homogenizaci napětí po průřezu dříku, použití 1D modelu je korektní. 1D model, skládající se z 12 uzlů a 11 elementů, byl vytvořen v programovacím prostředí MATLAB, které dovoluje formulovat libovolný model creepové deformace materiálu.

Zatížení

Každé z uvažovaných zatížení svorníku, tj. utažení, provozní teplota a působící externí síla, je známo jen se značnou nejistotou: (i) utažení probíhá pootočením matice svorníku prodlouženého ohřevem – pootočení je možné provádět s relativní nepřesností $\pm 7\%$, (ii) teplotu vstupní páry předpokládáme v rozmezí 480 až 490 °C a (iii) a externí sílu můžeme jen odhadovat, např. jako násobek síly od tlaku vstupní páry, která připadá na 1 svorník a byla odhadnuta na 1,5 MN.

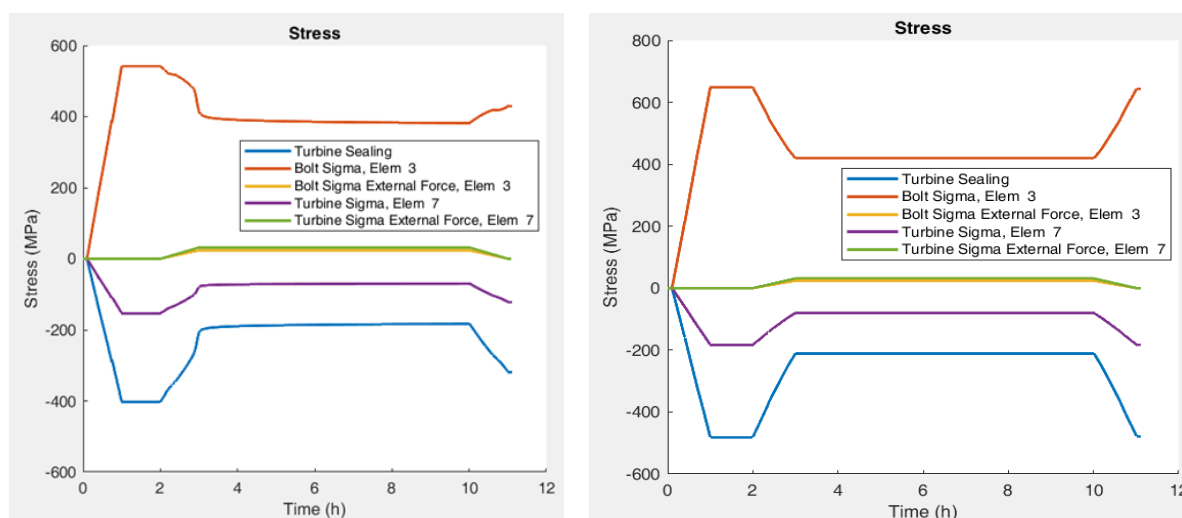
Výsledky výpočtů

Výsledky jsou shrnuty v tab. 2, ve které je uvedena citlivost creepu na hodnoty zatížení. Z hlediska provozu je zásadní, aby nedošlo ke ztrátě těsnosti v dělicí rovině. Jako kritérium těsnosti byl použit tlak v dělicí rovině – turbína je těsná, je-li vyšší než trojnásobek nejvyššího tlaku páry. Na obr. 4 jsou zobrazeny průběhy napětí v jednotlivých elementech 1D modelu pro teplotní zatížení z obr. 2.

Tab. 2: Výsledky výpočtu prodloužení svorníku z oceli X19: t_{Run} značí dobu výdrže na provozních podmínkách, $\Delta\epsilon_{Cr}$ přírůstek creepové deformace, $\Delta\Delta\epsilon_{Cr}$ odchylka $\Delta\epsilon_{Cr}$ proti referenčnímu stavu, T provozní teplotu, F_{Ext} vnější síla, působící na horní díl turbíny v blízkosti svorníku

#	t_{Run}	$\Delta\epsilon_{Cr}$	$\Delta\Delta\epsilon_{Cr}$	Tlak v dělicí rovině	Odchylka proti referenčnímu zatížení ($T = 480\text{ °C}$, $F_{Ext} = 0$, utažení dle instrukce)
	[h]	[%]		[MPa]	
1	10000	0,134	0	-156,7	
2	10000	0,146	+0,012	-82,3	$F_{Ext} = 1,5\text{ MN}$
3	10000	0,156	+0,022	-8,4 MPa, -20 MPa @ 7400 h	$F_{Ext} = 3,0\text{ MN}$
4	10000	0,163	+0,029	-136,8	$T = 490\text{ °C}$
5	10000	0,150	+0,026	-162,7	Utažení +7,5 %
6	10000	0,128	-0,006	-170,0	svorník použit podruhé
7	10000	0,135	+0,001	-157,1	žádný creep turbíny
8	10000	0,198	+0,064	-62,3	$T = 490\text{ °C}$, $F_{Ext} = 1,5\text{ MN}$, Utažení +7,5 % žádný creep turbíny
9	10000	0,194	+0,060	-64,3	$T = 490\text{ °C}$, $F_{Ext} = 1,5\text{ MN}$, Utažení +7,5 % žádný creep turbíny, svorník použit podruhé
10	100000	0,274	0	0 @ 77500h, -20 MPa @ 55900 h	$F_{Ext} = 1,5\text{ MN}$
11	100000	0,300	+0,026	0 @ 68400 h, -20 MPa @ 42100 h	$T = 490\text{ °C}$, $F_{Ext} = 1,5\text{ MN}$, Utažení +7,5 % žádný creep turbíny

Výpočetní model předpovídá následující: (i) při opakovaných použití je nárůst prodloužení svorníku prakticky stejný jako při prvním použití, (ii) creep tělesa turbíny v důsledku sevření svorníkem je zanedbatelný a celkové prodloužení svorníku prakticky neovlivní, (iii) zásadní vliv na těsnost spoje má velikost externí síly a (iv) provozní teplota a utažení mají mírný vliv na prodloužení svorníku, při dlouhodobém provozu mohou ovlivnit čas do ztráty těsnosti turbíny o cca 25 %.



Obr. 4: Napětí ve svorníku, turbíně a dělicí rovině pro dobu provozu 10 hodin; teplotní zatížení dle obr. 2; svorník z martenzitické oceli X19 (vlevo) a niklové slitiny Inconel 718 (vpravo)

Závěr

Z výsledků výpočtů vyplývá, že pouze svorníky z materiálu X19 vykazují za uvažovaných provozních podmínek (480 °C , napětí do 500 MPa) výrazné prodloužení v důsledku creepu. Pro dobu provozu (od utažení) kratší než 10 tisíc hodin lze jako horní odhad výsledků tohoto

modelu položit $\varepsilon_{Cr} = 0.2 \%$ pro první stejně jako pro každé další utažení. Pro delší dobu provozu lze jako horní odhad položit $\varepsilon_{Cr} = 0.3 \%$ s tím, že již po cca 40 tisících hodinách může tlak v dělicí rovině poklesnout pod hodnotu 20 MPa (trojnásobek maximálního tlaku páry v turbíně). Bereme-li jako hranici pro bezpečné prodloužení svorníku $\varepsilon_{Cr} = 1 \%$, pak by měl být svorník použitelný alespoň 3x.

Literatura

- [1] EPRI (1999): *High-Temperature Bolting Life Prediction and Life Assessment*. Report TR-113529, EPRI, Palo Alto (CA).
- [2] EPRI (2008): *Steam Turbine Bolting Maintenance Guide: Revision 1 of 1013341*. Report 1016958, EPRI, Palo Alto (CA).
- [3] EPRI (2013): *The Grade 91 Steel Handbook*. Report 3002001465, EPRI, Palo Alto (CA).
- [4] *Steel 56T5 X19CrMoNbVN11-1 Data Sheet*. Aubert&Duval Company, [online]. Available at: <https://www.aubertduval.com/alloy/675/>
- [5] *SINOXX 4313 Steel Data Sheet*. Slovenian Steel Group, [online]. Available at: <https://steelselector.sij.si/steels/PK340.html>
- [6] ČNI (2014): *ČSN EN 10269, Oceli a niklové slitiny na upevňovací prvky pro použití při zvýšených a/nebo nízkých teplotách*. Český normalizační institut, Praha.
- [7] VZÚ Plzeň (2008): *Protokol č. 0853-0239-01A, měření statické pevnosti*. Protokol, Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Plzeň.
- [8] NRIM (2011): *NIMS Creep Data Sheet No. 59*. National Research Institute for Metals, Japan.
- [9] EPRI (2016): *Life Management of 9Cr Steels – Development of a Creep Continuum Damage Mechanics Constitutive Model for Creep Strength Enhanced Ferritic Steels*. Report 3002009232, EPRI, Palo Alto (CA).
- [10] Altenbach, H., Naumenko, K., Gorash, Y. (2008): *Creep Analysis for a Wide Stress Range Based on Stress Relaxation Experiments*. International Journal of Modern Physics B, Vol. 22, pp. 5413-5418. ISSN 0217-9792
- [11] NRIM (1998): *NIMS Creep Data Sheet No. 10B*. National Research Institute for Metals, Japan.
- [12] NRIM (1997): *NIMS Creep Data Sheet No. 44*. National Research Institute for Metals, Japan.

POVRCHOVÉ ÚPRAVY KOMPONENT V JE A KE

SURFACE PROTECTION OF COMPONENTS IN NUCLEAR AND CONVENTIONAL POWER PLANTS

Šárka Houdková, Zdeněk Česánek a Petra Šulcová

Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o.

Abstrakt

Technologie žárového nástřiku zajišťují ochranu povrchu součástí proti působení okolního prostředí i umožňují renovovat povrchy již opotřebené. Jejich využití v oblasti jaderných a klasických elektráren, a to v rámci řešení projektu Národní centrum pro energetiku. Výzkum byl zaměřen na vývoj a testování funkčních vlastností vhodných materiálů povlaků a technologií nástřiku pro konkrétní aplikace. Pozornost byla zaměřena zejména na vývoj ochrany a renovaci povrchu kotlových těles a na preventivní nástřik kořenové oblasti heterogenních svarů. Pro nástřik nedemontovatelných částí kotlových těles byla zvolena mobilní technologie nástřiku elektrickým obloukem, pro nástřik vnitřního průměru kořene heterogenního svaru moderní technologie nástřiku za studena. Vyvinutý a optimalizovaný postup žárového nástřiku a různé materiálové kombinace byly ověřeny nástřikem reálných komponent.

Abstract

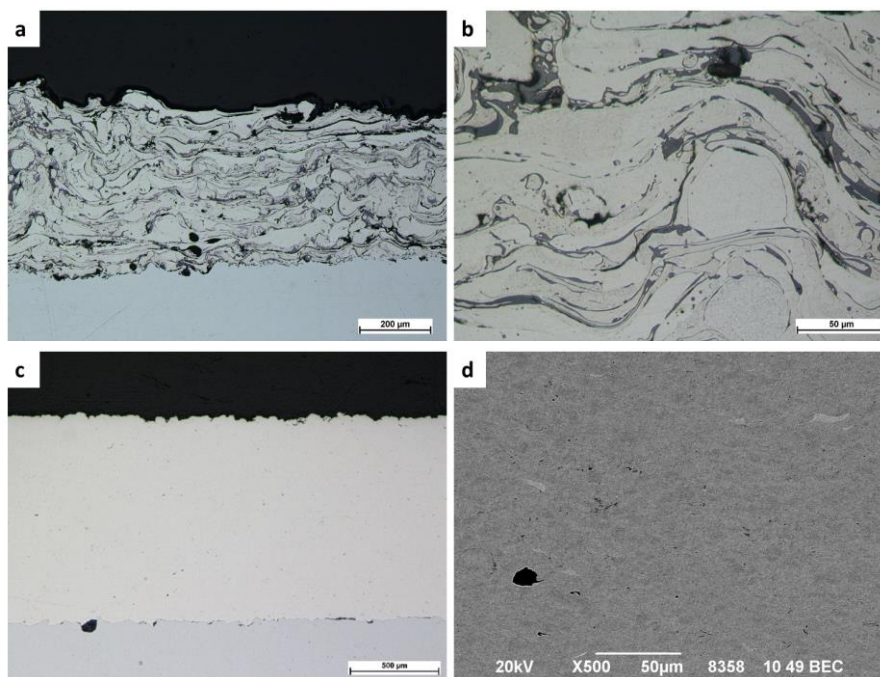
Thermal spraying technologies make it possible to protect the surface of components against environmental influences and to renovate already worn surfaces. The potential of their use in the field of nuclear and conventional power plants was mapped within the solution of the National Centre for Energy project. The research was focused on the development and testing of functional properties of suitable coating materials and spraying technologies for specific applications. Attention was focused mainly on the development of protection and renovation of the surface of boiler bodies and on the preventive spraying of the root area of heterogeneous welds. The mobile technology of electric arc spraying was chosen for the spraying of non-dismantled parts of boiler bodies, while the modern technology of cold spraying was identified as suitable for the spraying of the inner diameter of the root of the heterogeneous welds. The developed spraying processes and material combinations were verified by spraying real components.

Úvod

Žárově stříkané povlaky představují skupinu technologií, umožňujících nanášet materiál ve formě povlaku na předem připravený povrch součástí. Cílem depozice je zpravidla vytvoření funkčního povlaku se specifickými vlastnostmi, nejčastěji s vysokou odolností proti opotřebením nebo korozi, za účelem zvýšení životnosti povlakovaných dílů. Doplnění chybějícího materiálu technologiemi žárového nástřiku však může být použito také k renovaci již opotřebených nebo zkorodovaných součástí. V oblasti energetiky nalézají své uplatnění oba přístupy – nástřik funkčních vrstev při prvovýrobě, jakož i renovace již opotřebených komponent, které jsou součástí větších celků energetických zařízení. Demontáž a přeprava takových komponent na specializované pracoviště často není jednoduše realizovatelná. Pro tyto komponenty je možné použít mobilní technologická zařízení, umožňující nástřik přímo na místě. Kromě požadavku na mobilitu je v případě renovací opotřebených dílů často nutné doplnit materiál v tloušťce, která místy překračuje obvykle doporučené tloušťky pro žárový nástřik. Obě podmínky – potenciální mobilita a schopnost nástřiku povlaků v tloušťce přesahující 1 mm splňují dvě technologie žárového nástřiku – nástřik elektrickým obloukem (TWAS) a vysokorychlostní nástřik za studena (Cold Spray; CS). Potenciál technologií byl ověřen pomocí rozsáhlého experimentálního programu navrženého v rámci projektu TA ČR Národní centrum pro energetiku.

Technologie nástřiku TWAS je univerzální a levná technologie určena pro depozici zejména kovových povlaků [1]. Vysoká efektivita a rychlost depozice je klíčovou výhodou pro nástřik velkých ploch. Princip technologie je následující: přídavný materiál ve formě drátu je podáván do nástřikového zařízení, kde je mezi špičkami drátu zapálen elektrický oblouk. Materiál na špičkách drátu je kontinuálně taven a plynem (obvykle tlakovým vzduchem) je unášen a urychlen směrem k povrchu povlakované součásti, na kterém po dopadu rychle tuhne. Během letu materiálu atmosférou dochází obvykle k oxidaci povrchu roztavených kapek kovu. Po dopadu na substrát se vzniklé oxidické obálky stávají součástí mikrostruktury povlaku. Přítomnost těchto oxidických částic, stejně jako určitá míra pórovitosti a celkově nižší kohezní pevnost je pro povlaky tvořené technologií TWAS typická (obr. 1 a,b). Při vhodné volbě parametrů a materiálu povlaku umožňuje tato technologie vytvářet povlaky o tloušťce až několik nižších jednotek milimetrů.

Jednou z nejmladších z „rodiny“ technologií žárového nástřiku je technologie nástřiku za studena, tzv. Cold Spray. Technologie je založena na využití energie dopadu částic materiálu, které jsou proudem pracovních plynů (Ar, N, He) urychleny až k rychlostem několikanásobně převyšujícím rychlost zvuku [1], [2]. Kovové částice přídavného materiálu jsou před nástřikem pouze zahřáty na teploty pod bodem tavení, aby se zvýšila jejich plasticita. Vysoká kinetická energie dopadajících částic se během nárazu mění na energii potřebnou k deformaci a na tepelnou energii, umožňující vznik lokálního mikrosvaru na hranici podkladového materiálu a mezi jednotlivými částicemi. Výsledný povlak je pak velmi málo pórovitý a homogenní, s vysokou soudržností jednotlivých částic a přilnavostí. Nízká teplota při nástřiku spolu s přítomností inertních plynů v proudu částic způsobuje, že povlak neobsahuje oxidy (obr. 1 c,d). Díky tlakovému napětí v povlaku neexistují ani žádné limity pro tloušťku nanesených vrstev.



Obr. 1: Mikrostruktura povlaků NiCrTi, naneseného technologií TWAS (a, b) a NiCr, naneseného technologií CS (c, d)

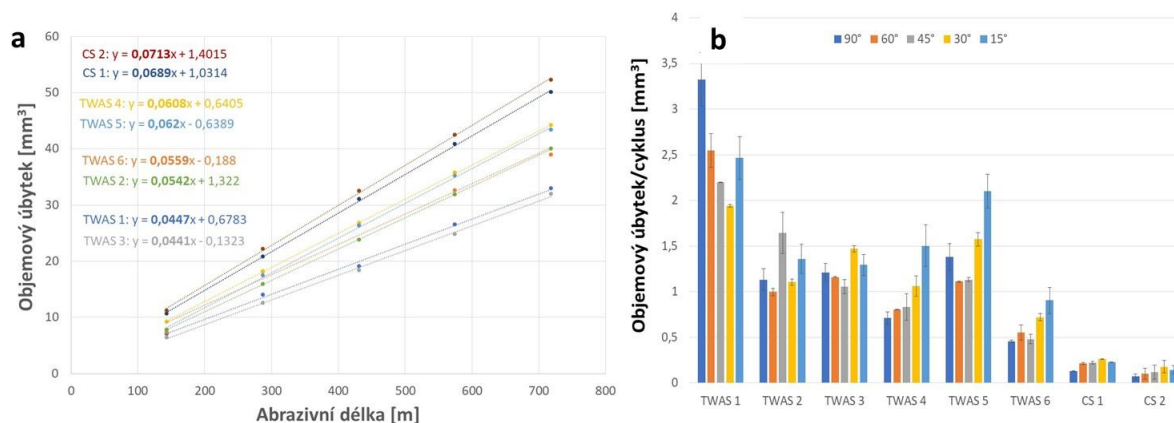
S ohledem na potřeby zamýšlených aplikací byly pro nástřik zkušebních vzorků zvoleny materiály na bázi Fe a Ni. Výběr konkrétního složení byl motivován především snahou zajistit dostatečnou erozní odolnost a vysokou odolnost proti korozi i v korozně agresivním prostředí spalovacích kotlů [3], [4]. Nástřik vzorků TWAS byl realizován na pracovišti Výzkumného a zkušebního ústavu v Plzni, nástřik technologií Cold Spray byl zajištěn společností Impact In-

novations GmbH. Experimentální program byl navržen tak, aby porovnal odolnost proti abrazivnímu, erozivnímu a korozivnímu namáhání a umožnil ověřit realizovatelnost nástřiku v reálných podmínkách i pro součásti, které nejsou demontovatelné. Cílem příspěvku je stručně prezentovat vybrané výsledky, a především výsledky ověření aplikace nástřiků na reálných dílech – v prostředí spalovacího kotle a na vnitřním průměru heterogenního svaru.

Porovnání odolnosti vybraných povlaků

Odolnost proti opotřebení

Mechanická odolnost povlaků byla hodnocena pomocí zkoušky odolnosti proti abrazivnímu opotřebení „Dry Sand-Rubber Wheel“ test v souladu s normou ASTM G-65 a pomocí testu odolnosti proti erozi pevnými částicemi. Abrazivním médiem byl v obou případech Al_2O_3 . Výsledky porovnání jsou patrné z grafů na obr. 2.



Obr. 2: Porovnání objemového úbytku materiálu povlaku při zkoušce odolnosti proti abrazivnímu opotřebení dle ASTM G-65 (a) a odolnosti proti erozivnímu opotřebení pevnými částicemi (b)

Nejvyšší odolnosti proti abrazivnímu opotřebení dosáhl povlak TWAS 3 na bázi NiCr s vyšším obsahem uhlíku a povlak TWAS 1 na bázi Fe s vysokým obsahem Cr a uhlíku. Oba povlaky obsahují ve struktuře tvrdé karbidické částice, zodpovědné za vyšší odolnost proti abrazivnímu opotřebení. Oproti tomu u povlaků NiCr deponovaných pomocí technologie Cold Spray byla naměřena nejvyšší rychlost opotřebení. Toto pozorování neodpovídá očekávání a bude předmětem dalšího testování.

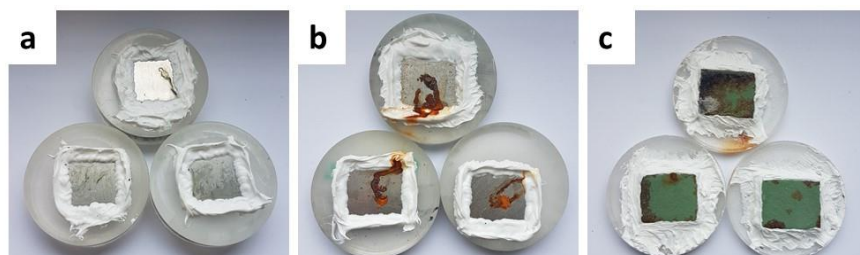
Výsledky hodnocení odolnosti proti erozivnímu opotřebení však naopak ukazují na výrazně vyšší odolnost povlaků nanášených pomocí Cold Spray technologie. Zde se projevil pozitivně vliv menší zrnitosti výchozího prášku, použitý pro nástřik povlaku označeného CS 2. Ze skupiny povlaků nanášených technologií TWAS dosáhl nejlepší odolnosti povlak TWAS 6 na bázi NiCr se zvýšeným obsahem Ti, naopak, tvrdý a křehký povlak TWAS 1 měl nejvyšší průměrné objemové úbytky, zejména při kolmém dopadu erozivního média.

Odolnost proti korozi

Odolnost proti korozi byla hodnocena pomocí korozní zkoušky v solné mlze a za použití testu vysokoteplotní koroze v agresivním prostředí roztavených solí Na_2SO_4 80% $Fe_2(SO_4)_3$. Zatímco test koroze v solné mlze demonstruje především schopnost povlaku chránit podkladový materiál před kontaktem s korozním prostředím (existence otevřené pórovitosti napříč povlakem), je zkouška vysokoteplotní koroze v agresivních solích zaměřena zejména na korozní odolnost samotného materiálu povlaku.

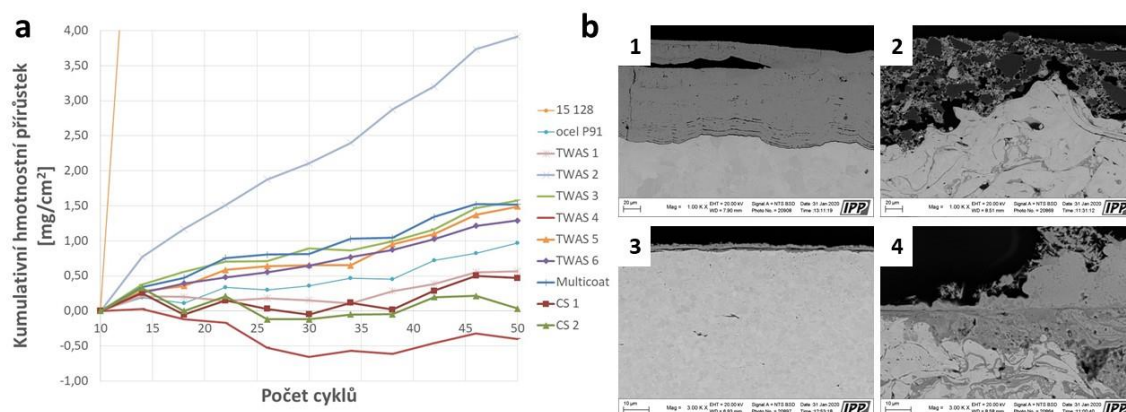
Výsledky testování koroze v solné mlze (v souladu s ČSN EN ISO 9227) potvrdily schopnost povlaků NiCr nanášených pomocí Cold Spray technologie izolovat podklad od působení vnějšího prostředí. Na vzorcích deponovaných touto technologií nejsou patrné žádné stopy po

korozních produktech (obr. 3a). V případě povlaku NiCrTi, nanášeného technologií TWAS, byly na všech třech vzorcích pozorovány korozní produkty, pocházející z koroze podkladového materiálu (obr. 3b). Zde je však patrné, že k průniku došlo pouze lokálně – většina povrchu kryje podklad dostatečně. Pro zvýšení těsnicí schopnosti povlaku byla navržena kombinace dvou typů materiálů povlaku na bázi Ni nanesených pomocí technologie TWAS a protikorozního nátěru s obsahem keramické sušiny. Tato multivrstva efektivně zamezila kontaktu prostředí s podkladem (obr. 3c).



Obr. 3: Povrch vzorků po testu koroze v solné mlze – Cold Spray povlak NiCr (a); TWAS povlak NiCr + Ti (b); multivrstva (c)

Porovnání odolnosti hodnocených povlaků proti vysokoteplotní korozi v korozně-agresivním prostředí $\text{Na}_2\text{SO}_4 - 80\% \text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$ (ohřev: $690\text{ }^\circ\text{C} / 1\text{ h}$; chlazení: do pokojové teploty/vzduch; počet cyklů: 50) je uvedeno na obr. 4.



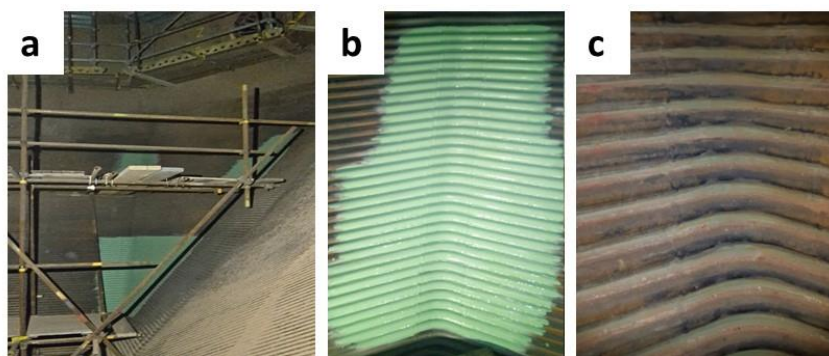
Obr. 4: Odolnost proti vysokoteplotní korozi v prostředí korozně-agresivních solí – závislost přírůstku/úbytku hmotnosti na počtu cyklů (a) a příčný řez vzorkem po zkoušce (b); 1 – ocel 15 128; 2 – multivrstva; 3 – CS povlak NiCr; 4 – TWAS povlak NiCr

Na základě provedených testů je zřejmé, že všechny použité povlaky výrazně snížily rychlost koroze v porovnání s neošetřeným povrchem oceli tř. 15. Všechny povlaky na bázi NiCr poskytují v daném prostředí dostatečnou ochranu. U povlaků na bázi Fe závisí výrazně na množství obsaženého Cr. Povlak TWAS 2 s vyšší rychlostí nárůstu korozních produktů, obsahuje 18% hm. Cr, zatímco odolnější TWAS 1 obsahuje 28 % hm.

Aplikace povlaků na reálné komponenty

Nástřik vnitřního povrchu spalovací komory kotle uhelné elektrárny

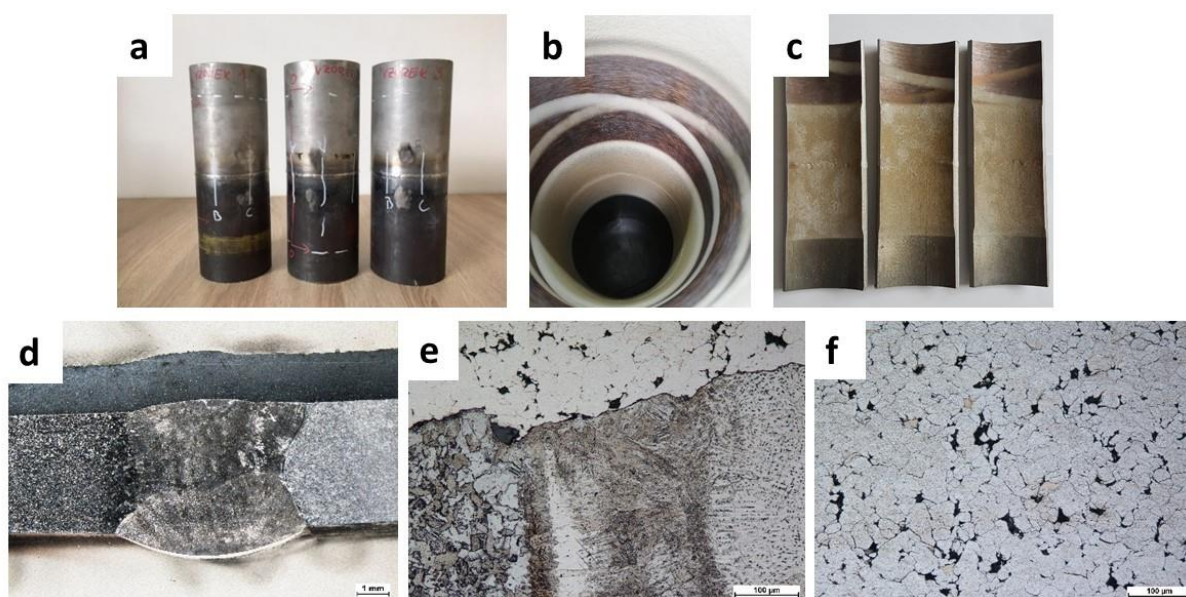
Na základě výsledků laboratorních testů a dostupného know-how byly zvoleny materiály povlaků pro TWAS nástřik v reálném prostředí spalovací komory kotle K21 v uhelné elektrárně Tušimice II. Několik typů nástřiku bylo provedeno na vybrané plochy výsyvky a v prostorách sušek (prostředí redukční atmosféry). Povrch podkladu byl před nástřikem povlaků očištěn a zdrsněn tryskáním (klíčové pro finální kvalitu povlaku), po nástřiku byl povlak opatřen ochranným keramickým nátěrem (obr. 5 a,b). Tloušťka povlaků byla na definovaných místech změřena pomocí tloušťkoměru. Revize stavu povlaků byla provedena po ročním provozu kotle.



Obr. 5: Nástřik TWAS v prostorách spalovací komory kotle K21 ETU II: nastříkané plochy výsypky (a); detail plochy výsypky po nástřiku a nátěru (b) detail plochy po ročním provozu kotle (c)

Vizuální kontrola i kontrola tloušťek povlaků ukázala na rozdílné způsoby namáhání v různých místech výsypky a sušek. Erozní opotřebení vedoucí k úbytku materiálu povlaku je kombinováno s korozním působením nánosů a usazenin produktů spalování. Ze samotného měření tloušťky zbylého povlaku tloušťkoměrem proto nelze přesně stanovit míru degradace jednotlivých povlaků. Celkový trend měření tloušťek však naznačuje, že u povlaků na bázi Fe došlo převážně k nárůstu tloušťky povlaků způsobené pravděpodobně převažujícím vlivem koroze, zatímco u povlaků na bázi Ni, jejichž korozní odolnost je vyšší, převažoval vliv erozního opotřebení, vedoucí k celkovému snížení měřené tloušťky povlaků. Všechny testované povlaky však prokázaly v podmínkách reálného provozu kotle po roce dostatečnou odolnost, nebyly zaznamenány stopy významné degradace či delaminace povlaků.

Nástřik vnitřního průměru heterogenního svaru



Obr. 6: Nástřik CS na vnitřní průměr vzorku heterogenního svaru: vzorky k nástřiku (a); pohled na nástřik vnitřního průměru (b); vzorky připravené pro testy korozní odolnosti a odolnosti proti teplotním cyklům (c); pohled na příčný řez svarem s nástřikem (d); detail rozhraní mezi povlakem a podkladovým materiálem v místě svaru (e); detail mikrostruktury CS nástřiku (f)

Pro ověření kvality nástřiku technologií Cold Spray na vnitřním průměru 89 mm byly připraveny 3 vzorky heterogenního svaru (základní materiál 1: nerezová ocel 1.4541; základní materiál 2: P265GH). Nástřik byl realizován pomocí trysky, umožňující depozici povlaku do vnitřních průměrů. Povlak byl umístěn tak, aby z obou stran přesahoval oblast svaru o cca 50

mm (obr. 6). Mikrostruktura povlaku NiCr, naneseného pomocí trysky pro nástřik vnitřních průměrů (obr. 6 f), je v porovnání s mikrostrukturou povlaku naneseného na vnější průměr (obr. 1 c,d) významně pórovitější. Tomu odpovídá i nižší naměřené mikrotvrdot (cca 360 HV_{0,3} vs 420 HV_{0,3}). Schopnost povlaku zabránit průniku vnějšího prostředí k podkladovému materiálu, stejně jako odolnost proti změnám teploty a mechanickému zatěžování svaru je předmětem dalšího výzkumu.

Závěr

V průběhu řešení projektu byly získány výsledky, potvrzující využitelnost technologií zároveň stříkaných povlaků k renovacím a zvýšení životnosti vybraných komponent energetických zařízení. Pro ochranu vnitřních povrchů spalovacích kotlů uhelných elektráren byl navržen multivrstvý povlak, vhodný k aplikaci zejména na membránové stěny výparníku v oblasti spalovací komory kotle s výrazně redukční atmosférou. Toto řešení bylo v praxi ověřeno nástřikem referenčních ploch kotle K21 ETU II. Technologie nástřiku Cold Spray prokázala svoji schopnost nanášet povlaky s vysokou odolností proti koroznímu i eroznímu zatěžování a je potenciálně vhodným řešením ochrany heterogenních svarů proti korozi. Je však zřejmé, že mikrostruktura povlaku naneseného na vnitřní průměr je odlišná od povlaků nanesených standardní tryskou. Kvalitu povlaku na vnitřním průměru je nutné podrobit dalšímu hodnocení s ohledem na požadavky aplikace.

Poděkování

Prezentované výsledky byly získány v průběhu řešení projektu TA ČR TN01000007 Národní centrum pro energetiku.

Literatura

- [1] Pawlowski, L. (2008): *The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings, Second Edition*. John Wiley & Sons Inc. ISBN 9780471490494
- [2] Yin, S., Cavaliere, P., Aldwell, B., Jenkins, R., Liao, H., Li, W., Lupoi, R. (2018): *Cold spray additive manufacturing and repair. Fundamentals and applications*. Additive Manufacturing, Vol. 21, pp. 628-650. ISSN 2214-8604
- [3] Sidhu, H.S., Sidhu, B.S., Prakash, S. (2006): *Comparative characteristic and erosion behavior of NiCr coatings deposited by various high-velocity oxyfuel spray processes*. Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 15, pp. 699-704. ISSN 1059-9495
- [4] Pokhmurski, V., Student, M., Gvozdeckii, V., Stypnutsky, T., Student, O., Wielage, B., Pokhmurska, H. (2013): *Arc-Sprayed Iron-Based Coatings for Erosion-Corrosion Protection of Boiler Tubes at Elevated Temperatures*. Journal of Thermal Spray Technology, Vol. 22, pp. 808–819. ISSN 1059-9630

OCHRANNÉ POVLAKY TEPLOSMĚNNÝCH PLOCH V KOTLŮ

PROTECTIVE COATINGS OF HEAT EXCHANGING SURFACES OF BOILERS

David Braha

Castolin spol. s r.o., Za Tratí 235, 252 19 Chrášťany

Abstrakt

V příspěvku je uvedeno: (i) proč je potřeba používat povlaky v kotlích, před čím chrání, identifikace opotřebení, (ii) vliv paliva a procesu spalování, (iii) druhy povlaků, technologie nanášení, životnost a (iv) praktické zkušenosti.

Abstract

There is presented in the paper: (i) why it is necessary to apply coatings in boilers, what protect, identification of wear, (ii) influence of fuel and combustion process, (iii) types of coatings, technology of application, service life and (iv) practical experience.

Úvod

Teplosměnné plochy kotlů se používají jako ochrana před opotřebením – erozí, abrazí a korozi. V minulosti se používaly povlaky proti korozi pro kotle spalující odpad. S nástupem fluidních kotlů se začala řešit eroze, zejména v místech hran: přechodem mezi vyzdívkou a membránovou stěnou, v okolí okna k cyklónu apod. Nástup biomasy přinesl nutnost řešit korozi a také kombinaci koroze s erozí.

V práškových kotlích na uhlí nebyl problém s korozními úbytky, ale to se změnilo s nástupem snižování emisí a se změnou spalovacích poměrů v kotli. I v nich může docházet k výrazným korozním úbytkům a tím také k nutnosti použití povlaků, které zabraňují nebo snižují rychlost koroze povrchu teplosměnných ploch.

Vliv paliva a procesu spalování

Každá trubka v kotli je „studená past“ pro kondenzaci solí. Existuje vliv paliva (uhlí, biomasa, alternativní paliva případně směs uhlí + biomasa nebo uhlí + TAP), vliv teploty (nejen teplota spalovacího procesu, ale také teplota páry případně vody = výsledná teplota na povrchu trubky) a v neposlední řadě vliv spalovacího procesu (množství spalovacího vzduchu).

V souvislosti se snižováním emisí NO_x se používá v kotli redukční atmosféra. Pokud je partiální tlak kyslíku příliš nízký, na nízkolegovaných ocelích se netvoří ochranný povlak oxidů. Vzniká vysokoteplotní koroze. Je potřeba použít materiály, jejichž oxidická vrstva odolává redukční atmosféře. Materiál obsahující vysoké množství chromu by se nejen špatně zpracovával, ale byl by také finančně nákladný. Z těchto důvodů se používá ve formě povlaku (návar, nástřík).

Základní rozdělení povlaků je podle:

- Podle skupiny materiálu: kovové povlaky a keramické povlaky.
- Podle technologie nanášení: žárové nástříky za studena, žárové nástříky za tepla a navařované povlaky.

Žárové nástříky za studena (nedochází k ohřevu základního materiálu)

- Žárový nástřík za studena elektrickým obloukem,



Obr. 1: Řez žárovým nástřikem elektrickým obloukem s podkladovou vrstvou



Obr. 2: Provádění nástřiku elektrickým obloukem

- žárový nástřik za studena plamenem,



Obr. 3: Žárový nástřik plamenem – v 90. letech používaná technologie – povlaky na bázi NiCr; z ekonomických důvodů nahrazena technologií žárového nástřiku elektrickým obloukem

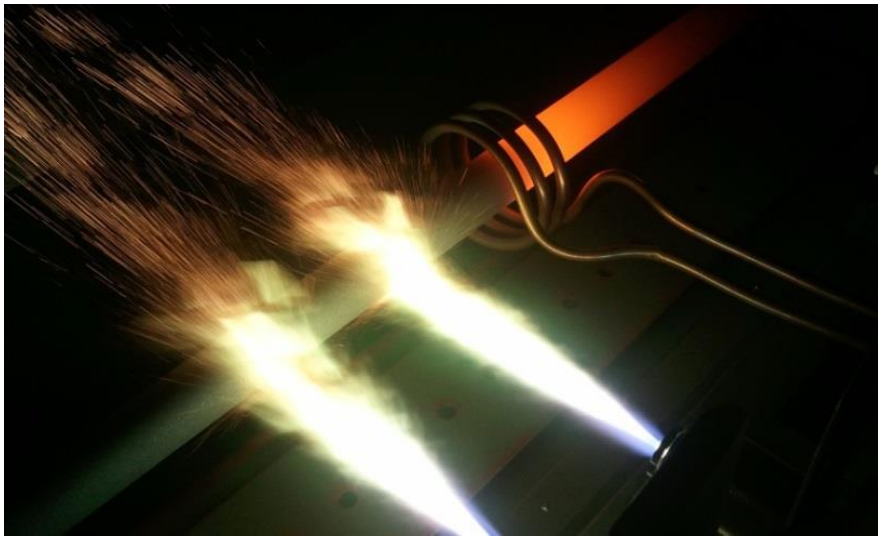
- žárový nástřik za studena HVOF.



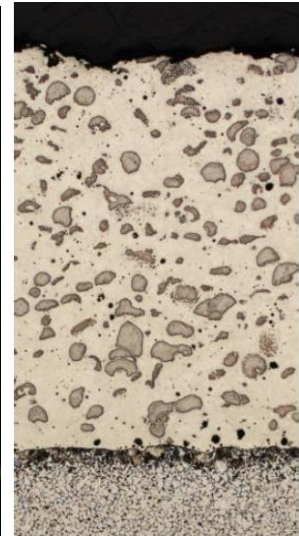
Obr. 4: Ruční HVOF hořák – nástřik membránové stěny fluidního kotle (povlak Ni + karbid chromu)

Žárové nástřiky za tepla (dochází ohřevu základního materiálu)

- Žárový nástřik s přetavením.



Obr. 5: Nástřik plamenem s přetavením. Pro trubky přehříváků, membránové stěny v omezeném rozsahu.



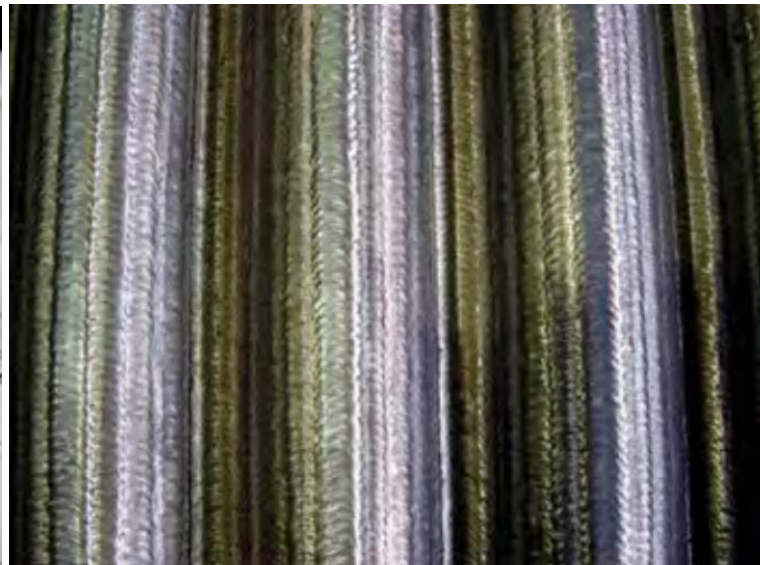
Obr. 6: Řez povlakem s přetavením

Navařované povlaky (dochází k ohřevu základního materiálu a promísení materiálů povlaku a základního materiálu)

- Navařování technologií MIG, případně CMT,



Obr. 7: Návar trubky Inconelem, možnost ohybů (foto Steinserv)



Obr. 8: Návar Inconel 625 technologií CMT (foto Uhlig Rohrbogen)

- navařování laserem (možnost navařovat membránové stěny a trubky).



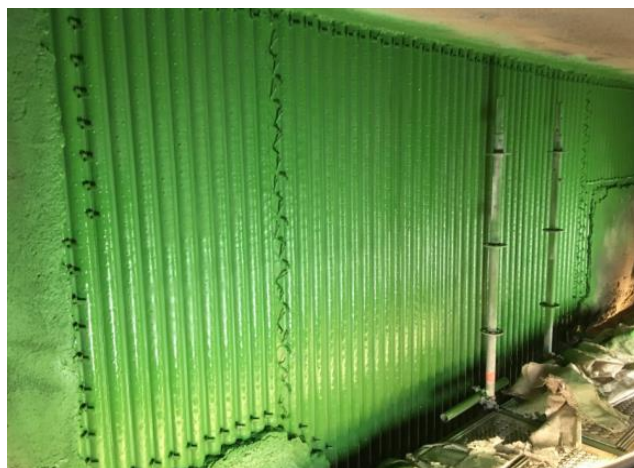
Obr. 9: Navařování trubky laserem (Inconel 625)

Keramické povlaky

Keramické povlaky lze aplikovat plasmou, případně se používá vodní suspence, která se aplikuje na aktivovaný povrch trubek. Hlavním účelem povlaků je zamezení nálepům, zvýšení účinnosti kotle a ochrana před erozí.



Obr. 10: Keramika po roce provozu, fluidní kotel

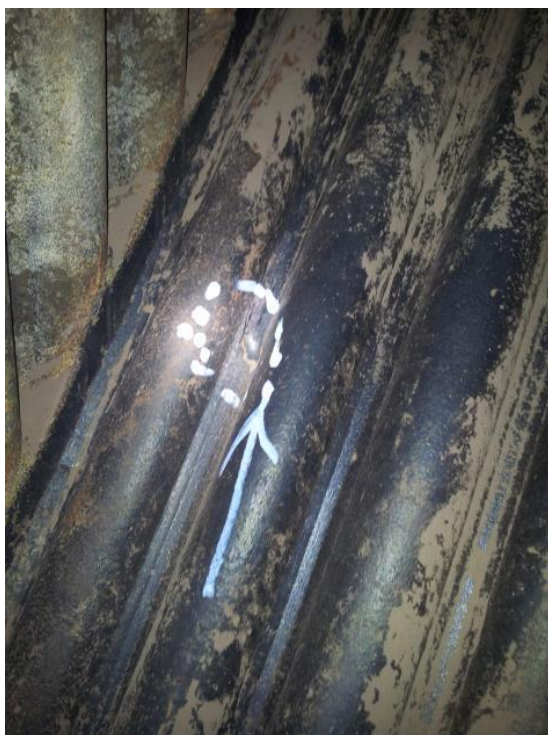


Obr. 11: Keramický povlak jako finální vrstva žárového nástřiku. Ve spalovně odpadů snižuje přilnavost a usazování nálepů.

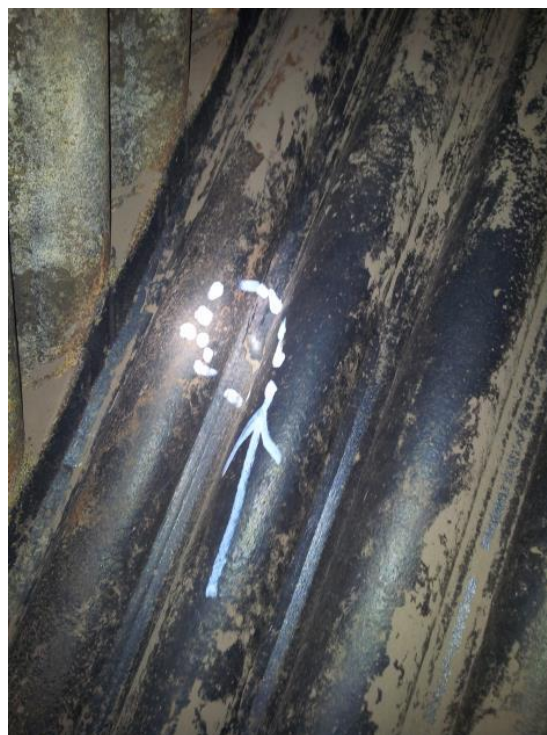
Životnost povlaků je závislá na provozních podmínkách a prostředí. Správně zvolený povlak provozovaný za správných podmínek má životnost mnoho let, povlak v nevhodném prostředí nebo provozovaný s nesprávnými parametry může být zničen během několika měsíců.

Praktické zkušenosti

1. Aby měl povlak význam a plnil svoji funkci, je potřeba správně identifikovat druh opotřebení a mechanismus, jakým vzniká poškození. Příklad: Práškový kotel na lignit, na praporku vznikají vyerodované kavity, ale uživatel se domníval, že se jedná o korozi, protože uhlí má vysoký obsah síry.



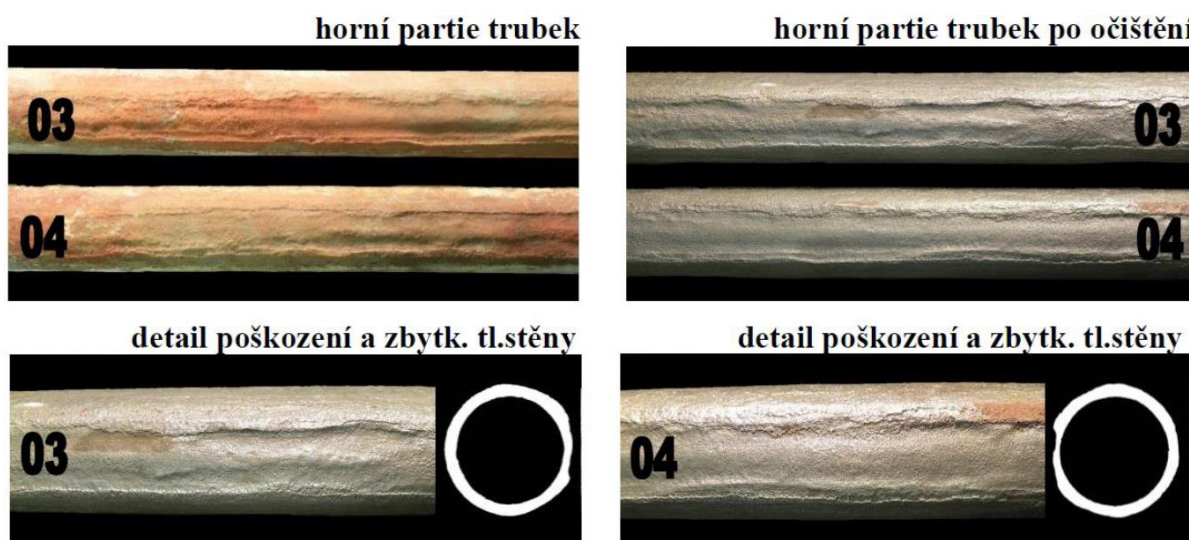
Obr. 12: Poškození vznikala zejména na praporku



Obr. 13: Pohled na oblast, ve které vznikají kavity (AES Galabovo, kotel 335 MW)

Mechanismus poškození se ukázal úplně jiný – v rozích dochází k pádu nálepů a bodovému poškození nálepů, které jsou popílkem vyleštěny. V místě poškození nálepů dochází k erozi popílkem. Řešením je použití nástriku nanoslutinou, která je tvrdší než nálepy – erozní účinek popílku se pak projevuje na vrstvě nálepů, která je v místě poškození erodována.

2. V poslední době se setkáváme s korozi, které je špatně identifikována. Nepracuje se se skutečností, že ke korozi dochází pod úsadami – kde vznikají nízkotavitelné soli – během provozu kotle. Ukázka ze zprávy je na obr. 14.



Obr. 14: Příčinou koroze je jednoznačně stálý kontakt trubek s popílkem, který při odstávkách systému navlhne a na povrch pak v podstatě působí slabá kyselina sírová. Lze předpokládat, že všechny trubky, které jsou vystaveny kontaktu s vlhkým popílkem, budou značně napadeny korozi.

Autor zprávy, ze které je citováno v tomto příspěvku, předpokládá, že pokud by kotel nebyl odstavován, nedocházelo by k navlhnutí popílku a ke korozi trubek. Vzhledem ke skutečnosti, že se jedná o spalování biomasy, je potřeba věnovat pozornost palivu a procesu spalování. Řešením tohoto problému je použití přetaveného povlaku nebo inconelového návaru. Základem je však správná identifikace problému.

3. Při aplikaci povlaků je snaha se chovat ekonomicky – nanést povlak jen na místa, ve kterých má funkční význam. Příkladem je nástřík práškového kotle – k erozi dochází jen v místě styku ploch, po kterých stéká popílek. Protierozní nástřík je aplikován pouze, kde je to nutné.



Obr. 15: Práškový kotel Matrai (Maďarsko)



Obr. 16: Detail nástříku

4. Řešení vysokoteplotní koroze povlakem z NiCrTi slitiny.



Obr. 17: Kotel elektrárny Schwarze Pumpe – životnost nástříku < 5 let

Pozn.: Použité fotografie bez uvedení zdroje jsou vlastnictvím Castolin, ostatní s uvedením zdroje (Steinserv, Uhlig).

ANALÝZA APLIKACE SONICKÝCH METALICKÝCH NÁSTŘIKŮ NA BÁZI Ni-Cr

THE ANALYSIS OF THE CORRECTIVE Ni-Cr BASED SONIC COATINGS

Lucie Pilsová^{a)}, Jakub Horváth^{b)}, Jiří Janovec^{a)}, Ladislav Horváth^{b)}, Michal Junek^{b)} a Vojtěch Smola^{a)}

^{a)} České vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojní, Ústav materiálového inženýrství, Karlovo náměstí 13, 120 00 Praha

^{b)} UJP PRAHA a.s., Nad Kamínkou 1345, 156 10, Praha – Zbraslav

Abstrakt

Ve spolupráci s IGS Europe jsou vyvíjeny nástřikové systémy určené k prodlužování životnosti teplosměnných ploch a varných stěn kotlů energetických zařízení a spaloven. Článek se zabývá analýzou aplikovaných metalických nástřiků na bázi Ni-Cr nanášených metodou sonického obloukového stříkání. Analýzy vlastností a následná porovnání byla provedena na laboratorně exponovaných vzorcích a na vzorcích provozně degradovaných. Pro účel degradace byly vzorky umístěny ve spalovně komunálního odpadu a spalovně biomasy.

Abstract

The new sonic coating systems are being developed in cooperation with IGS Europe. The application of these coatings is meant to serve as a repair to extend the operating lifetime of the heat exchangers and boiler walls in the incineration plants and other energy-producing facilities. This paper shows an analysis of the mentioned arc deposited sonic Ni-Cr based metallic coatings. Testing and the following comparison were performed on two sets of samples. One set was thermally exposed under controlled laboratory conditions and the second set was placed directly in the flue gas stream in the waste and biomass incineration plants.

Úvod

Tento příspěvek vznikl v návaznosti na článek [1], kde byla popsána problematika korozních úbytků nástřiku se složením na bázi NiCrMoW. Funkcí tohoto nástřiku, jak také uvádí [1], je zejména prodloužení životnosti bariérovou ochranou podkladového materiálu.

Prováděné zkoušky se zaměřily na hodnocení nástřiku, a to jak z hlediska jeho složení a případných změn při provozu, tak i z hlediska jeho kohezních a adhezních vlastností.

Technologie a materiály

Nanášení nástřiku probíhá metodou podobnou tzv. elektrometalizaci, kde je přídavný materiál ve formě dvou drátů natavován elektrickým obloukem, který hoří mezi dráty. Takto vzniklé částice jsou proudem stlačeného vzduchu nanášeny na základní materiál. Na rozdíl od běžně užívaných metod jsou zde částice nanášeny sonickou rychlostí, kterou zajišťuje speciálně navržená tryska.

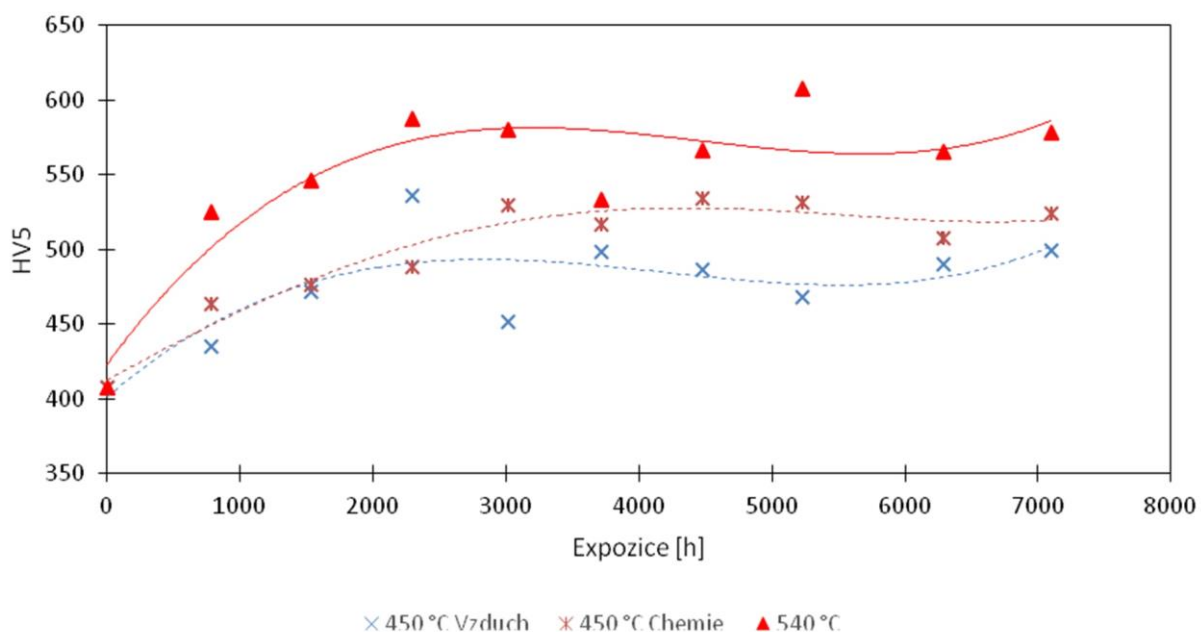
Základním podkladovým materiálem vzorků určených k laboratorní expozici je feriticko-perlitická ocel ve formě plechu o tloušťce 5 mm. Pro provozní expozici byl nástřik nanesen na trubky z žárovečné oceli třídy 15 dle ČSN o vnějším průměru 32 mm a délce 1250 mm s jedním zaslepeným koncem.

Laboratorně exponované vzorky

Laboratorní expozice probíhala při teplotách 450 a 540 °C. Pro tyto účely byly vyrobeny vzorky o rozměrech 10 × 15 mm z plechu o tloušťce 5 mm. Gravimetrická zkouška byla provedena na vzorcích za teploty 540 °C, zatímco vzorky vystavené teplotě 450 °C byly rozděleny na dvě sady – jedna byla umístěna v peci pouze za působení pecní atmosféry, druhá sada byla

zasypána krystalickým práškem na bázi Cl, F a S v uzavřených nádobkách. Z výsledných analýz vyplývá, že simulace v provozu vznikajících zplodin solí neměla na vlastnosti nástřiku výrazný vliv.

V případě obou expozičních teplot byly vzorky vyjmuty z pece v určitých časových intervalech, a to přibližně po 750 hodinách v období deseti měsíců. Z každého vyjmutého vzorku byl připraven metalografický výbrus (na něm pořízeny snímky mikrostruktury na světelném a SEM mikroskopu, změřena tloušťka vrstvy a analyzováno složení pomocí EDS) a na zbytku vzorku byla provedena tribologická zkouška metodou pin-on-disk. Z naměřených hodnot tvrdostí (HV5 – měřeno ve středu tloušťky nástřiku na příčném řezu, vždy 10 vtisků, průměrná směrodatná odchylka SD = 34) je možné konstatovat, že v průběhu laboratorní expozice dochází u nástřiku k jeho postupnému vytvrzení. K maximálnímu vytvrzení dochází v případě expozic 450 °C „chemie“ a 540 °C v časovém období 3000-4000 h, zatímco expozice 450 °C „vzduch“ má po 3000 h proměnlivý charakter (obr. 1).



Obr. 1: Graf průběhu hodnot tvrdosti HV5 nástřiku IGS-5470 po teplotní expozici

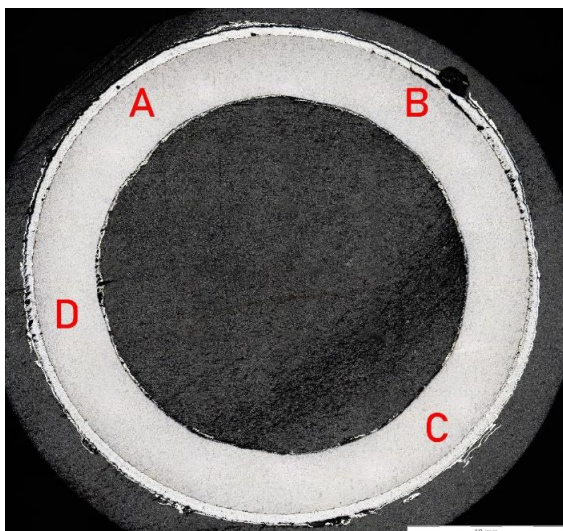
Provozně exponované vzorky

Tyče opatřené nástřikem IGS-5470 (NiCrMoW) byly umístěny v kotlích ve spalovně biomasy ZEVO Malešice a EC Jindřichův Hradec. Tyče spolu s měřicími termočláňky byly zavedeny do kotlů izolovanou průchodkou tak, aby nebyl narušen chod kotle a byla dodržena bezpečnost provozu uvnitř kotelny.

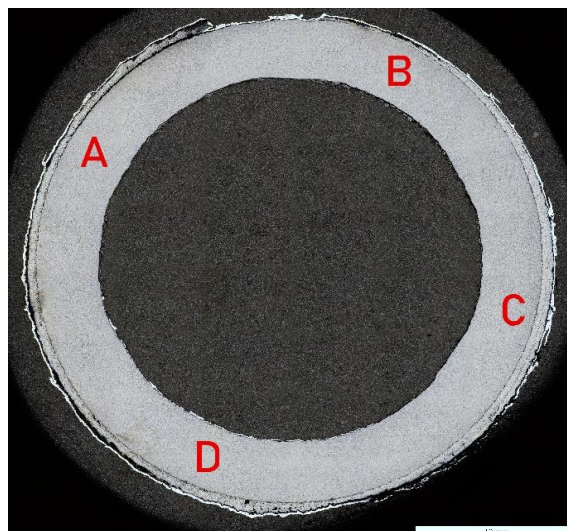
V případě expozice ZEVO Malešice (Kotel K3) bylo experimentální zařízení (tyč a termočlánek) vystaveno průměrné teplotě 534 °C po dobu 3111 hodin (po odečtení odstávek), v EC Jindřichův Hradec (Kotel K5) jsou umístěna dvě experimentální zařízení, ovšem pro letošní posouzení bylo vyjmuta pouze jedno (expoziční stanoviště č. 1), které prošlo v loňském roce expozicí 1355 hodin při průměrné teplotě 512 °C a v letošním roce 3066 hodin při průměrné teplotě 466 °C.

Z přehledových snímků (obr. 2 a obr. 3) příčného řezu exponovanými trubkami je patrné, že k většímu úbytku tloušťky nástřiku došlo ve spalovně ZEVO Malešice.

Na snímcích jsou viditelné vrstvy ochranné hliníkové folie, která je dle normy [2] aplikována před zalisováním a výbrusem z důvodů následného hodnocení tloušťky nástřiku na světelném a elektronovém mikroskopu.

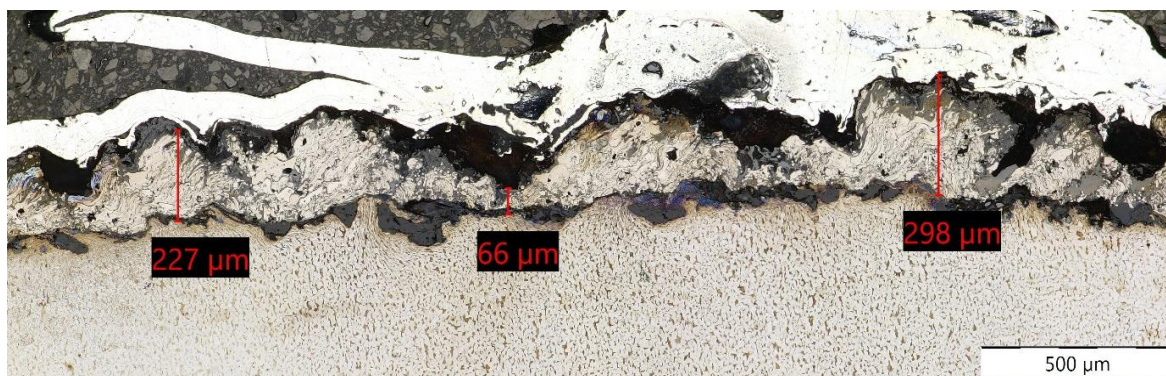


Obr. 2: Příčný řez (pracovní označení začátek) trubkou EC Jindřichův Hradec (C – náběh, A – úplav)

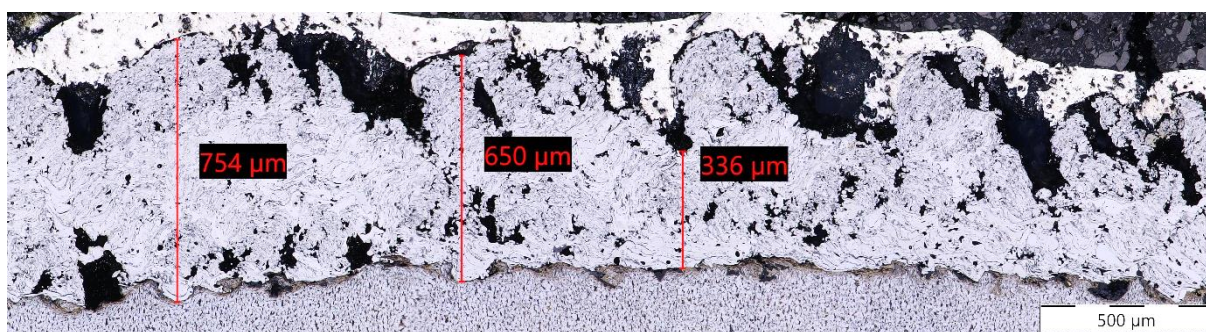


Obr. 3: Příčný řez trubkou (pracovní označení konec) ZEVO Malešice (C – náběh, A – úplav)

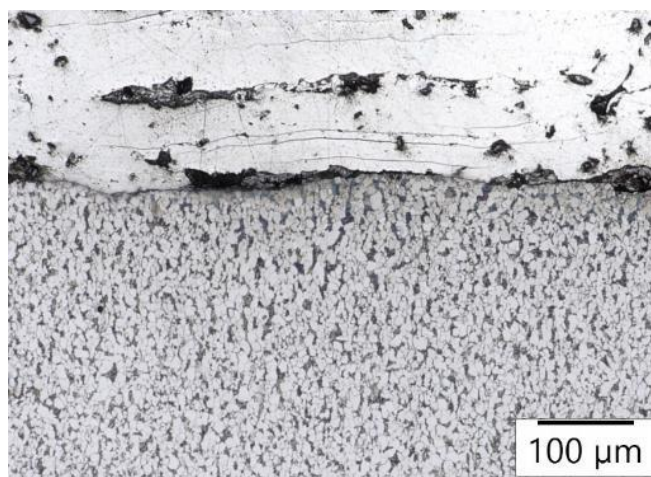
V ZEVO Malešice docházelo k větším úbytkům nástřiku (obr. 4) a následně i k jeho úplné delaminaci a obnažení základního materiálu (obr. 6). Snímek na obr. 5 z EC Jindřichův Hradec dokumentuje zatím odolávající nástřik, který se ovšem nachází ve fázi postupné ztráty adheze k základnímu materiálu.



Obr. 4: Detail úbytku nástřiku v místě D (bíle ochranná vrstva alu folie), ZEVO Malešice



Obr. 5: Detail rozrušování nástřiku v místě D (EC Jindřichův Hradec)



Obr. 6: Úplné obnažení podkladové oceli ZEVO Malešice (bílá vrstva – ochranná alu folie)

Závěr a diskuse

Z analýzy laboratorní expozice vyplývá, že hlavní příčinou selhání bariérové ochrany není abrazivní účinek spalin, ale působení korozních činitelů, které pronikají necelistvostmi nástřiku až k podkladovému materiálu, který je následně korozně napaden.

Toto potvrzuje také provozní expozice ve spalovnách biomasy. Nástřík byl namáhán v různých směrech v závislosti na toku spalin, kdy znatelné úbytky tloušťky nástřiku vykazovala nejvíce náběhová strana trubky (přibližně 300 μm z celkových 750 μm), naopak na straně úplavu dochází k nejnižším úbytkům (150 μm). Vzhledem ke značným rozdílům v tloušťce samotného nástřiku i v neexponovaném stavu jsou daleko podstatnějšími změny strukturní. Na straně kolmé k vektoru proudění (náběh) a v místě úplavu probíhají mikrostrukturní změny – spaliny prostupují nástříkem směrem k základnímu materiálu, rozšiřují se dutiny a kavity, v závěrečné fázi dochází i k postupnému odpadávání nástřiku.

Z laboratorní expozice vyplývá, že nástřík vlivem provozních teplot postupně vytvrzuje, příčina zatím nebyla mikrostrukturálně analyzována. Provozní expozice v EC Jindřichův Hradec ukazuje, že nástřík IGS-7450 ochrání podkladový materiál po dobu maximálně jedné topné sezony.

Důležitým poznatkem pro optimalizaci nástřiků je nutnost úpravy chemického složení, případně parametrů technologie tak, aby jednotlivé vrstvy nástřiku obsahovaly co nejméně defektů a necelistvostí. Jednou z možností je zvýšení hustoty kladených vrstev, které mohou díky svému rozložení zamezit spojování dutin, které vznikají v průběhu procesu nanášení.

Poděkování

Tento příspěvek vznikl na základě výsledků získaných za podpory Technologické agentury České republiky v rámci probíhajícího projektu TH04020487.

Literatura

- [1] Janovec, J., Horváth, J., Junek, M. (2019): Vývoj a vlastnosti termálních metalických nástřiků k prodloužení životnosti komponent spaloven, tepláren a energetických celků. 13. konference *Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*. Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Srní, str. 11-14. ISBN 978-80-261-0741-5
- [2] ČNI (2004): *ČSN EN ISO 1463, Kovové a oxidové povlaky – Měření tloušťky povlaku – Mikroskopická metoda*. Technická norma, Český normalizační institut, Praha.

HODNOCENÍ MĚDĚNÉHO NÁSTŘIKU NANESENÉHO METODOU COLD SPRAY NA OCEL PRO NÁVRH OBALOVÉHO SOUBORU HLUBINNÉHO ÚLOŽIŠTĚ

TESTING OF COPPER COATING COLD SPRAYED ON STEEL SUBSTRATE FOR THE DESIGN OF A DEEP STORAGE NUCLEAR WASTE CONTAINER

Zbyněk Veselka, Dana Tonarová a Petr Brabec

ÚJV Řež, a. s.

Abstrakt

Cílem hodnocení vzorku měděného nástřiku bylo prověření jeho materiálových vlastností pro alternativní návrh konstrukce obalového souboru pro hlubinné úložiště. Charakterizace vzorku byla zaměřena na ověření chemického složení podkladové oceli, měření drsnosti povrchu nanesené mědi a na mikroskopické pozorování vzorku, a to z povrchu, v řezu a na lomových plochách. Pro hodnocení mechanických vlastností byly provedeny zkoušky mikrotvrdosti měděné vrstvy v řezu, odtrhové zkoušky a zkoušky ohybové. Při hodnocení byla lokálně zjištěna nedokonalá vazba mezi jednotlivými splaty v měděné vrstvě a neuspokojivé mechanické vlastnosti této vrstvy. Příčinou nedokonalého spojení splatů byla pravděpodobně oxidická vrstva na jejich hranicích. Vzhledem k výsledkům hodnocení nelze posuzovaný nástřik považovat za spolehlivou bariéru vůči okolnímu prostředí. Pro další experimenty byla upravena technologie nástřiku, včetně následného žíhání, tak, aby se zamezilo výskytu oxidické vrstvy mezi splaty.

Abstract

The aim of the cold sprayed sample evaluation was to test material properties required for an alternative design of deep storage nuclear waste container. The characterization of the sample was focused on verification of steel substrate chemical composition, measurement of copper coating surface roughness and microscopic observation of sample surface, cross-section and fracture surfaces. To evaluate the mechanical properties, microhardness test of the copper layer in cross-section, pull-off test and bending test were performed. During the evaluation, locally imperfect connection between splats in the copper layer and unsatisfactory mechanical properties of this layer were found. The cause of the imperfect connection between splats was probably the oxide layer at their boundaries. Due to the results of the characterisation, the evaluated cold sprayed coating cannot be considered as a reliable barrier to the environment. For further experiments, the spraying technology, including subsequent annealing were modified to prevent the occurrence of an oxide layer between the splats.

Úvod

Technologie Cold Spray patří mezi metody žárového nástřiku. Od ostatních metod se liší nízkou teplotou a vysokou rychlostí nanášených částic. V této práci byl hodnocen nástřik mědi nanesený na uhlíkovou ocel S355J2H. Tento dvouvrstvý materiál byl testován jako alternativní konstrukční varianta ukládacího obalového souboru vyhořelého paliva JE pro hlubinné úložiště. V posuzovaném návrhu by vnější vrstva měděného nástřiku plnila funkci korozní bariéry a vnitřní vrstva uhlíkové oceli by zajišťovala funkci mechanickou. Hodnoceny byly strukturní a mechanické vlastnosti dvouvrstvého materiálu.

Experiment

Nástřik Cu byl proveden v ARL Penn, USA. Při nástřiku prvotního vazebného povlaku bylo jako nosný plyn použito He při tlaku 3,10 MPa a teplotě 350 °C. Pro nástřik samotného povlaku

byl použit N₂ při tlaku 3,45 MPa a teplotě 400 °C. Vzorek byl poté vyžehán na vzduchu v elektrické odporové peci při teplotě 350 °C po dobu 1 h.

Ve Zkušební laboratoři oddělení Podpora provozu energetických zařízení ÚJV Řež byly z dvouvrstvého materiálu připraveny metalografické vzorky pro charakterizaci měděného nástřiku v příčném řezu. Leštěné výbrusy příčného řezu vzorku byly připraveny mechanickým broušením na metalografických papírech o zrnitosti 220–2400 a leštěním pomocí diamantové pasty (zrnitost D 3 a D 1). Během přípravy výbrusů byl jako smáčedlo použit ethanol místo vody, aby nedocházelo ke galvanické korozi uhlíkové oceli. Fraktografie lomových ploch Cu vrstvy byla hodnocena na neúspěšně připravených zkušebních tělesech pro zkoušky v tahu (při obrábění docházelo k poškozování Cu vrstvy, zkoušky v tahu proto byly nahrazeny odtrhovou zkouškou).

Chemické složení podkladové oceli bylo ověřeno optickým emisním spektrometrem Q4 Tasman. Drsnost povrchu Cu nástřiku byla změřena drsnoměrem Mitutoyo SJ-210 v pěti lokacích v podélném i příčném směru. Při mikroskopickém hodnocení vzorku byl využit stereomikroskop Nikon SMZ 745T, odrazový světelný mikroskop Nikon ECLIPSE MA200 a skenovací elektronový mikroskop VEGA TS 5130 XM vybavený energiově disperzním spektrometrem INCA Energy 350. Pro měření tvrdosti Cu vrstvy v řezu byl použit tvrdoměr Durascan 70. Měření bylo provedeno metodou Vickers se zatížením 10 g podle normy ČSN EN ISO 6507-1 [1]. Odtrhové zkoušky (zkoušky přilnavosti) byly provedeny ve VZÚ Plzeň podle normy ČSN EN ISO 14916 [2]. Zkoušky v ohybu byly provedeny na Fyzikálním ústavu AV ČR na přístroji Instron 5882. Při zatěžování byla Cu vrstva vizuálně monitorována a v momentě, kdy se na vnějším povrchu Cu vrstvy objevila trhlinka, byla odečtena dráha ohýbacího trnu (odpovídající průhybu vzorku) a vypočten úhel ohybu.

Výsledky

Chemické složení podkladové oceli

Průměrné hodnoty obsahu prvků splňovaly předepsané chemické složení oceli S355J2H dle materiálového listu (tab. 1).

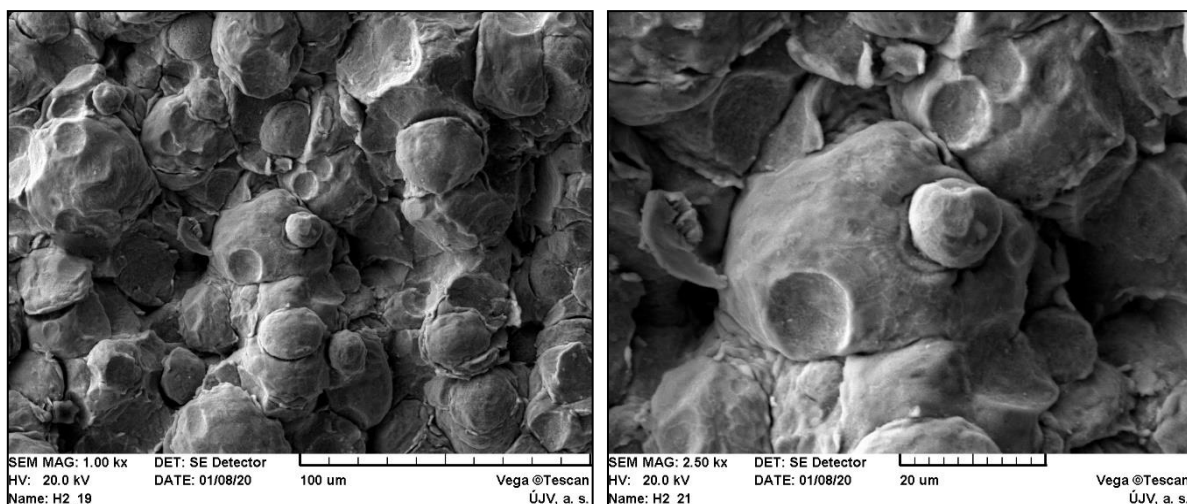
Tab. 1: Požadované a naměřené chemické složení podkladové oceli

	C [hm. %]	Si [hm. %]	Mn [hm. %]	P [hm. %]	S [hm. %]	
dle materiálového listu	≤ 0,22	≤ 0,55	≤ 1,60	≤ 0,030	≤ 0,030	
měřeno	průměr	0,13	0,48	1,13	0,017	0,009
	výběrová sm. odch.	0,04	0,08	0,10	0,001	0,002

Charakterizace povrchu Cu vrstvy

Drsnost povrchu byla velmi podobná pro všechny lokace a oba směry a lišila se pouze v rámci směrodatné odchylky. Průměrná hodnota R_a byla (19,7 ± 2,3).

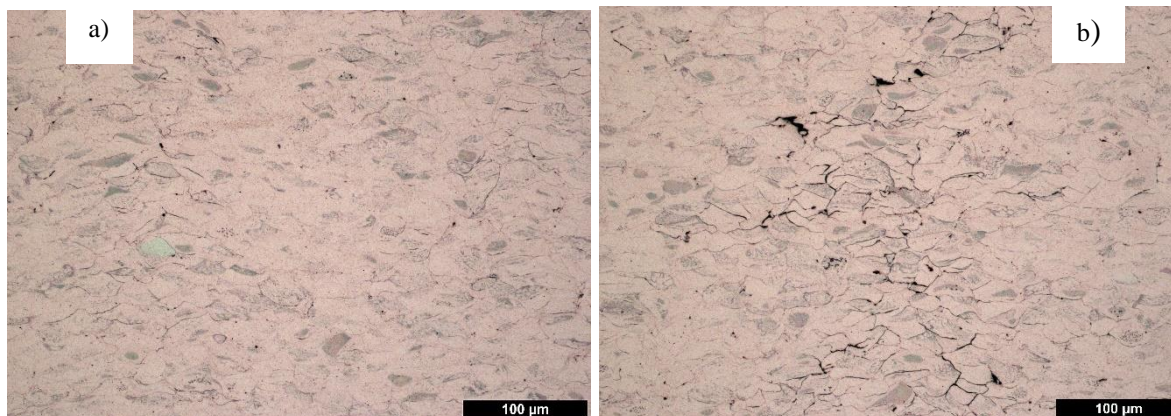
Na povrchu Cu vrstvy bylo možné při pozorování v SEM (obr. 1) rozlišit jednotlivé Cu částice tzv. splaty, které byly deformované dopadem na již nanesenou vrstvu nástřiku (zploštění Cu splatů ve směru nanášení) a dopadem dalších Cu částic (krátery na povrchu některých splatů).



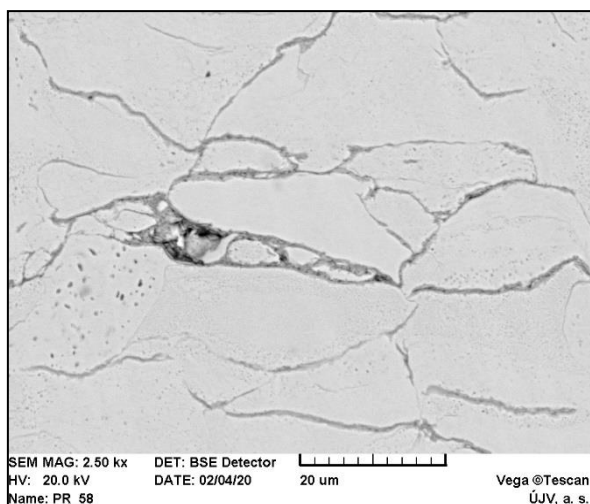
Obr. 1: Snímky povrchu Cu nástřiku, SEM – režim SE

Charakterizace Cu vrstvy v řezu

V příčném řezu se tloušťka Cu vrstvy pohybovala od 3,2 do 3,3 mm. Ve vrstvě byly patrné dvě charakteristické oblasti. Kompaktní místa, bez výskytu dutin (obr. 2a) a oblasti s úzkými póry mezi jednotlivými Cu splaty (obr. 2b). Póry se v Cu vrstvě vyskytovaly ve svislých pásech nad sebou. V pórech, zejména v těch u povrchu vzorku, byla v SEM pozorována výplň (obr. 3). Bodovými analýzami chemického složení výplně byl zjištěn zvýšený obsah kyslíku. Póry mezi Cu splaty tedy pravděpodobně byly vyplněny oxidem Cu. Zřetelné dutiny se objevovaly po leštění a se zvyšujícím se přítlakem leštičky docházelo k jejich zvětšování. Hranice mezi splaty však bylo možné rozlišit už po broušení. Splaty pravděpodobně nebyly při nanášení nástřiku dobře spojeny a při leštění pak docházelo k rozevírání pórů na jejich hranicích.

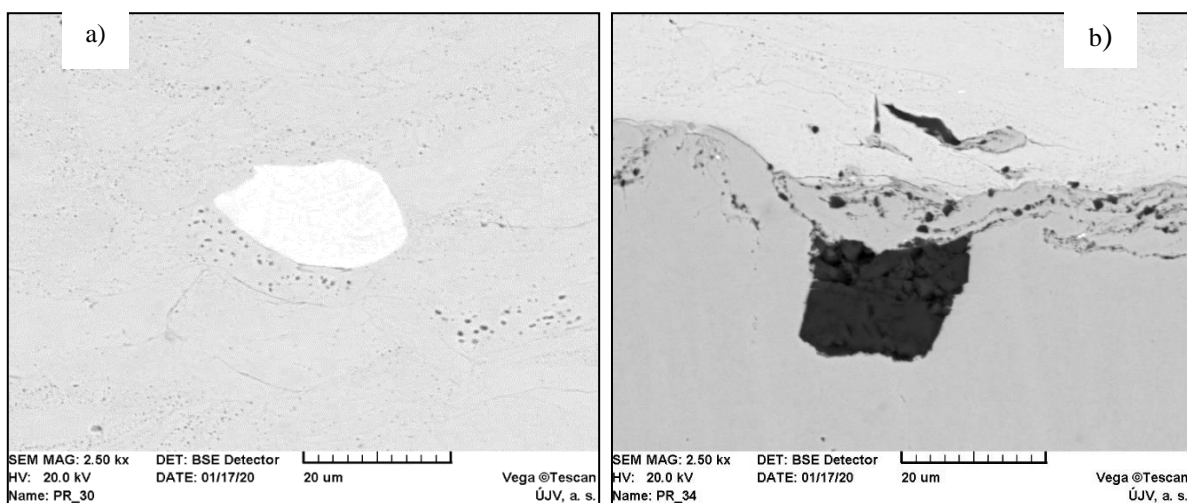


Obr. 2: Snímky Cu vrstvy v řezu, LOM: a) kompaktní oblast b) porézní oblast



Obr. 3: Póry mezi Cu splaty, SEM – režim BSE

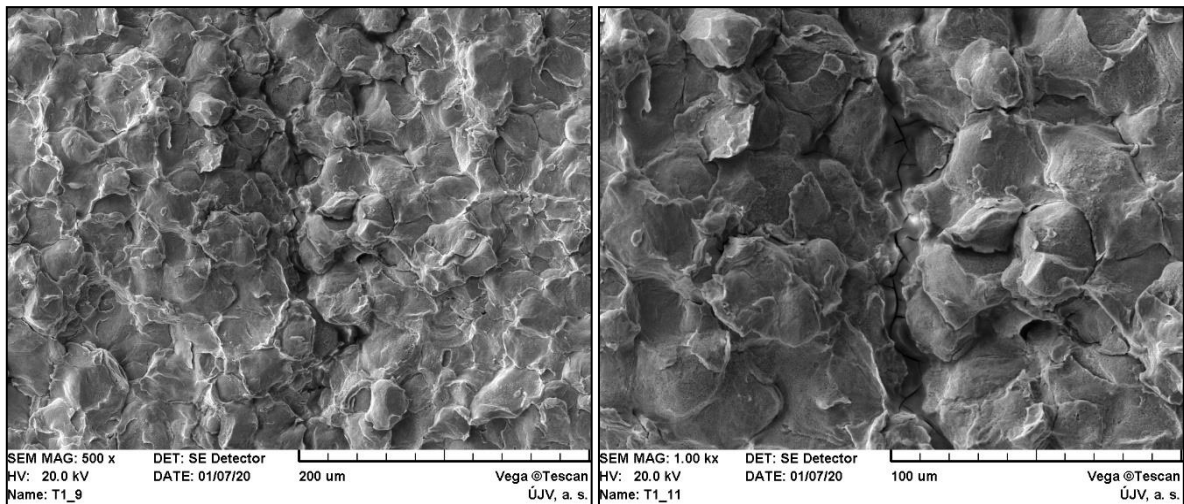
Kromě pórů se v nástřikové vrstvě ojediněle vyskytovaly částice (obr. 4a) s přítomností Sn (11,3 hm. %) a P (0,4 hm. %). Při rozhraní podkladu a nástřiku se v oceli vyskytovaly tmavě šedé nečistoty (obr. 4b), které chemickým složením odpovídaly Al_2O_3 . Povrch oceli určený pro nanesení vrstvy Cu byl pravděpodobně před samotným nástřikem pískován pro lepší adhezi Cu vrstvy na podkladovou ocel.



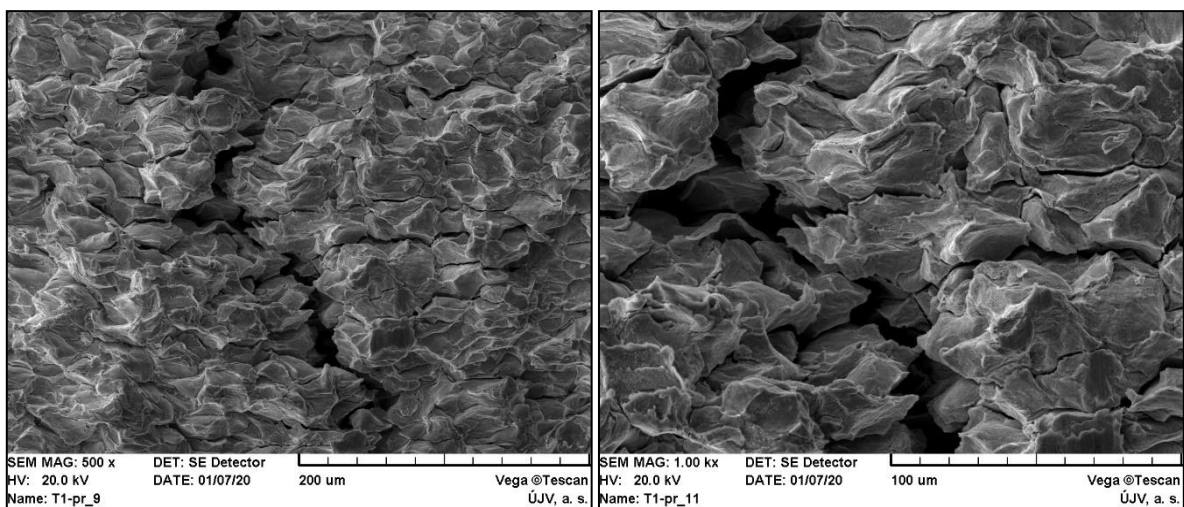
Obr. 4: Snímky Cu vrstvy v řezu, SEM – režim BSE: a) částice Cu-Sn-P b) částice Al_2O_3

Fraktografie lomových ploch

Lomy se na poškozených zkušebních tělesech pro zkoušky v tahu vyskytovaly v příčném i podélném směru (vůči rohraní). V podélném směru k lomu docházelo na straně přiléhající k oceli, a to přímo na rozhraní Cu vrstva – ocel i v Cu vrstvě. Morfologie podélné lomové plochy procházející Cu vrstvou byla podobná charakteru povrchu nástřiku (obr. 5). Příčná lomová plocha byla členitější (obr. 6). Na obou lomových plochách byly dobře rozeznatelné jednotlivé splaty, lomy se tedy zřejmě šířily mezi nimi. Na obou plochách byly pozorovány sekundární trhliny.



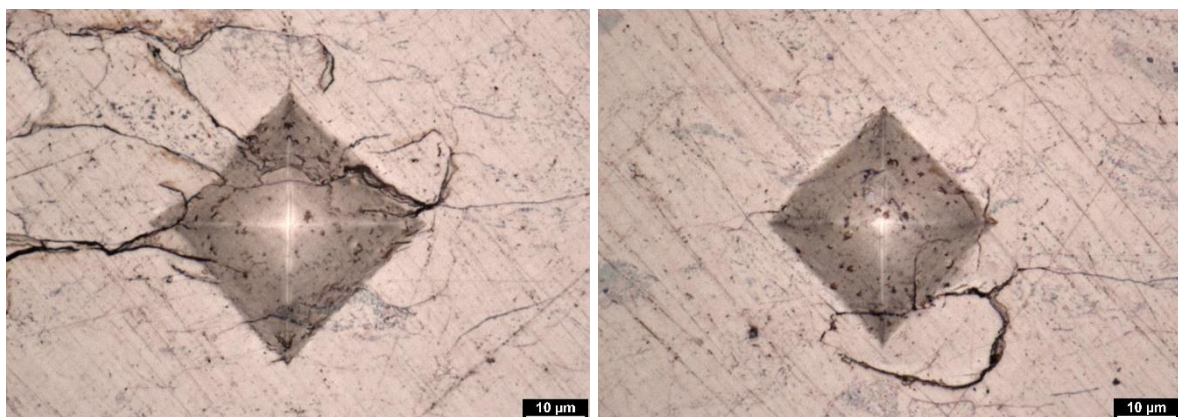
Obr. 5: Snímky podélné lomové plochy, SEM – režim SE



Obr. 6: Snímky příčné lomové plochy, SEM – režim SE

Mikrotvrдость Cu vrstvy

Při měření mikrotvrđosti se zatížením 100 g docházelo ke vzniku trhlin mezi Cu splaty (obr. 7). Porušení Cu vrstvy naznačovalo malou kohezní sílu mezi Cu splaty. Mikrotvrđost Cu vrstvy proto byla měřena při zatížení 10 g, při němž ke vzniku trhlin došlo u cca poloviny vpichů, přičemž vpichy, které vedly k trhlinám mezi Cu splaty nebyly zahrnuty do výsledků měření. Výsledná tvrdost Cu vrstvy byla (121 ± 12) HV_{0,01}.



Obr. 7: Vznik trhlin mezi Cu částicemi při HV_{0,1}

Odtrhové zkoušky

Při odtrhových zkouškách byla zjištěna menší kohezní síla mezi Cu splaty, než je adhezní síla mezi Cu vrstvou a povlakem (k odtržení docházelo v Cu vrstvě, nikoliv na rozhraní Cu vrstva – ocel). Minimální kohezní síla, která byla při odtrhových zkouškách naměřena, byla 28,4 MPa.

Zkoušky v ohybu

Trhlina se na povrchu Cu nástřiku všech vzorků objevila ještě před dosažením meze kluzu oceli při průhybu cca 0,6 mm, což odpovídá úhlu ohybu 2°. Vzorky byly dále zatěžovány až do chvíle, kdy byla trhlina zpozorována u rozhraní Cu vrstva – ocel. Trhlina se ve všech případech u rozhraní objevovala při průhybu cca 1,5 mm, což odpovídá úhlu ohybu 6°.

Závěr

Na základě hodnocení byla lokálně zjištěna nedokonalá vazba mezi Cu splaty (viditelné hranice mezi splaty po broušení, tvorba propojených dutin při leštění). Netěsné vzájemné navázání sousedících splatů je pravděpodobně příčinou vzniku trhlinek v okolí vpichů při měření mikrotvrdosti, nízké kohezní síly zjištěné při odtrhových zkouškách a praskání Cu vrstvy při nízkém úhlu ohybu během ohybových zkoušek.

Příčinou nedokonalého spojení Cu splatů je pravděpodobně oxidická vrstva na jejich hranicích, která by mohla mít původ v nanášení už zoxidovaného prášku Cu, oxidací prášku při nanášení či oxidací částic při žihání (byla-li Cu vrstva před žiháním porézní).

Kvalita Cu povlaku posuzovaného vzorku nebyla pro zamýšlené využití vyhovující. Povlak na vzorku nebyl dostatečně kompaktní, aby jej bylo možné považovat za spolehlivou bariéru vůči uvažovanému okolnímu prostředí s ochrannou funkcí pro podkladovou ocel. Mechanické testy prokázaly, že mírná deformace vrstvy účinkem vnějších vlivů způsobí její praskání v celém profilu a v konečném důsledku by tak došlo k obnažení podkladového materiálu oceli účinkům okolního prostředí. Vzhledem k výsledkům hodnocení by bylo vhodné upravit technologii výroby Cu nástřiku (včetně žihání) tak, aby mezi Cu splaty nevznikaly propojené póry a oxidické povlaky.

V návaznosti na zde získané prvotní výsledky byl dále rozpracován další experimentální program, kdy byly použity reálné podkladové materiály a byly upraveny podmínky nanášení.

Literatura

- [1] ČNI (1999): *ČSN EN ISO 6507-1 (420374), Kovové materiály – Zkouška tvrdosti podle Vickerse – Část 1: Zkušební metoda*. Technická norma, Český normalizační institut, Praha.
- [2] ČNI (2017): *ČSN EN ISO 14916 (038720), Žárové stříkání – Stanovení přilnavosti v tahu*. Technická norma, Český normalizační institut, Praha.

KVALIFIKACE POSTUPŮ VE VZTAHU K ŽÁROVĚ STŘÍKANÝM SOUČÁSTEM PRO OBLAST JADERNÉ ENERGETIKY

QUALIFICATION OF THERMAL SPRAYING PROCEDURES FOR NUCLEAR INDUSTRY

Marek Palán, Petr Ducháček a Zdeněk Čančura

ČEZ, a. s., Technika jaderných elektráren, Řízení zvláštních procesů a technické kvality

Abstrakt

Žárové stříkání je využíváno jako technologie zajišťující dosažení lokální změny vlastností v oblasti stříkaného povrchu ve vztahu k uvažovanému účelu a použití součásti či stříkaného povrchu. Příspěvek se zabývá kvalifikací postupů žárového stříkání pro oblast jaderné energetiky. Pro kvalifikaci bylo využito normativního schématu skládajícího se z následujících typů dokumentů vycházejících z příslušných norem. Specifikace povlaku (ČSN EN 17001), Specifikace postupu žárového nástřiku (ČSN EN 17002) a Kvalifikace postupů ve vztahu ke stříkaným součástem (ČSN EN 15648). Při kvalifikaci postupů žárového stříkání byl rozsah nedestruktivních kontrol, a zejména rozsah destruktivních zkoušek, volen s ohledem na předpokládaný účel a použití konkrétního žárového nástřiku. Celá kvalifikace byla provedena v souladu s požadavky vyhlášky č. 358/2016 Sb. a NTD A.S.I. Sekce I, verze 2020.

Abstract

Thermal spraying is used as a technology ensuring the achievement of a local change in the properties in the area of the sprayed surface in relation to the intended purpose of using the component or sprayed surface. The paper deals with the qualification of thermal spraying procedures for the field of nuclear energy. A normative scheme consisting of the following types of documents based on the relevant standards was used for qualification. Coating specification (ČSN EN 17001), Thermal spraying procedure specification (ČSN EN 17002) and Qualification of procedures in relation to sprayed parts (ČSN EN 15648). The scope of non-destructive inspections and particularly the scope of destructive tests was during the qualifying of thermal spraying procedures chosen with regard to the intended purpose of using the particular thermal spraying. The entire qualification was performed in accordance with the requirements of Decree No. 358/2016 Coll. and NTD A.S.I. Section I, version 2020.

Úvod

Technologie žárového stříkání spadá do oblasti zvláštních procesů, tzn., jedná se o proces, u něhož nelze výsledný výstup snadno nebo ekonomicky ověřit (validovat) ve smyslu ISO 9000:2015, bod 3.6.11. Ve srovnání s dalšími zvláštními procesy, zejména svařováním, je žárové stříkání proces, kde je míra rozsahu a propracovanosti normativní základny na nižší úrovni. Tato skutečnost je způsobena zejména tím, že dosud je v průmyslu více než normativní přístup, uplatňován individuální přístup jednotlivých výrobních organizací, případně jsou uplatňovány požadavky různých oborových předpisů. Nižší míra normalizace je zároveň způsobena menším využíváním technologie žárového stříkání v průmyslu obecně.

Při provádění žárového stříkání je nezbytná znalost procesních parametrů ovlivňujících výslednou kvalitu žárového nástřiku. Za tímto účelem je důležitá, před zahájením žárového stříkání, ať už v procesu výroby nebo údržby, komplexní znalost vlastností žárového nástřiku ve vztahu k uvažované aplikaci tak, aby bylo zajištěno plnění projektantem nebo konstruktérem stanovených požadavků (například korozní odolnost, otěruvzdornost, tvrdost, mikrotvrdost). Z hlediska technologie žárového stříkání se jedná především o celistvostní vlastnosti nástřiku

(nepřítomnost strukturních trhlin, delaminace struktury, deadheze mezifázového rozhraní), přilnavost nástřiku k substrátu (základnímu materiálu), a další vlastnosti (kontaminace mezifázového rozhraní, pórovitost žárového nástřiku).

Za účelem ověření dosažení požadovaných vlastností žárového nástřiku, jsou zároveň stříkány zkušební kusy, které svým charakterem co nejvíce odpovídají součásti, pro kterou je uvažována aplikace žárového nástřiku. Následně jsou tyto zkušební kusy podrobeny destruktivním zkouškám. Tento proces je označován jako kvalifikace postupů žárového stříkání.

Z pohledu kvalifikace postupů žárového stříkání je na úrovni evropských norem (EN) nastaveno a zavedeno procesní schéma kvalifikace, které je ve své principu obdobné jako v případě dalších zvláštních procesů, jako je svařování a pájení.

Kvalifikace postupů ve vztahu ke stříkaným součástem

Kvalifikace postupů žárového stříkání je ve smyslu normy ČSN EN 15648 označována jako Kvalifikace postupů ve vztahu ke stříkaným součástem. Proces kvalifikace je rozdělen na dvě fáze. V první fázi jsou navrženy procesní parametry a stanoveny požadavky na žárový nástřik. V druhé fázi je ověřováno, zda je na základě provedeného žárového stříkání navrženými procesními parametry dosaženo výsledků, které naplňují požadavky stanovené pro žárový nástřik.

Z normativního hlediska je v první fázi vypracován dokument, označený jako Specifikace postupu žárového nástřiku, kde jsou specifikovány důležité procesní parametry ovlivňující kvalitu výsledného žárového nástřiku. Rozsah a formát záznamu procesních parametrů je uveden v normě ČSN EN 17002. Na rozdíl od svařování, je před zahájením procesu kvalifikace zpracován ještě jeden dokument, označený jako Specifikace povlaku. Tento dokument jednoznačně specifikuje základní informace o žárovém nástřiku ve smyslu podmínek použití, jeho návrhu, požadavků na vlastnosti a způsob jejich zkoušení. Přesné požadavky na obsah a formát dokumentu uvádí norma ČSN EN 17001. V okamžiku, kdy jsou odladěny procesní parametry a jsou zpracovány oba dokumenty, tj. Specifikace povlaku a Specifikace postupu žárového nástřiku, je možné zahájit samotný proces kvalifikace postupů žárového stříkání.

Kvalifikace postupů ve vztahu ke stříkaným součástem je prováděna v souladu s požadavky normy ČSN EN 15648. Tato norma uvádí, jakým způsobem a za jakých podmínek je prováděna kvalifikace postupů ve vztahu ke stříkaným součástem.

Rozsah kontrol a zkoušek pro kvalifikaci postupů

Při kvalifikaci postupů ve vztahu ke stříkaným součástem, je rozsah nedestruktivních kontrol a destruktivních zkoušek volen s ohledem na předpokládaný účel a použití konkrétního žárového nástřiku. Žádná z norem blíže nespecifikuje, jaký minimální rozsah kontrol a zkoušek by měl být proveden vzhledem k uvažovanému účelu a použití žárového nástřiku.

Základními destruktivními zkouškami, které by měly být provedeny bez ohledu na účel a použití žárového nástřiku, je provedení metalografického výbrusu s následným hodnocením celistvostních vlastností žárového nástřiku, jako je přítomnost strukturních trhlin, delaminace struktury, deadheze mezifázového rozhraní, aj. Bohužel, pro provedení a vyhodnocení metalografického výbrusu, neexistuje žádný normativní předpis na úrovni evropských norem, který by stanovoval metodické pokyny, a bylo by možné jej využít pro oblast žárového stříkání. Parametrem významně ovlivňujícím užitečné vlastnosti žárového nástřiku je jeho přilnavost k substrátu. V tomto případě existuje norma ČSN EN ISO 14919, která definuje podmínky zkoušky pro stanovení přilnavosti žárového nástřiku v tahu. Důležité je rovněž měření tloušťky povlaku mikroskopickou metodou, jehož postup je uveden v normě ČSN EN ISO 1463. Z dalších zkoušek, které se obvykle váží k účelu a použití žárového nástřiku se jedná například o hodnocení pórovitosti obrazovou analýzou na světelném mikroskopu, v tomto případě opět neexistuje normativní předpis pro provedení a vyhodnocení, zkoušky tvrdosti a mikrotvrdosti, kde jsou využívány normy ČSN EN ISO 6507-1 a ČSN EN ISO 6507-2, aj.

Je třeba si uvědomit, že výsledky kvalifikace postupů ve vztahu ke stříkaným součástem nedefinují účel a rozsah použití žárového nástřiku, ale pouze poskytují informaci o tom, jakých vlastností žárového nástřiku bylo dosaženo ve vztahu k použitým procesním parametrům žárového stříkání. Požadavky vztahující se k účelu a použití daného žárového nástřiku musí být vždy stanoveny projektantem nebo konstruktérem.

Současný legislativní rámec v oblasti jaderné energetiky

Vyhláška č. 358/2016 Sb., Příloha 2, část A, bod 6.1.3, klasifikuje obecně nástřiky mezi tzv. nerozebíratelné spoje. Vyhláška č. 358/2016 Sb. dále definuje požadavky na provádění nerozebíratelných spojů, tedy i nástřiků. Tyto základní požadavky jsou v obecné rovině převedeny do Normativně technické dokumentace Asociace strojních inženýrů ČR, kde jsou zařazeny v NTD A.S.I. Sekce I. V NTD A.S.I. Sekce I jsou blíže specifikovány technické požadavky pro oblast žárového stříkání, zejména formou odkazů na evropské normy. Jak bylo uvedeno výše, v současné průmyslové praxi nejsou často uplatňovány požadavky těchto evropských norem, a tudíž se stává, že ne vždy jsou v jiných průmyslových sektorech, než je jaderná energetika, všechny požadavky těchto norem uplatňovány.

Reálná kvalifikace postupů ve vztahu ke stříkaným součástem pro oblast JE

Pro oblast jaderné energetiky je prováděna kvalifikace postupů ve vztahu ke stříkaným součástem. Byly vytipovány uvažované aplikace, u kterých se předpokládá v nejbližších letech provádění žárových nástřiků, zejména v oblasti renovací dílů. Na základě uvažovaných aplikací byly zvoleny nejvhodnější kombinace metod žárového stříkání a přídavných materiálů pro žárové stříkání. Pro účely kvalifikace byly využity metody žárového stříkání elektrickým obloukem (AS), plasmou (APS), plamenem (RFS) a vysokorychlostní stříkání plamenem (HVOF).



Obr. 1: Zkušební kus po nevyhovující kapilární kontrole



Obr. 2: Zkušební kus po vyhovující kapilární kontrole

Ačkoliv je obecně uváděno, že materiál substrátu výrazně neovlivňuje přilnavost žárového nástřiku, případně jiné vlastnosti, byla za účelem potvrzení/vyvrácení této teorie provedena kvalifikace postupů ve vztahu ke stříkaným součástem ve vztahu ke třem skupinám materiálů substrátu, a to, uhlíková ocel, litina a austenitická korozivzdorná ocel. Výsledky potvrzují, že

při použití odlišných materiálů substrátu nedochází k významnému ovlivnění výše vyjmenovaných vlastností.

Na uvedených fotografiích jsou zobrazeny dílejší stavy vybraných zkušebních kusů v průběhu provádění kvalifikace postupů ve vztahu ke stříkaným součástem. Obr. 1 ukazuje na důležitost nedestruktivních kontrol před zahájením žárového stříkání, kdy byly na zkušebních kusech identifikovány trhliny a tento zkušební kus byl následně vyřazen z procesu kvalifikace. Na obr. 2 je zkušební kus po vyhovující kapilární kontrole. Obr. 3 a obr. 4 ukazují zkušební kus po provedeném žárovém nástřiku a jeho obrobení.



Obr. 3: Zkušební kus s provedeným žárovým nástřikem



Obr. 4: Zkušební kus obrobeným žárovým nástřikem

Závěr

Pro kvalifikace postupů ve vztahu ke stříkaným součástem je pro oblast jaderné energetiky využíváno procesní schéma založené na evropských normách ČSN EN 17001, ČSN EN 17002 a ČSN EN 15648, na které se odkazuje NTD A.S.I. Sekce I.

V současnosti probíhá dokončení několika kvalifikačních postupů ve vztahu ke stříkaným součástem pro pokrytí standardně prováděných žárových nástřiků, zejména v oblasti údržby.

LTOs – MOBILNÍ PODPORA REVIZNÍCH ČINNOSTÍ PRO TLAKOVÁ ZAŘÍZENÍ

LTOs – MOBILE DEVICE SUPPORT FOR PRESSURE EQUIPMENT DIAGNOSTICS AND REVISIONS

Pavel Cvešpr

I&C Energo a.s., Holandská 10, 639 00 Brno

Abstrakt

Informační systém LTOs dlouhodobě pokrývá proces sběru, zpracování a vyhodnocení dat z diagnostik, revizí a zkoušek energetických zařízení v ČEZ, a.s. Účelem příspěvku je představit nový modul řešící problematiku revizí závěsů parovodů využitím mobilních zařízení.

Abstract

LTOs Information System covers long term process of data collection, data processing and evaluation from diagnostic procedures, revisions and examination of power plant equipment in ČEZ a. s. The purpose of this report is to introduce new module, which covers mobile device support for revisions of hangers and hinges on steam piping.

Úvod

Proces sběru dat z diagnostických, revizních a kontrolních činností v LTOs zajišťuje modul generování protokolů formou sady šablon v MS WORD v závislosti na použité metodě. Formulář protokolu použitého pro danou metodu je shodný pro plánované i operativní činnosti.

Při ukládání protokolu jsou do databáze LTOs načtena vybraná data a protokol se připojí k zařízení jako dokument. Vybraná data obsahují naměřené a vypočtené hodnoty, výčet zjištěných závad, dílčí a celkové hodnocení. Tyto strukturovaně uložené informace slouží jako podklad pro tvorbu a následnou korekci Programů řízení životnosti platných pro jednotlivé typy zařízení a pro sestavení požadovaných statistik.

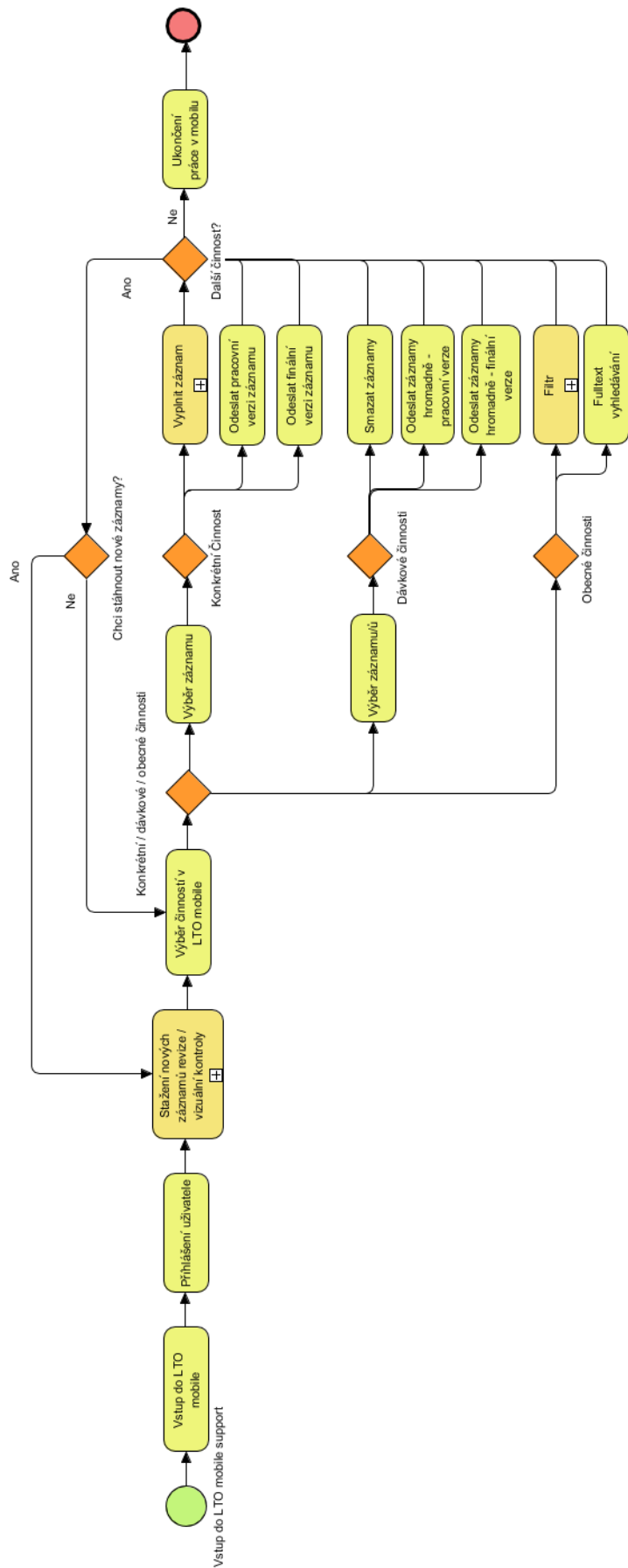
Současná technologie mobilních zřízení nabízí možnost jejich využití pro náhradu wordovského dokumentu přímým načtením potřebných informací z databáze do mobilu nebo tabletu. Možnost využití mobilní podpory byla aplikována prozatím na oblast revizních činností, kde je možno využít systému nabízení otázek a odpovědí.

Výchozí předpoklady

Správná funkčnost mobilní podpory je podmíněna provedením následujících úkonů:

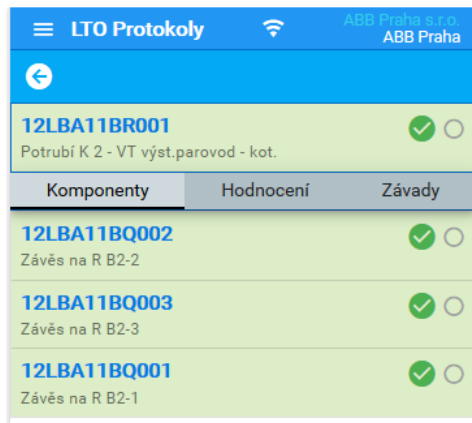
- zavedení zařízení včetně jeho komponent registru zařízení,
- připojení sady otázek k zařízení a komponentám v členění povinné a nepovinné,
- připojení metody POPK (potrubí – provozní kontrola) k zařízení,
- přiřazení firmy zhotovitele,
- přiřazení pracovníka/pracovníků k dodavatelské firmě,
- vygenerování přístupových kódů pro každého pracovníka z důvodů přístupu k mobilní podpoře (stažení revizního protokolu do mobilního zařízení a zpětné odeslání do LTOs).

Postup zpracování informací je patrný z blokového diagramu na obr. 1.

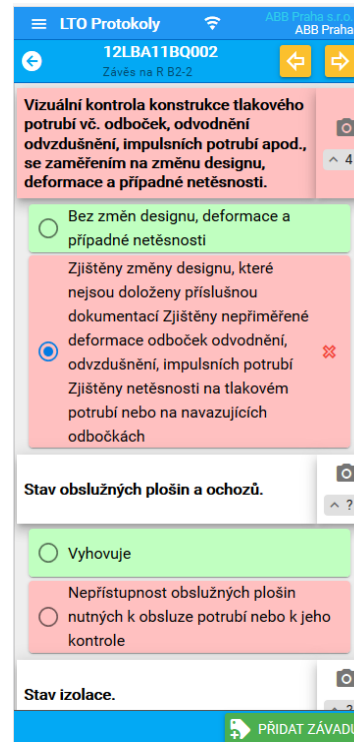


Obr. 1: Funkční schéma procesu mobilní podpory LTOs

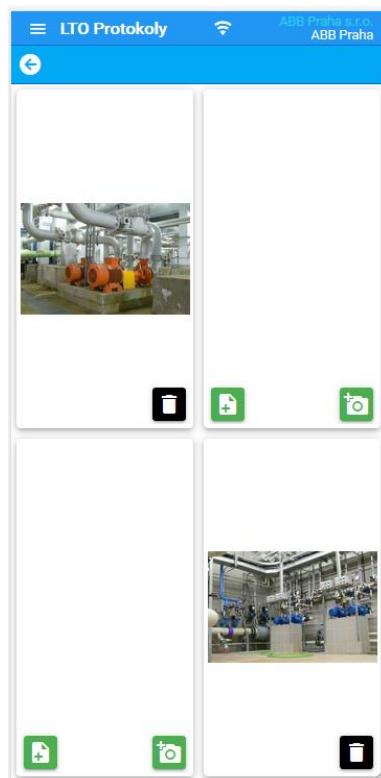
Revidovaného zařízení – ukázka vybraných obrazovek z mobilu



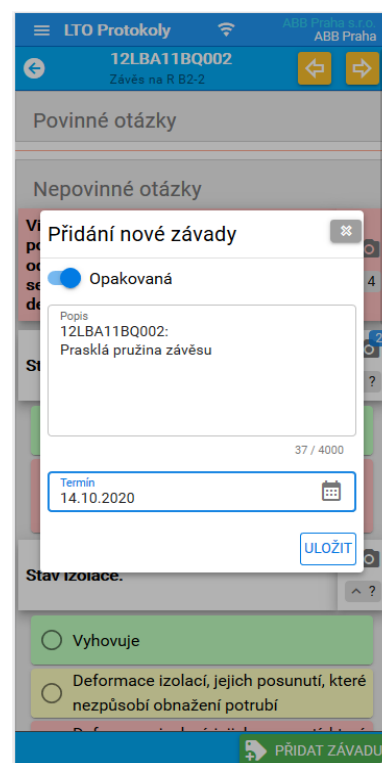
Obr. 2: Zvolené zařízení připravené k revizi



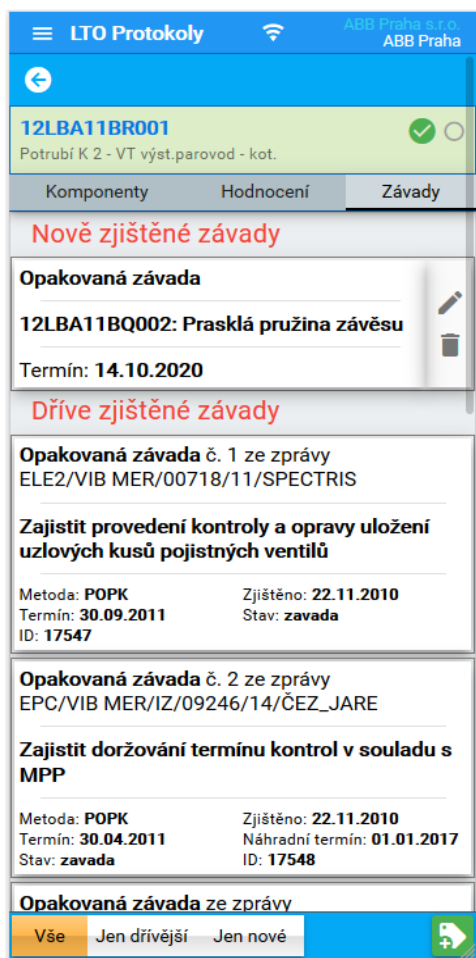
Obr. 3: Záznam výsledků vizuální kontroly



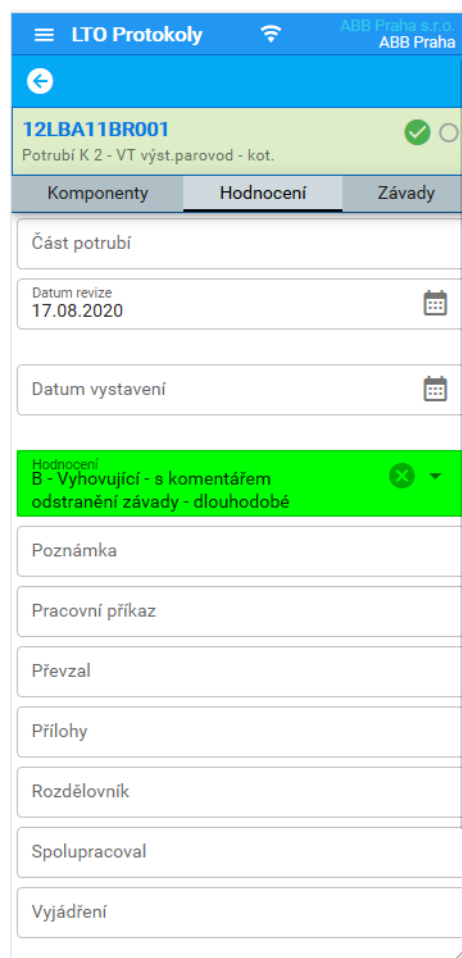
Obr. 4: Připojení až čtyř obrázků nebo schémat (fotografie je možno připojit bezprostředně provedené mobilem přímo nebo ze souboru)



Obr. 5: Záznam závady zjištěné při kontrole



Obr. 6: Přehled všech závad s možností editace závad nových



Obr. 7: Závěrečné hodnocení vizuální kontroly revizním technikem

Elna	Číslo zařízení	Umístění	Název	Hodnocení	Číslo plánu	Firma	Stav	Ke schválení	Do aplikace stáhl	Z aplikace nahrál	Důvod vrácení	Generováno k
EME2	09LBA	kotelna	Potrubí B9 - VT parovod od K9 k TG9		OPER/2515	ABB Praha s.r.c	vráceno	Ano	ABB Praha	ABB Praha	test	08.04.2020 :
EME2	09LBA	kotelna	Potrubí B9 - VT parovod od K9 k TG9	A - Vyhovující - bez komentářů	OPER/20027	Altest s.r.o.	rozpracován	Ne	ABB Praha	ABB Praha		08.04.2020 :
EDE	KKS_11		KU_VT převáděcí potrubí K1		OPER/20027	ABB Praha s.r.c	ke schválení	Ano	ABB Praha	ABB Praha		09.04.2020 :
EDE	KKS_12		KU_VT převáděcí potrubí K2		OPER/20027	ABB Praha s.r.c	ke schválení	Ano	ABB Praha	ABB Praha		09.04.2020 :
EDE	13LBC01BR001	strojovna	Potrubí K 3 - ST vratné páry - stroj.		OPER/2234	AMPLUSERVIS C	nové					09.04.2020 :
EDE	13LAB60BR011	kotelna	Potrubí K 3 - napájecí - kot.		OPER/2237	SKF Praha	nové					09.04.2020 :
EDE	13LBA11BR001	kotelna	Potrubí K 3 - VT výst.parovod - kot.	A - Vyhovující - bez komentářů	OPER/20027	ABB Praha s.r.c	ke schválení	Ano	ABB Praha	ABB Praha		22.04.2020 :
EDE	12LBA11BR001	kotelna	Potrubí K 2 - VT výst.parovod - kot.		OPER/20028	ABB Praha s.r.c	načteno		ABB Praha			22.04.2020 :
EME2	10LBA	kotelna	Potrubí B10 - VT parovod od K10 k TG		OPER/2519	TLZA - Matějčák	nové					12.05.2020 :
EHO	11LBA10BR002	kotelna, s	Potrubí FK1 - VT výst.parovod	C - Vyhovující - s komentářem	OPER/20028	ABB Praha s.r.c	ke schválení	Ano	ABB Praha	ABB Praha		18.06.2020

Obr. 8: Ukázka uložených dat po jejich zaslání z mobilu

Závěr

Smyslem prezentované ukázky je ukázat současné možnosti technických prostředků mobilní podpory. Využitelná je zejména tam, kde není možnost připojení k datové síti.

Popsaná funkčnost byla vyvinuta pro potřebu ČEZ, a. s., útvar TKaD KE k provádění revizí závěsů VT a ST parovodů ve ztížených podmínkách. Dále se předpokládá využití této možnosti též pro revize ocelových konstrukcí.

CO PROVĚŘIT U NOVÝCH JE Z HLEDISKA ZVLÁDÁNÍ TĚŽKÉ HAVÁRIE

WHAT TO CHECK AT DEVELOPED NPP FROM THE POINT OF VIEW TO MANAGE SEVERE ACCIDENTS

Jiří Žďárek, Jan Wandrol, Miroslav Kotouč, David Bátěk a Petr Gál

ÚJV Řež, a. s.

Abstrakt

Velká část nově budovaných nebo projektovaných JE ve světě chce využít, pro zvládnutí hypotetických těžkých havárií, koncepci zadržení roztavené aktivní zóny (tzv. coria) uvnitř tlakové nádoby reaktoru (TNR) odvodem tepla z vnějšího povrchu nádoby přes zaplavenou šachtu reaktoru (tzv. strategie IVMR-ERVC – In-Vessel Melt Retention by External Reactor Vessel Cooling). Tato strategie byla navržena již v 90. letech pro projekt JE AP-600 a byla doposud mimo jiné zpětně implementována na většině jaderných bloků s reaktory VVER-440 (prvním byla finská JE Loviisa). Pro reaktory vyšších výkonů (cca 3000 MWth) je nutné minimalizovat nepřesnosti a potvrdit nové poznatky o chování bazénu coria uvnitř TNR. V roce 2020 budou zahájeny dva významné projekty v rámci IAEA a OECD/NEA s cílem potvrdit realizovatelnost strategie IVMR-ERVC právě pro bloky vyšších výkonů. ÚJV se aktivně zúčastní obou projektů. Jsou shrnuty nejdůležitější poznatky a příspěvky ÚJV do obou projektů, a i zásadní podmínky pro úspěšné zvládnutí těžké havárie (TH) aplikací strategie IVMR-ERVC.

Abstract

Large number of recently developed NPP designs has implemented the In-Vessel Melt Retention (IVMR) strategy to manage hypothetical severe accidents. This strategy, more precisely denoted IVMR-ERVC (i.e. IVMR by External Reactor Vessel Cooling), is based on heat removal from the outer RPV surface into the coolant (water) in a flooded reactor cavity. The strategy was developed in the 90's for the AP-600 reactor design, and recently has been applied (in the frame of a "back-fitting" program) to most of the VVER-440 units worldwide (the first one being the Loviisa NPP in Finland). For units with higher thermal power outputs (around 3000 MWth) it is necessary to minimize uncertainties and to confirm the outcomes of recent studies related to corium (i.e. molten core) pool behavior inside the RPV. In the year of 2020 two important projects will start under the management of IAEA and OECD/NEA, having for target confirmation of the applicability of the IVMR-ERVC strategy to high-powered units. ÚJV will actively participate in both projects. In our presentation, crucial ÚJV's knowledge and expertise are provided, summarizing necessary conditions needed to successfully mitigate severe accidents by application of the IVMR-ERVC strategy. The intended ÚJV contribution to both international projects is to be tackled as well.

Úvod

Jedním z problémů při potvrzení úspěšnosti strategie IVMR-ERVC jsou značné nejistoty fyzikálního modelování coria ve spodní části dna TNR a tranzitních chemických a fyzikálních reakcí s materiálem TNR, které vedou k výrazné ablaci stěny TNR. Od počátečních hodnocení vytvořených v devadesátých letech pro AP-600 a Loviisa VVER-440, znalosti o bazénu coria (termochemie a charakteristiky přenosu tepla) a mechanického chování TNR významně pokročily a je nyní možné zajistit přesnější modelování uvedených jevů. Evropský projekt H2020 IVMR (In-Vessel Melt Retention) umožnil výrazně zlepšit IVMR modely z hlediska hodnocení bezpečnosti. Jako první krok byl vyvinut přehled PIRT (Phenomena Identification and Ranking Table), zahrnující relevantní fyzikální procesy a oceňující jejich významnost vzhledem ke strategii IVMR.

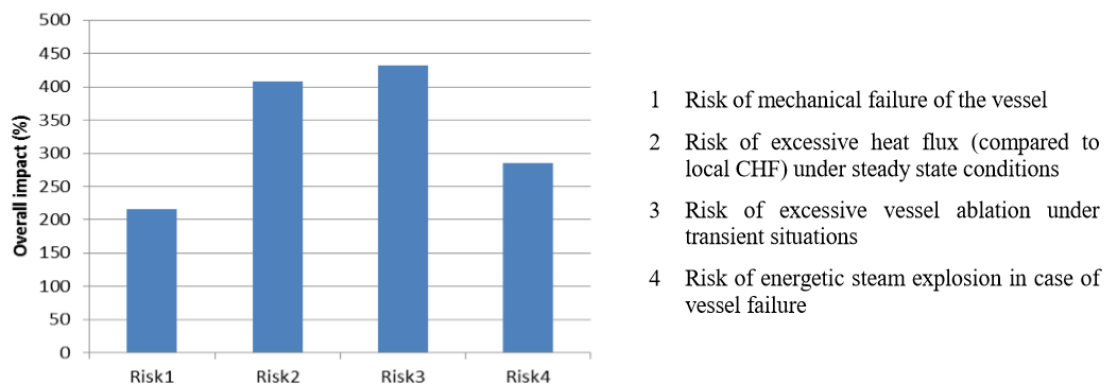
Metodologie použitá při tvorbě PIRT je založena na využití několika následujících principů:

- Určení a separace rizik s ohledem na důležitost fyzikálního procesu, který je hodnocen.
- Definice fyzikálních procesů nebo parametrů, které mohou být uvažovány jako nezávislé na ostatních.
- Nepoužití expertních hodnocení, pokud je možné, a naopak použití výsledků z minulých citlivostních studií k odhadu vlivu každého fyzikálního procesu nebo parametru.

Mezi jevy s nejvyšší důležitostí byly identifikovány tepelné přechody (zejména výrazné hustoty tepelných toků do stěny nádoby) v horní kovové vrstvě a chemicko-tepelné interakce mezi lehkou kovovou a těžší oxidickou vrstvou. Dalšími důležitými jevy jsou přechodové stratifikace jednotlivých vrstev coria, které může vykazovat buď 3vrstvou strukturu (odspodu směrem vzhůru: 1. U+Zr+Fe, 2. UO_2+ZrO_2 , 3. Fe) či 2vrstvou strukturu (odspodu směrem vzhůru: 1. UO_2+ZrO_2 , 2. Zr+Fe+U+ ZrO_2). První konfigurace nastává při nedostatku oxidantu při degradaci AZ (rychlý scénář TH, např. LB LOCA), druhá konfigurace nastává při dostatečné oxidaci zirkoniového pokrytí při degradaci AZ (pomalý scénář TH, např. SBO). Další nejistoty existují v odhadu termo-fyzikálních vlastností směsi U+Zr+Fe+O. Vysokou důležitost má též popis mechanického chování částečně odtavené stěny TNR, kde elasticita, plasticita a creep hrají významnou roli.

Je doporučeno, že výpočtové kódy musí zahrnovat modely postihující výše zmíněné jevy, aby bylo možné poskytnout kvalifikované zhodnocení úspěšnosti aplikované strategie IVMR.

Na obr. 1 jsou uvedeny souhrnné dopady čtyř rizik, které by měly být analyzovány při prokazování úspěšnosti strategie IVMR. Rizika č. 2 a 3 se týkají zvýšených tepelných toků z bazénu taveniny do stěny TNR, a to buď ve stabilizovaném stavu, nebo v přechodových tranzitních stavech. Parametry, které jsou uvažovány v hodnocení těchto dvou nejvýznamnějších rizik, budou detailně rozebrány dále.



Obr. 1: Souhrnný vliv každého uvedeného rizika vzhledem k úspěšnosti strategie IVMR

Čtyři hlavní oblasti jevů, ovlivňující možnost překročení kritického tepelného toku, byly identifikovány a detailně publikovány v následujících odkazech literatury: Esmaili and Khatib-Rahbar (2004) [1] and Theofanous et al. (1995) [2] for general IVR analysis, Fichot et al. (2018) [3], Filippov et al. (2014) [4] and Le Tellier et al. (2015) [5], as references of sensitivity studies; Lopukh et al. (2000) [6], Park et al. (1999) [7] for the evaluation of the parameters dealing with heat transfers; Bechta et al. (2009) [8], Seiler et al. (2007) [9], Strizhov and Filippov (2016) [10], Fischer et al. (2011) [11] for thermochemical phenomena.

V následujícím textu jsou tyto 4 identifikované oblasti detailně popsány.

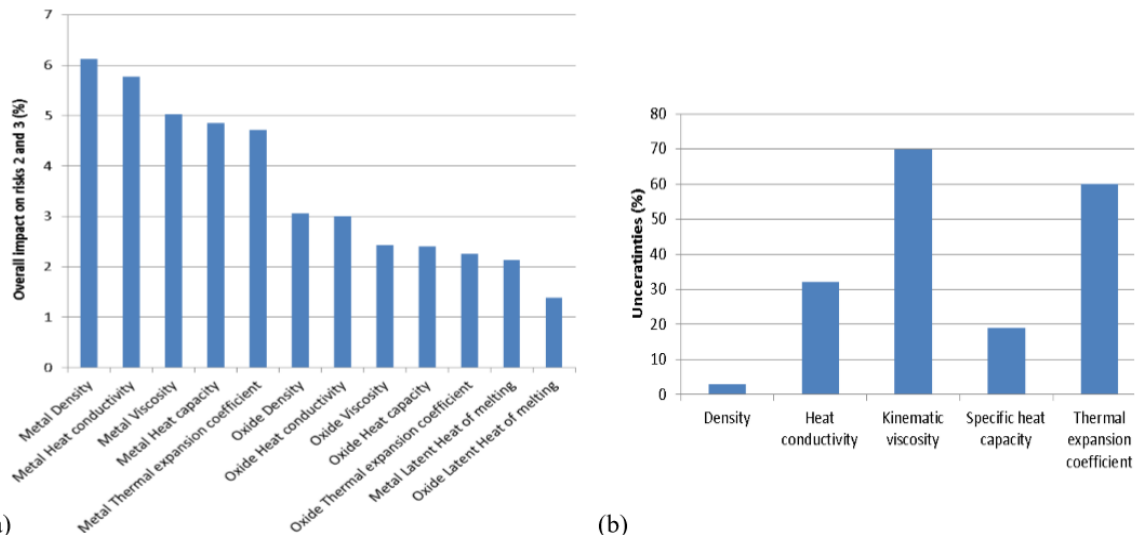
První oblast se týká mechanického selhání TNR, a to creepem, překročením meze kluzu (plasticita) či případně vlivem chemického napadání. Důležitou roli zde hraje tvar odtavené nádoby reaktoru, tj. zbývající tloušťka materiálu dna TNR. Pro přesný popis tohoto tvaru je

nezbytné správně modelovat již postup degradace paliva, dále jeho hroucení – společně s dalšími komponentami AZ – do dolní směšovací komory reaktoru až po tvorbu lože trosků a taveniny (coria). Mezi kódy, které tyto procesy umí řešit, patří tzv. integrální kódy MELCOR, MAAP a ASTEC. Všechny jsou typu „sružené parametry“ (lumped parameter). Důležitými procesy, které musí být exaktně kódy popsány, jsou oxidace Zr materiálů a zahrnutí odtavené oceli do kovové vrstvy coria. V současnosti panuje konsenzus, že maximální tepelný tok na stěnu TNR a riziko porušení je nejvyšší v případě tranzitní situace, kdy stratifikace bazénu coria je stále ve vývoji a kdy hmotnost oceli je nižší (tudíž i tloušťka kovové vrstvy je menší) než v konečném stavu. Na základě těchto úvah je proto nezbytné exaktně simulovat způsob degradace aktivní zóny a kinetiku tvorby trosků a roztavených materiálů ve dnu reaktorové nádoby.

Druhou oblastí je excesivní tepelný tok (tj. lokálně vyšší, než je kritický tepelný tok) při přechodových stavech. Výpočtové práce s kódy typu CFD, provedené v rámci projektu IVMR [12], významně přispěly k pochopení této problematiky, a to především díky novým korelacím pro přestup tepla z tenkých vrstev kovu do stěny TNR. Bylo by vhodné mít i nová experimentální data o přenosu tepelného toku v typické vrstvě roztavené oceli, aby bylo možné lépe simulovat tepelný tok podél stěny TNR.

Třetí důležitou oblastí je zvýšená ablace (tj. odtavování) stěny tlakové nádoby reaktoru, která přímo souvisí s kinetikou stratifikace coria v dolní části dna TNR a s chemickou interakcí mezi kovovou a oxidickou vrstvou. Kinetika stratifikace byla zkoumána v rámci programu CORDEB v Alexandrov Research Institute of Technology (NITI) v RF (Almjashev et al., 2018). Tyto studie pokračovaly v projektu CORDEB 2 s cílem dále ocenit kinetické charakteristiky separace obou vrstev coria [5], [13]. Je důležité upozornit, že i v současné době některé integrální kódy pro analýzy těžkých havárií nezahrnují modely termochemie v bazénu taveniny a uvažují pouze 2-vrstvou konfiguraci, tj. bez možnosti existence vrstvy těžkých kovů (U+Zr+Fe). Požadavek na přesné modelování vrstev taveniny je rovněž jasně identifikován v PIRT („Složení oxidické a kovové fáze“ je třetím parametrem s nejvyšším celkovým vlivem). Toto vše potvrzuje nutnost citlivostních studií tak, aby bylo možné identifikovat hlavní parametry a konsolidovat výsledky získané v rámci PIRT.

Poslední oblast souvisí s vlastnostmi kovové vrstvy, která v rovnováze obsahuje kovový uran v roztavené oceli a zirkonium. Emisivita této vrstvy je identifikována jako důležitý faktor. Ostatní vlastnosti s oceněním jejich významu na základě přehledu PIRT jsou uvedeny na obr. 2 (a). Hustota kovu a jeho tepelná vodivost jsou parametry s největším dopadem na riziko č. 2 resp. 3 (překročení CHF resp. excesivní ablace). Provedená zhodnocení důležitosti ostatních vlastností indikují, že i tyto mají vliv na zmíněná rizika – zejména se jedná o viskozitu, tepelnou kapacitu a součinitel teplotní roztažnosti. Jednoznačné určení významnosti jednotlivých vlastností by vyžadovalo provedení většího počtu citlivostních studií výpočtovými kódy, což bylo provedeno v rámci benchmarku na problematiku IVMR s kódy ASTEC, ATHLET-CD, HEFEST-SOCRAT, HEFEST-URAN, MAAP EDF (tzv. „in-house“ verze) a PROCOR (Carénini et al. 2019). Bylo potvrzeno, že vlastnosti kovové vrstvy mají daleko větší vliv na identifikovaná rizika než vlastnosti oxidické části taveniny. Provedená citlivostní studie pak umožnila provést jasnější určení vlivů mezi jednotlivými vlastnostmi – obr. 2 (b). Na rozdíl od výsledků PIRT, viskozita se zdá být nejdůležitější vlastností, následuje koeficient tepelné roztažnosti a tepelná vodivost. Toto opět potvrzuje nutnost dalších citlivostních studií, aby bylo možné lépe identifikovat hlavní parametry a konsolidovat výsledky získané v rámci tvorby PIRT.



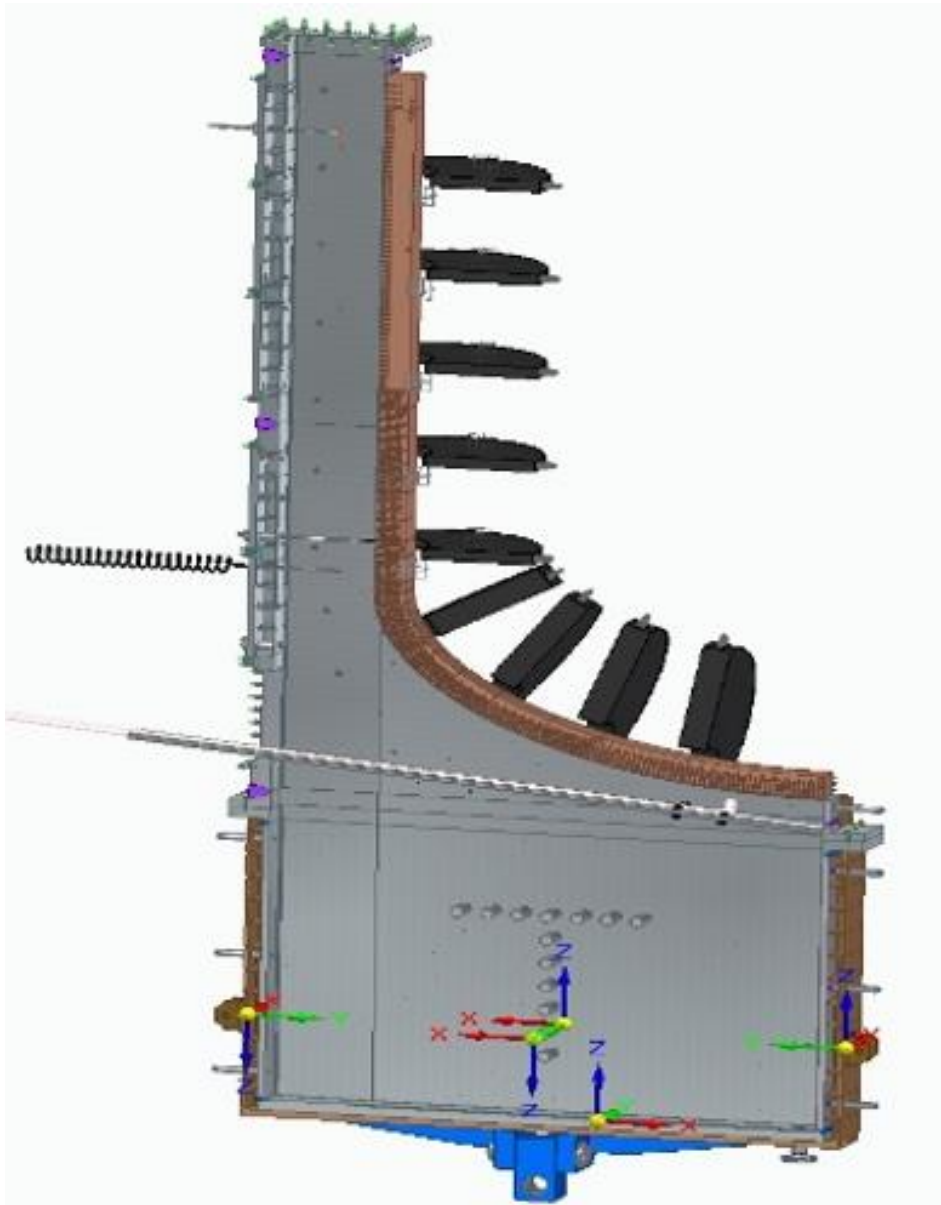
Obr. 2: Zhodnocení významu materiálových vlastností kovové, resp. oxidické vrstvy (na základě výsledků PIRT (a) a význam nejistot souvisejících s vlastnostmi kovu (Carénini et al., 2019) (b))

Příspěvek ÚJV do CRP IAEA PIRT projektu „Experiments na THS-15 s cílem zvýšit rezervu do kritického tepelného toku (CHF)“

V úvodních odstavcích této prezentace je uvedena velká řada nejistot a neurčitostí. Zcela určitě velká část bude vysvětlena a eliminována v průběhu projektu CRP IAEA PIRT. Přesto je nutné počítat i s tím, že ne všechno bude vyřešeno na 100 %. Na přípravném zasedání CRP projektu jsme navrhli využít i výsledky uvedeného projektu „Zvýšení rezervy do CHF“. Uvedený projekt je financován od 1. 5. 2020 na základě výběrového řízení TAČR Beta s podporou SÚJB. Požádali jsme SÚJB o souhlas s využitím potenciálně získaných výsledků v projektu CRP IAEA, navíc IAEA požádá dopisem na SÚJB o uvolnění získaných výsledků. Je důležité zdůraznit, že v rámci CRP IAEA PIRT projektu jsme jediní, kteří provedou velkorozměrné experimenty s významnou analytickou podporou Divize 2200 ÚJV. Důležitá je i simulace dna TNR, v našem případě VVER-1000, tj. semi-eliptického tvaru, které je jednou z nejvíce namáhaných oblastí vnějšího povrchu TNR i při zabezpečeném vnějším chlazení. Díky již provedeným experimentům na malých vzorcích na experimentálním zařízení BESTH máme potvrzeno, že je možné provést speciální úpravu povrchu pomocí technologie Sponge Jet (SJ), která výrazně zvýší rezervu do CHF. Provedení testů na velkorozměrném experimentálním zařízení THS-15 vyžaduje provést úpravu povrchu technologií SJ, a to v několika etapách. Nejdříve provést očištění povrchu od stávajících korozních usazenin a pak následně provést úpravu pomocí SJ. Navíc je nutné po každé úpravě povrchu provést NDE a potvrdit stav povrchu po každé úpravě. Vlastní úprava povrchu bude provedena robotickým zařízením (viz obr. 3), protože celková demontáž horní části THS-15 kanálu by znamenala demontáž 1200 přívodů topných patron a jeřábové zvednutí kanálu. To by znamenalo velké finanční náklady a časové zdržení.

Velmi zásadním přínosem pro vlastní provedení experimentů s cílem zvýšit rezervu do CHF je analytická podpora Divize 2200 ÚJV. Na základě jejich dlouholetých zkušeností budou specifikovány teplotní profily kódem ASTEC, který je schopen simulovat 2 či 3vrstvou konfiguraci bazénu taveniny – coria – ve dnu TNR a odtavenou ocel z vnitřního povrchu reaktorové nádoby přidávat do kovové složky coria. Důležitým výstupem modelování kódem ASTEC je tvar odtavené části TNR. Je velmi důležité konstatovat, že od samého začátku, kdy jsme navrhli realizaci tohoto experimentu, máme trvalou podporu k provedení všech experimentů i s uvedenými analýzami z IRSN a klíčových organizací RF (KI Moskva, IBRAE, OKB Hidrogress, MEI

Moskva). Pevně věříme, že i přes stáří zařízení THS-15 všechny plánované úpravy a experimenty provedeme a plánovaný cíl zvýšení rezervy do CHF potvrdíme.



Obr. 3: Návrh robotické úpravy povrchu semieliptického dna pomocí technologie SJ

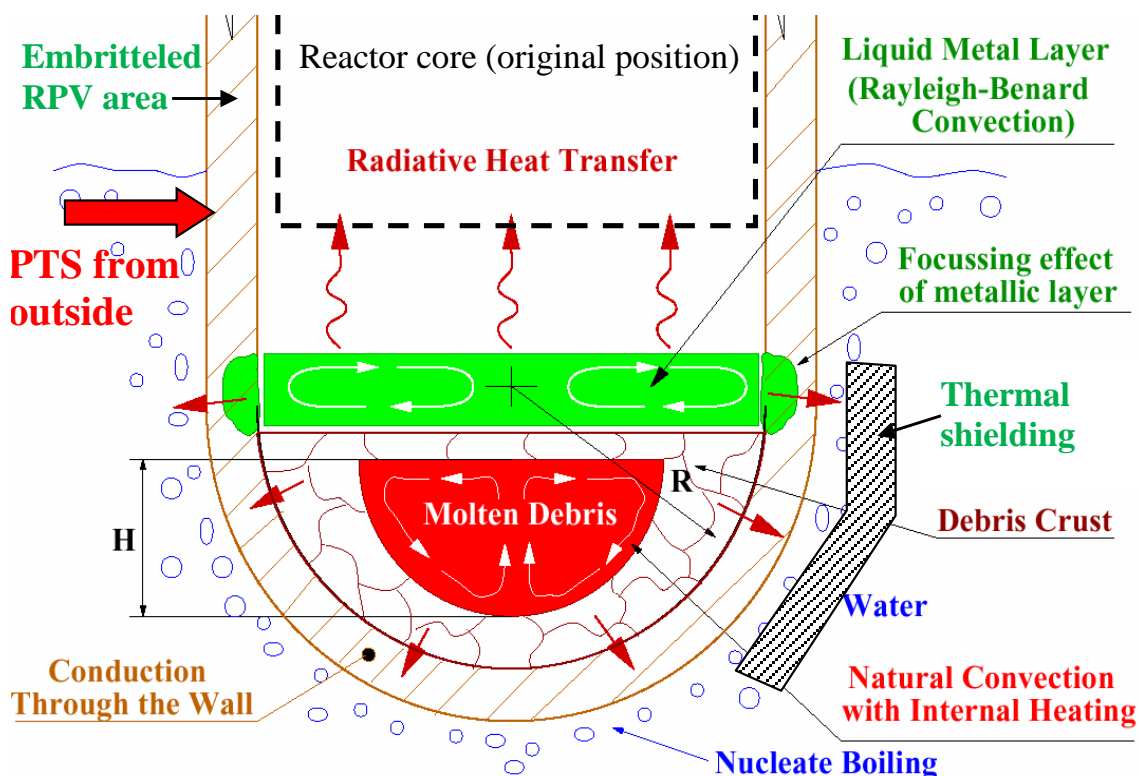
Příspěvek ÚJV: Hodnocení integrity TNR s „ablation efektem“ v rámci OECD/NEA projektu

Náš záměr na vytvoření OECD/NEA projektu jsme ve stručnosti komentovali již na 14. ročníku konference Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách v roce 2019. Prosazení každého nového projektu v rámci OECD/NEA vyžaduje čas a podporu významných členských organizací OECD/NEA. Projekt je nyní schválen a bude veden ÚJV a IRSN. První Kick Off Meeting byl naplánován již na duben 2020, bohužel v důsledku koronaviru se jednání neuskutečnilo a pravděpodobné zahájení bude v listopadu 2020. Již na plánovaný Kick Off Meeting byl rozeslán zvací dopis na víc jak 40 účastníků z celého světa. Určení integrity TNR i s „ablation efektem“ (tj. s uvažováním realistického odtavování části vnitřního

povrchu TNR) znamená jednu z klíčových aktivit. V následujícím odstavci jsou shrnuty základní informace k příspěvku ÚJV na hodnocení integrity TNR. Práce v ÚJV budou prováděny s podporou projektu TAČR Beta, který je v průběhu konečného vyhlášení.

Tlaková nádoba je v případě vzniku těžké havárie výrazně zatížena mimo projektové hodnocení. Mezi významné zátěžné účinky, které by měly být brány v úvahu, patří:

- Nadměrný tepelný tok od „bazénu“ coria na stěnu dna TNR s uvažováním efektu „fokusace“ na horní vrstvě coria (v přechodu mezi dnem a válcovou částí TNR).
- Významný tepelný gradient po tloušťce stěny TNR s rozsahem teploty od cca 150 °C do teploty tavení materiálu. Významný gradient je vyvolán působením chladicí vody na vnějším povrchu a teplotou coria na vnitřním povrchu TNR.
- Ve vztahu k vysoké teplotě coria nastává tzv. „ablation efekt“ z vnitřní strany TNR, a tím dochází k výraznému snížení tloušťky stěny. Tento jev je závislý na typu bazénu coria (dvouvrstvá nebo třívrstvá konfigurace), což má za následek jeho různé umístění vzhledem ke dnu TNR.
- Významný vliv creepu (tečení materiálu) na části dna TNR.
- Malé zatížení vnitřním tlakem.
- Zatížení hmotností taveniny a vlastní tíhou TNR.



Obr. 4: Dno TNR během těžké havárie a ukázka nejdůležitějších efektů

V případě IVMR by TNR měla být posouzena z následujících hledisek:

1. V případě ablace stěny TNR by měla zbylá tenká vrstva stěny TNR vydržet zatížení hmotností coria a vlastní tíhou, plus malé zatížení vnitřním tlakem.
2. Odolnost k náhlému lomu v případě teplotního šoku z vnější strany TNR v místě dna nádoby vyvolaného vnějším chlazením (teplota nádoby je při začátku chlazení vysoká, a naopak teplota chladiva je velmi nízká).
3. Zajištění dostatečné mezery mezi TNR a teplotním stíněním, nebo deflektorem – toto souvisí s teplotní deformací (roztlačností) TNR.

Závěr

Na závěrečném jednání projektu HORIZON 2020 IVMR nebyla žádná indikace o dalším možném financování nebo vypsání nového projektu IVMR v rámci EC. Je velmi potěšitelné, že pokračování projektu IVMR je zajištěno, a to v rámci projektu CRP IAEA PIRT a projektu OECD/NEA. Na vytvoření obou projektů se aktivně podílí ÚJV a projekt OECD/NEA vede společně s IRSN. O projekt OECD/NEA je velký zájem ze všech klíčových zemí světa, největší počet zúčastněných organizací má RF (OKB Hidropress, KI Moskva, IBRAE a MEI Moskva).

Stejný zájem je i o projekt CRP IAEA PIRT. Vedoucí tým expertů IAEA tohoto projektu intenzivně žádá o účast v projektu OECD/NEA. To je velmi důležitá situace potvrzující zájem o oba projekty.

ÚJV velmi silně oceňuje otevření dvou projektů TAČR Beta s podporou SÚJB, které přesně zapadají do cílů obou projektů. Věříme, že na následujícím 16. ročníku konference Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách plánované na rok 2021 budeme mít možnost Vás seznámit s dílčími výsledky projektů TAČR Beta, ale i projektů IAEA a OECD/NEA.

Literatura

- [1] Esmaili, H., Khatib-Rahbar, M. (2004): *Analysis of In-Vessel Retention and Ex-Vessel Fuel Coolant Interaction for AP1000*. Technical Report, NUREG/CR-6849 ERI/NRC 04-201, U.S. Nuclear Regulatory Commission, Office of Nuclear Regulatory Research.
- [2] Theofanous, T. G., Liu, C., Addition, S., Angelini, S., Kymäläinen, O., Salmassi, T. (1995): *In-Vessel Coolability and Retention of a Core Melt*. DOE/ID-10460, Vol. 1&2, University of Carolina, Santa Barbara (CA).
- [3] Fichot, F., Carénini, L., Villanueva, W., Bechta, S. (2018): A revised methodology to assess In-Vessel retention strategy for high power reactor. *26th International Conference on Nuclear Engineering ICONE26*, ASME, London (UK).
- [4] Filippov, A.S., Drobyshvsky, N.I., Kamensky, D.D., Kisselev, A.E., Moiseenko, E.V. (2014): End-to-end technology of modeling a melt-structure interaction during IVMR in VVER with HEFEST-URAN toolkit. *22nd International Conference on Nuclear Engineering ICONE 22*, ASME, Prague.
- [5] Le Tellier, R., Saas, L., Bajard, S. (2015): Transient stratification modelling of a corium pool in a LWR vessel lower head. *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 287, pp. 68-77. ISSN 0029-5493
- [6] Lopukh, D.B., Loginov, I.A., Granovsky, V.S., Bechta, S.V. (2000): Experimental investigation of processes of water supply to molten steel // Safety issues of NPP with VVER. *Proceedings of the science-practical seminar*, Saint-Petersburg, pp. 285-296. (in Russian)
- [7] Park, R.-J., Kim, S.-B., Kim, H.-D., Choi, S.-M. (1999): *Natural Convection Heat Transfer with Crust Formation in the Molten Metal Pool*. Nuclear Technology, Vol. 127, pp. 66-80. ISSN 1943-7471
- [8] Bechta, S.V., Granovsky, V.S., Khabensky, V.B., Krushinov, E.V., Vitol, S.A., Sulatsky, A.A., Gusarov, V.V., Almiyashev, V., Lopukh, D.B., Bottomley, D., Fischer, M., Piluso, P., Miassoedov, A., Tromm, W., Altstadt, E., Fichot, F., Kymäläinen, O. (2009): *VVER vessel steel corrosion at interaction with molten corium in oxidizing atmosphere*. Nuclear Engineering and Design, Vol. 239, pp. 1103–1112. ISSN 0029-5493
- [9] Seiler, J.M., Tourniaire, B., Defoort, F., Froment, K. (2007): *Consequences of material effects on in-vessel retention*. Nuclear Engineering and Design, Vol. 237, pp. 1752-1758. ISSN 0029-5493

- [10] Strizhov, V.F., Filippov, A.S. (2016): Progress in IVMR modeling since RASPLAV and MASCA: lessons and challenges. *International Workshop on In-vessel Retention*, Aix-en-Provence (France).
- [11] Fischer, M., Levi, P., Langrock, G., Sulatsky, A.A., Krushinov, E.V. (2011): The Impact of Thermal Chemical Phenomena on the Heat Fluxes into the RPV during In-Vessel Melt Retention. *International Congress in Advances in NPPs ICAPP 2011*, SFEN, Nice (France).
- [12] Le Guennic, C., Skrzypek, E., Vyskocil, L., Skrzypek, M., Shams, A., Saas, L. (2017): Analysis of in-vessel corium pool behaviour using CFD tools. *8th European Review Meeting on Severe Accident Research ERMSAR 2017 Conference*, National Centre for Nuclear Research, Warsaw (Poland).
- [13] Fichot, F., Carénini, L. (2015): Some consequences of material interactions for in-vessel melt retention, *International Congress in Advances in Nuclear Power Plants ICAPP*, SFEN, Nice (France).

PŘÍPRAVA, VÝVOJ A OSVOJENÍ TECHNOLOGIE OPRAVY NÁTRUBKU PRIMÁRNÍHO POTRUBÍ

PREPARATION, DEVELOPMENT AND REPAIR TECHNOLOGY ADAPTATION OF PRIMARY CIRCUIT NOZZLE

Tomáš Soukup

ŠKODA JS a.s.

Abstrakt

Hlavní cirkulační potrubí (HCP) JE typu VVER 1000 rozměru DN 850 je vyrobeno z oceli značky 10GN2MFA a opatřené antikoročním návarem vnitřního povrchu. Potrubí má navařená odběrná hrdla malých rozměrů opatřená vnitřní vsuvkou z korozivzdorné oceli přivařené k antikoroznímu návaru uvnitř HCP. Návrh opravy a její příprava a vývoj prováděný specialisty ŠKODA JS a.s. spočívá odříznutí původního hrdla, navaření nového s navařením vnitřního antikorozního návaru uvnitř tohoto hrdla v náročných montážních podmínkách, bez možnosti tepelného zpracování. Celá oprava je tak podmíněna zvládnutím a atestováním technologie svařování metodou popouštěcí housenky.

Abstract

Main coolant piping loop of WWER type of NPP DN 850 made of steel 10GN2MFA is manufactured with corrosion resistant cladding of internal surface. Loop has welded outlet nozzles of small sizes designed with internal inserted part made of stainless steel welded to main loop cladding. Cut off the existing nozzle, weld on the new nozzle and new internal cladding inside the nozzle is the principle of proposed repair and its repair preparation and development being carry out by ŠKODA JS a.s. specialists in the demanding on site conditions without availability of post weld heat treatment. The repair is conditioned by successfully adopted and qualify temper beat welding technique.

Úvod do opravného svařování

Článek navazuje na předchozí konference (např. [1]) a články o tzv. „jaderném opravárenství a opravném svařování“ hlavních komponent JE typu VVER v českých a slovenských podmínkách. ŠKODA JS a.s. Za uplynulých víc jak 10 let intenzivní činnosti při vývoji a realizaci oprav hlavních komponent primárního okruhu JE Dukovany a JE Temelín se tento velmi specifický obor, mající tradici od dob přípravy a výroby reaktorových kompletů v tehdejší Škoda k.p. Plzeň vypracoval na špičkovou úroveň aplikující nejmodernější technologie a poznatky z jednotlivých oborů a profesí.

Návrhy oprav, jejich příprava konstrukčně-technologická, technologický, materiálový výzkum, to vše vyžaduje účast mnoha profesí a oborů. Počínaje účastí projektantů, konstruktérů, výpočtářů, materiálových specialistů, specialistů na svařování a konče vyskolenými techniky, strojnými mechaniky a svářeči.

Charakter hlavních komponent a nutnost systémového a procesního přístupu je tak nezbytnou podmínkou pro zvládnutí přípravy a vývoje takto náročných oprav, která téměř vždy souvisí se zajištěním provozní integrity, požadované projektové životnosti a provozuschopnosti systému komponent primárního okruhu jako celku.

Další stejně důležitou podmínkou je dodržení všech technických norem a technických podmínek, které jsou v úvodním a navazujícím prováděcím projektu „zakotveny“ jako součást podmínek licencování technologie zakoupené na mezistátní úrovni v letech dávno minulých.

V neposlední řadě je nutné respektovat požadavky současné legislativy reprezentované zejména vyhláškou č. 358/2016 Sb. a vyhláškou č. 329/2017 Sb. Aktuální stav projektu JE

Dukovany a JE Temelín doprovázený hektickými změnami nového přístupu v technické normalizaci 90.let, nejednoznačné funkci generálního projektanta a autorského dozoru, a až dramatické změny v naší „jaderné“ legislativě a úzce související legislativě stavebního zákona a zákona o požadavcích na výrobky vede k tomu, že to je úkol nelehký. Bez precizní a hluboké znalosti projektování, výroby a výstavby JE typu VVER a materiálově technologických znalostí specifických materiálů používaných pro stavbu hlavních komponent by bylo velice obtížné na odborné profesionální úrovni řešit tyto náročné úkoly opravného svařování JE typu VVER. Nedílnou součástí tohoto přístupu je pak aplikování nejnovějších poznatků, technologií a postupů při návrhu opravy hlavních komponent. Článek ukazuje jeden takový příklad v přípravě opravy nátrubku primárního potrubí.

Potrubní dílce primárního potrubí

Celé primární potrubí je vyrobeno z kovaných potrubních dílů z nízkolegované oceli značky 10GN2MFA. V rámci osvojení jaderné energetiky v ČSSR byla osvojena výroba této oceli ve Vítkovických železárnách společně s osvojením technologie navařování antikorozičního návaru páskou pod tavídem mechanizovaným způsobem. V rámci těchto osvojovacích etap byl proveden i hluboký výzkum svařitelnosti této oceli. Výsledky se promítly do technických podmínek na výrobu a montáž HCP. Vedle původních technických norem a technologických návodek ruského technického projektu tak byly ověřeny specifické vlastnosti materiálu, zpravidla potvrzující informace uvedené v ruském technickém projektu.

Tab. 1: Chemické složení oceli 10GN2MFA

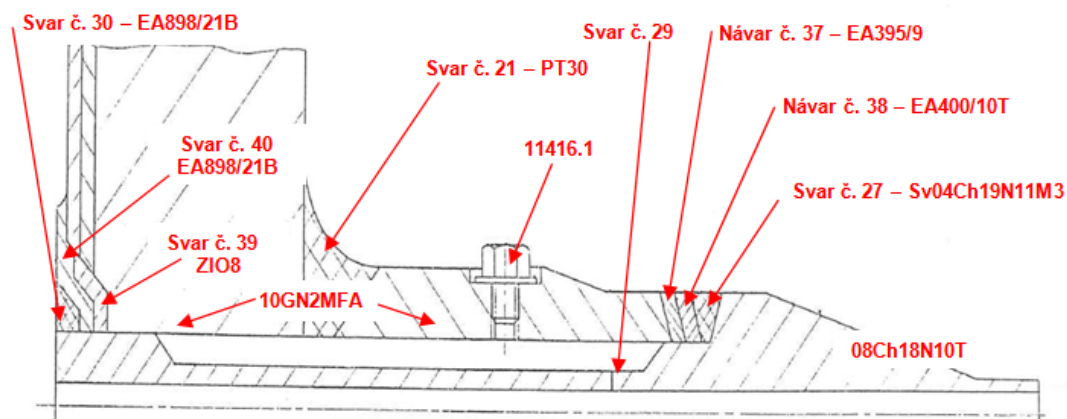
10GN2MFA	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
Hm. %	0,08 0,12	0,70 0,90	0,17 0,37	max. 0,02	max. 0,02	max. 0,30	1,70 2,00	max. 0,30	0,40 0,60	0,01 0,04

Ostatně tento přístup byl aplikován u všech osvojovacích prací koordinovaných Československou komisí pro atomovou energii na projektu zavedení výroby materiálů hlavních komponent našich elektráren. V současnosti již žádný program rozvoje jaderné energetiky a jeho centrální koordinace neexistuje. Přístup k původním výzkumným pracím je omezen či téměř nemožný, a to jak pro provozovatele, tak projektové a výrobní organizace podílející se na servisu a opravách hlavních komponent. To jen podtrhuje náročnost řešení úkolů jaderného oprávenství v současném prostředí.

Konstrukce nátrubku před a po opravě

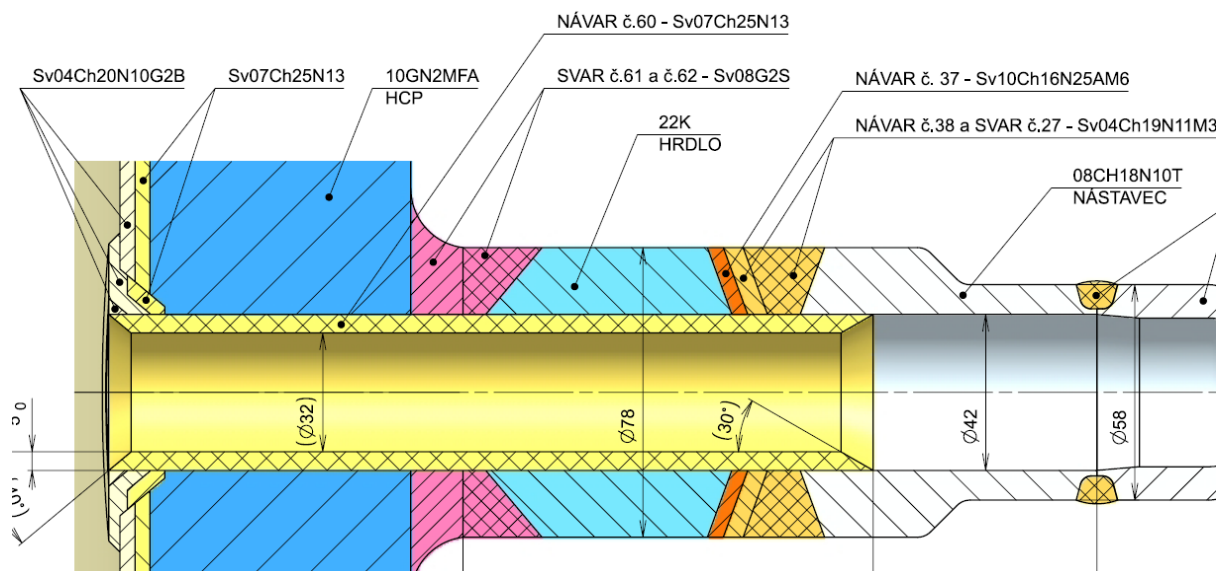
Konstrukční a materiálové řešení nátrubku je ukázáno na obr. 1 s popisem jednotlivých materiálů. Za pozornost stojí vnitřní „vsuvka“ prodloužená do nástavce hrdla a vyrobená z korozivzdorné austenitické oceli. Hrdlo a plášť HCP jsou z oceli 10GN2MFA.

Celý segment primárního potrubí s navařenými hrdly podléhal ve výrobě přísnému režimu mezioperačních a konečných tepelných zpracování.



Obr. 1: Řez původní konstrukcí nátrubku

Návrh opravy je dostatečně zřejmý z obr. 2. Původní hrdlo se odřízne. Nové hrdlo s dílensky vyrobeným přechodovým heterogenním svarem se přiváří a opatří uvnitř antikorozním austenitickým náwarem prováděným automatem. Nejsložitějším aspektem realizace opravy je vedle náročnosti strojního obrábění v montážních podmínkách zejména nemožnost provedení tepelného zpracování v souladu s požadavky technických podmínek a norem pro ocel 10GN2MFA.



Obr. 2: Řez novým hrdlem

Technologie svařování a navařování metodou popouštěcí housenky

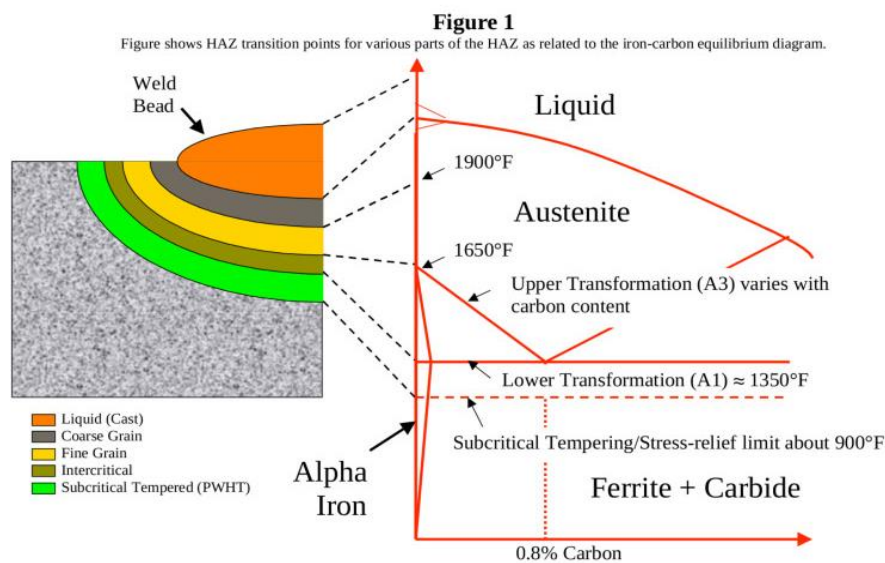
Princip opravného svařování bez možnosti přehřevu a následného tepelného zpracování reaktorových ocelí byl rozvíjen a v praxi použit v závodě Škoda k.p. již v průběhu 80. let, jak při opravách vyráběných reaktorových kompletů, tak i při opravách tlakových nádob na provozovaných JE. Výzkum této technologie probíhal i v letech 90. a až do nedávna v programu atestace vysoko niklových slitin (slitina FM52 aj.) pro opravy antikorozní vystýlky tlakové nádoby JE Dukovany a JE Temelín. Hovoříme tedy o bezmála 30leté tradici vývoje této technologie, která je nyní aplikována i na opravu uváděného nátrubku.

Je zajímavé, že v žádných technických normativech pro projekt VVER není tato technologie uvedena. Rovněž na západ od nás dlouho nebyla tato technika „zakotvena“ do technických normativů. Až v nedávné době se určitá možnost objevila v ASME kódu, konkrétně v sekci XI. Bez možnosti opory v technické normalizaci je proto při řešení opravy nezbytné použít nástroje experimentálního výzkumu a prověření v praxi s následným obhájením daného řešení a výsledků výzkumu. Aby bylo „neznámých“ v návrhu a vývoji technologie metodou „popouštěcí

housenky“, anglicky „temper bead welding“ nejmíň, je pro opravu navrženo použití atestovaných a v projektu a jeho technických normativch uvedených základních a svařovacích materiálů, které mají referenční použití na všech blocích typu VVER na primárním okruhu.

Principiálním úkolem tak bylo ověření použitelnosti teorie metody „popouštěcí housenky“ při navařování antikoroziho návaru drátem Sv-07Ch25N13 v otvoru HCP z oceli 10GN2MFA a také pro navaření hrdla z oceli 22K na plášť HCP drátem Sv-08G2S a to bez jakékoliv zásadní opory v technických normativch a technických podmínkách. Prvním krokem při řešení úkolu byla rozsáhlá rešerše literatury včetně rozsáhlého interního výzkumu ve ŠKODA JS a.s. za posledních 30 let. Na tomto základě, ale i několika úspěšných oprav touto technologií, byl navržen podpůrný experimentální program.

Exploring Temper Bead Welding



Obr. 3: Princip metody žíhací housenky založený na jednotlivých substrukturách teplem ovlivněné oblasti

Základním úkolem řízeného tepelného zpracování je řízení vlastností zejména teplem ovlivněné oblasti svaru a návaru a zabránění tvorby „nechtěných“ martenzitických struktur. Klíčovým faktorem je rychlost ochlazování a v jeho důsledku vznik mikrostruktur. V technické praxi se provádí řízené předehřevy, dohřevy a včasné tepelné zpracování.

Výsledkem tepelného zpracování jsou zpravidla tyto vlastnosti a výhody:

- mírný pokles pevnosti a meze kluzu,
- zlepšení tažnosti a plasticity,
- snížení špiček tvrdosti,
- mírné snížení vrubové houževnatosti,
- obnovení creepových vlastností,
- difúze vodíku ze svaru ven,
- lepší strukturní a rozměrová stabilita,
- zlepšení odolnosti na korozi pod napětím.

Je zřejmé, že pro výzkum vlivu metody opravy je potřeba provedení řady zkoušek, které nejsou přímo uvedeny v současně aplikovaných technických normách pro oblast kvalifikace svařování, máje ISO 15614-1 a NTD ASI sekce I. Hlavní část těchto zkoušek je prováděna na kontrolních svařových spojích reprezentujících přesně konstrukci nátrubku při opravě, použité materiály a tepelný režim.

Před vlastním svařením kontrolních svarových spojů však bylo nutné dopředu ověřit reakce materiálu 10GN2MFA na různé varianty svařovacích parametrů. Provedly se řady jednohousenkových a vícehousenkových tzv. „kalibračních“ návarů na materiál 10GN2MFA s měřením šíření teplotních polí v kritické oblasti pod navařovanou housenkou s pomocí tenzometrů. A to za pokojové teploty, aby nepříznivé „martenzitické“ reakce byly co nejvýraznější.



Obr. 4: Experimentální blok s osazením termočlánky vyvrtanými otvory vedoucími k teplem ovlivněné oblasti svarové housenky a pohled na navařovací pracoviště s měřením teplotních polí při navařování

Výsledky dosažené při vyhodnocení materiálových charakteristik daly informaci o chování teplem ovlivněné oblasti v závislosti od různých svařovacích parametrů. Poznatky vedou k lepšímu chápání metalurgických chování teplem ovlivněné oblasti a nepřímo k schopnosti volit optimální způsob svařování a navařování na základě reálných poznatků a zkušeností získaných z experimentu. Dále se provedená měření použijí jako verifikační (kalibrační) data pro softwarové řešení technologie svařování v programu Sysweld, umožňující tak dále již bez nutných experimentů predikovat metalurgické děje při navařování již jen ve virtuálním světě výpočetní techniky.



Obr. 5: Pohled na navařené bloky a řez umístěním termočlánků

Mezi zajímavé poznatky lze zařadit následující:

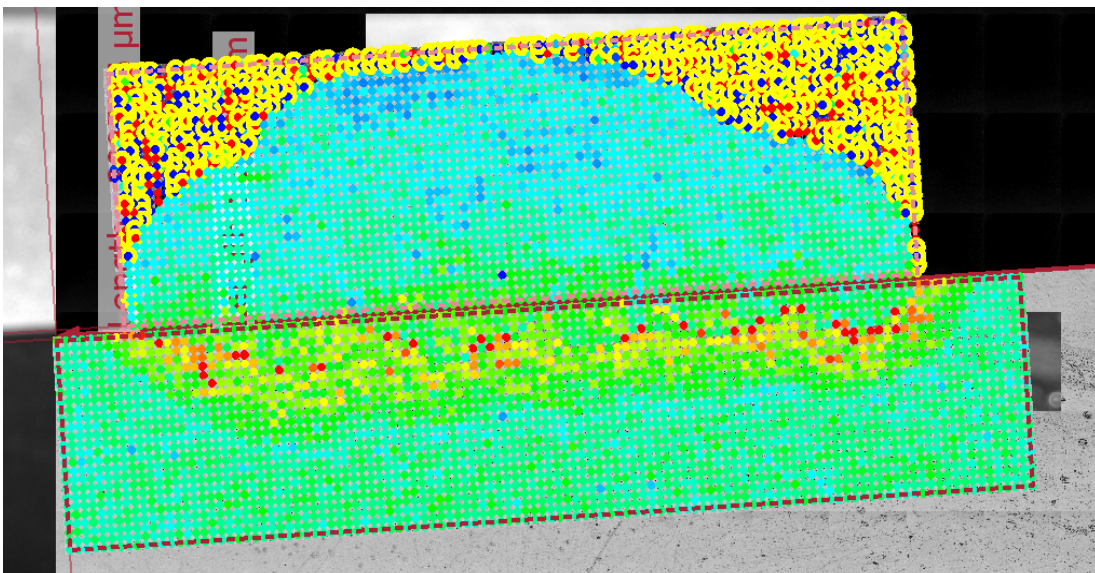
- Potvrdila se funkce druhé a třetí řady svarových housenek na „popuštění“ teplem ovlivněné oblasti a její závislost na svařovacích parametrech.
- Ověřil se vliv svařovacích proudů na stupeň promíšení svarového kovu, vznik mikrostruktur a chemický průběh přes linie ztavení.

- Byl získán datový základ pro věrohodné řešení metalurgických dějů pomocí softwarové aplikace.

Na základě experimentálního výzkumu se provádí upřesnění postupu navařování pro reálnou opravu svařovacím automatem. Obr. 6 ukazuje již reálné nasazení automatu při osvojování technologie navaření čelní plochy HCP.



Obr. 6: Pohled na svařovací automat při osvojování technologie navařování



Obr. 7: Příklad ze studia průběhu tvrdostí vícevrstvným návarem

Literatura

- [1] Soukup, T. (2019): Jaderné opravárenství v praxi: Rekonstrukce rozvodu napájecí vody parogenerátorů typu VVER 440/1000 na JE Dukovany/Temelín. *14. konference Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*. Výzkumný a zkušební ústav Plzeň s.r.o., Srní, str. 195-200. ISBN 978-80-261-0885-6

ODVOD VODÍKU ZE SYSTÉMU KOMPENZACE OBJEMU

HYDROGEN DRAINAGE FROM THE PRESSURIZER SYSTEM

Martin Pulc, Jiří Slach a Pavel Kostka

ŠKODA JS a.s.

Abstrakt

V tlakovodních reaktorech jaderných elektráren vzniká radiolýzou vody a také chemickými procesy v primárním médiu nežádoucí vodík, který je nutno z bezpečnostních důvodů z primárního okruhu odvádět řízeným způsobem. Systém odvodu vodíku dle projektu ŠJS slouží k odělování a odvádění vodíku z paroplynné směsi ze systému kompenzace objemu jaderné elektrárny typu VVER a PWR. V tomto příspěvku je popsána historie vývoje tohoto systému v ČR a ve světě – a především je poprvé oficiálně představen tento systém odborné veřejnosti, a to u příležitosti konference v Srní.

Abstract

In pressurized water reactors of nuclear power plants, unwanted hydrogen is generated by radiolysis of water and also by chemical processes in the primary medium. For safety reasons, this undesirable hydrogen must be removed from the primary circuit in a controlled manner. The hydrogen removal system designed by ŠJS serves to separate and remove hydrogen from the steam-gas mixture in the volume compensation system of VVER and PWR nuclear power plants. This document describes the history of the development of this system in the Czech Republic and in the world – and above all, for the first time, this system is officially introduced to the professional public on the occasion of the conference in Srní.

Úvod

Vodík je výbušný plyn vznikající v primárním okruhu, který musí být cíleně odstraněn z těchto hlavních důvodů:

- Při náhlém otevření hlavního pojistného ventilu (HPV) nebo odlehčovacího pojistného ventilu (OV) dojde k nebezpečné koncentraci výbušné směsi v barbotážní nádrži.
- Vysoký obsah vodíku (vodík působí jako dobrý tepelný izolant) obsažený v parním polštáři kompenzátoru objemu (KO) způsobuje výrazný pokles teploty před pojistnými ventily (HPV, OV) i v části přívodního potrubí, což představuje nebezpečí tepelného rázu (thermal shock) v případě jejich otevření. Tato situace má nepříznivý vliv nejen na jejich životnost a spolehlivost, ale může ovlivnit i změnu jejich otevíracích tlaků. Na tento stav nejsou pojistné ventily kvalifikovány a může dojít i k jejich zaseknutí v otevřené poloze a tím k nekontrolovatelnému úniku primárního média přes prasklé membrány BN do hermetického prostoru.
- Vysoký obsah vodíku v primárním médiu vede k rozvoji vodíkové koroze nerezových povrchů primárního okruhu.

V České a Slovenské republice byla problematika řešení odvodu vodíku řešena již dříve, ale naléhavá celosvětová potřeba doplnění tohoto systému vznikla až po havárii Fukušima Daiichi, kdy k rozsáhlé havárii přispěl také následný požár z uvolněného vodíku.

Hlavní požadavky na systém odvodu vodíku

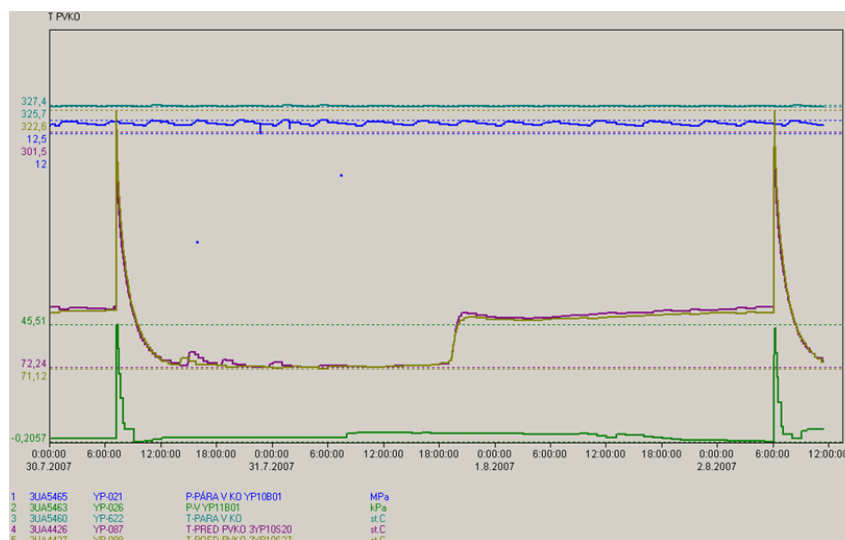
1. Trvalé (kontinuální) odvádění s možností uzavření systému při některých režimech bloku (např. nouzový režim v případě výpadku napájení elektroohříváků KO),
2. odstranění vodíku ze všech nejvyšších míst systému kompenzace objemu,
3. spolehlivost a dlouhá životnost.

Historie vývoje systému odvodu vodíku

To, že nejde o jednoduchou problematiku – dokládá vývoj těchto systémů, který započal před více než 20 lety v Modřanské potrubní a vyvrcholil přechodem skupiny projektantů potrubářů do společnosti ŠKODA JS a.s. v roce 2014.

První systém byl založen na jednoduché myšlence odvodů přes jednoduché by-passy umístěné u každého odběru přes clonku o velikosti cca 0,3 mm, která odpouštěla paroplynnou směs z prostoru před pojistnými ventily potrubí a dále do barbotážní nádrže. Tento systém byl ale velmi náchylný na ucpání clonky, neboť ve velmi krátké době došlo k jejímu poškození (vyšlehaní). Dále nebylo možno tento systém za provozu odstavit. Tento systém je dodnes používán na elektrárnách od firmy Framatome.

Další evoluční variantou byl systém s periodickým odpouštěním (aplikováno na EDU), který odpouštěl jen nezbytně nutné množství paroplynné směsi, ale docházelo pouze k odpuštění již uvolněného vodíku z kolektoru – a velká část vodíku zůstávala neuvolněná v chladivu. Vodík se tedy znovu velmi rychle uvolňoval krátce po jeho odpuštění. Velkým problémem bylo tedy časté a velmi významné střídání teplot (rozdíl až 200 °C) na hlavních pojistných ventilech i ostatních komponentách celého systému.

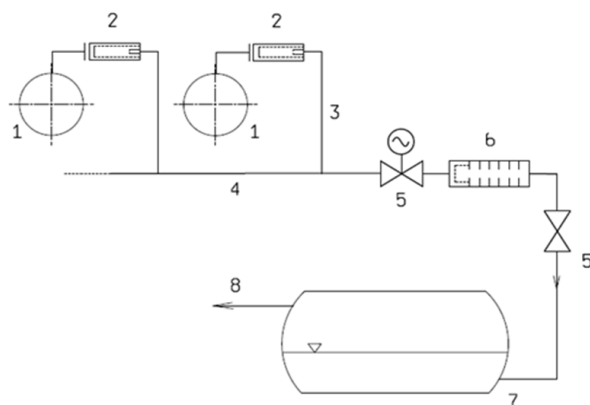


Obr. 1: Graf průběhu teplot při a po odpouštění vodíku na grafu z EDU

Jiné teoretické technické řešení je založeno na podobném principu, jako jsou jednoduché by-passy z každého odběru, ale součástí by-passu není clonka, ale plynový odpouštěč (na principu termostatického ventilu) – podle vynálezu US2013129034 [1]. Tento způsob je ale těžko kvalifikovatelný z důvodu nízké spolehlivosti a nemožnosti by-passy v případě potřeby na dálku uzavřít. Proto toto řešení nebylo nikde použito.

Nejnovější 3. generace odvodu vodíku

Až třetí verze systému dle uděleného patentu CZ 308421 B6 [2] splnila všechny požadavky. Především vedla k rovnoměrnému odvodu vodíku ze systému kompenzace objemu – a tím k stále teplotě na pojistných ventilech. Dále se vyznačuje robustním uspořádáním centrálního mařiče a možnosti přizpůsobit množství odváděné paroplynné směsi z každého odběru zvlášť. V neposlední řadě je možno v případě potřeby odstavit celý systém (např. při ztrátě napájení vlastní spotřeby).



Obr. 2: Zjednodušené schéma odvodu vodíku 3. generace

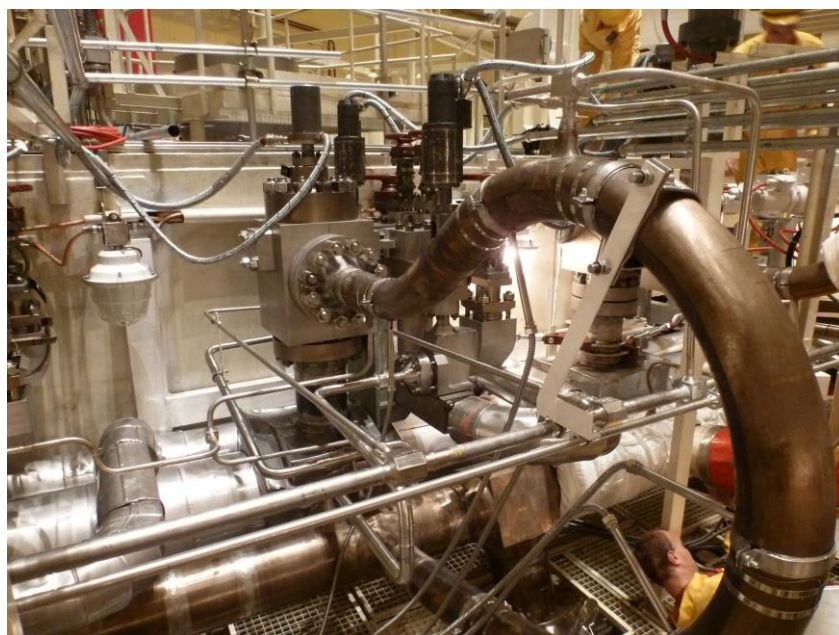
System odvodu vodíku 3. generace je patentově chráněn:

- konstrukce centrálního mařiče – užitný vzor CZ 23338 U1 [3],
- způsob a zařízení pro odvádění paroplynné směsi – patent CZ 308421 B6 [2].

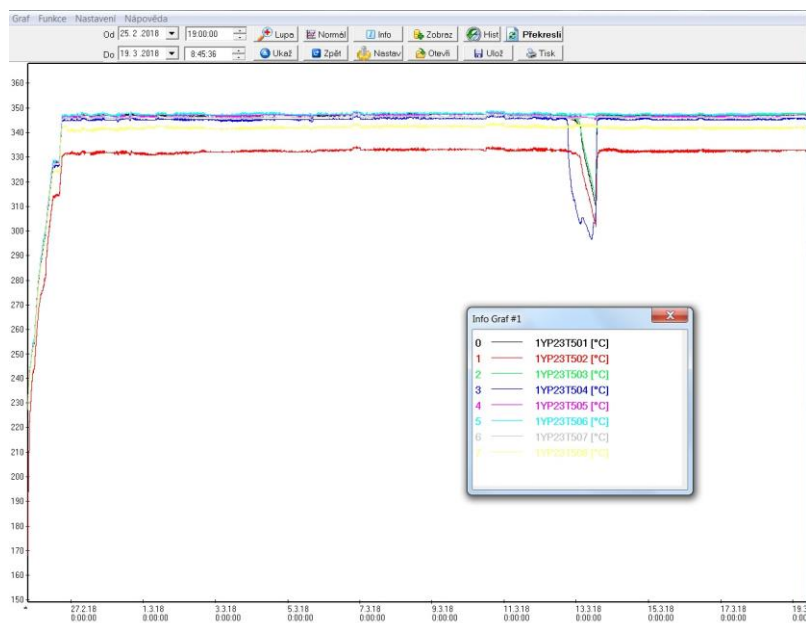
System se skládá z odběrných míst, ve kterých se nacházejí primární clonky (které mají některé klíčové funkce), dále ze spojovacího potrubí, uzavíracích armatur s elektropohonem a centrálního mařiče [3], který řídí celkové množství odpouštěné paroplynné směsi a dále z potrubí odvodu paroplynné směsi do barbotážní nádrže, odkud je vodík po ochlazení odváděn dále do systému pro spalování vodíku.

Měřítkem úspěšnosti již několik let provozovaného systému 3. generace na ETE je především velmi nízké množství nátoky vody do barbotážní nádrže (odvádí se jen takové množství, které odpovídá vzniklému množství nezkondenzovatelných plynů) a především je dosahována stabilní teplota nejen hlavních pojistných ventilů – ale i celého potrubního systému – blízkí se teplotě I.O.

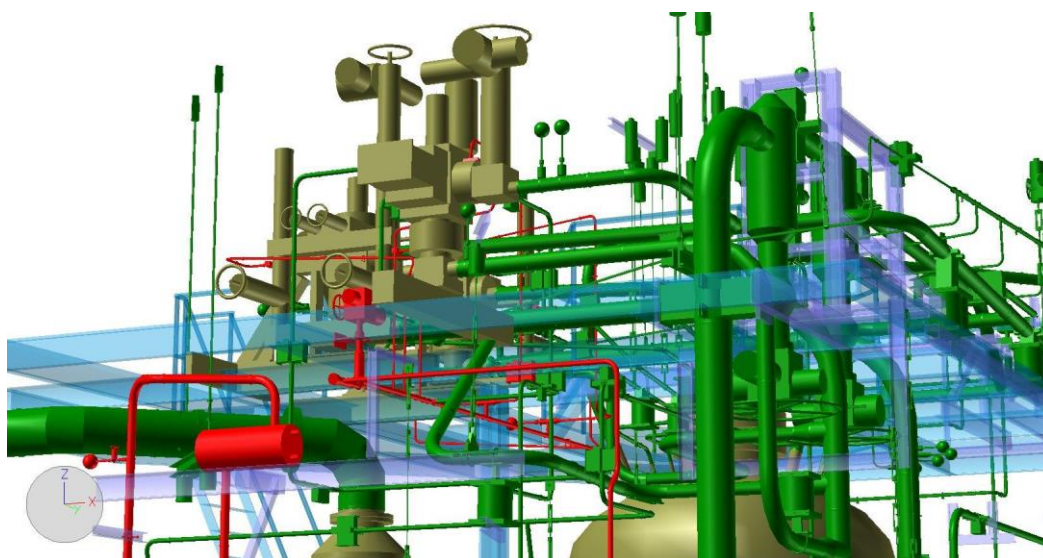
Na funkčnost systému ukazuje také zkouška provedená na ETE, při které byl systém odvodu vodíku při výkonu bloku 100 % dne 12. 3. 2018 v 16:00 hod odstaven a po cca 21 hodinách opět otevřen. Uzavření odvodu vodíku se projevilo očekávaným postupným poklesem teploty před PV. Po následném otevření armatury se teploty vrátily k normálu – viz následující graf.



Obr. 3: Instalace odvodu vodíku 3. generace na ETE



Obr. 4: Průběh teplot na odběrech při zkoušce odstavení systému odvodu vodíku na ETE



Obr. 5: Systém se shodnou konfigurací je již nainstalován a částečně odzkoušen také na EMO34

Po nehodě ve Fukushima bylo rozhodnuto o doplnění všech elektráren PWR (USA) systémem řízeného odvodu vodíku. Podle dostupných informací však dosud obdobný systém na PWR doplněn ještě nebyl.

Literatura

- [1] Velan, K., Pauzer, V. (2012): *Hydrogen venting device for cooling water of nuclear reactors*. Patent VELAN, INC., WO 2013075229 A1.
- [2] Pulc, M., Slach, J., Kostka, P. (2020): *Způsob odvádění paroplynové směsi alespoň jednoho nekondenzovatelného plynu, zejména vodíku, a páry z technologie tlakového systému a zařízení pro provádění tohoto způsobu*. Patent, CZ 308421 B6, ÚPV, Praha.
- [3] Pauzer, V. (2011): *Clonkový škrtič tlaku rozebíratelný*. Užiténý vzor, CZ 23338 U1, ÚPV, Praha.

EXPERTNÍ TÝM PŘS PG – DEGRADACE TEPLOSMĚNNÉ PLOCHY PG EDU

EXPERT TEAM AMP SG – DEGRADATION OF SG HEAT EXCHANGE TUBES IN DUKOVANY NPP

Jakub Ertl

ČEZ, a. s., Řízení techniky JE

Abstrakt

Parogenerátory (PG) se ukazují jako jedna z hlavních strojních komponent, která může v budoucnu představovat určitá omezení z pohledu dlouhodobého provozu jaderné elektrárny Dukovany (EDU). Důvodem je zvýšený trend zalepování teplosměnných trubiček, který se v posledních letech projevil u některých PG EDU. Za účelem stanovení příčin zvyšujícího se trendu degradace teplosměnné plochy PG EDU byl jmenován expertní tým PŘS (programu řízení stárnutí) PG, jehož některé výsledky získané v roce 2019 ve vazbě na řízení chemického režimu jsou popsány v tomto příspěvku.

Abstract

Steam generators (SG) are one of the main components, which may represent certain limitations from the point of view of Dukovany NPP long term operation. The reason is the increasing trend of plugging of heat exchange tubes which has been observed in recent years concerned with some SGs. In order to determine the causes of the increasing trend of heat exchange tubes degradation, an expert team of the AMP (ageing management program) SG was appointed. Some results concerned with chemical regime obtained in 2019 are described in this paper.

Úvod

Expertní tým PŘS PG pod vedením útvaru Příprava dlouhodobého provozu JE (garant ČEZ pro proces řízení stárnutí) byl jmenován na základě opakovaně zjištěné meziokruhové netěsnosti PG26, která se projevila v červnu a červenci roku 2019 při náběhu 2. bloku EDU z plánované odstávky. Cílem expertního týmu PŘS PG je nalézt a řešit příčinu degradace teplosměnné plochy PG EDU. Jako jedna z možných příčin degradace teplosměnné plochy byla identifikována přítomnost tzv. okludovaných objemů pod nánosy na teplosměnné ploše PG. Zde dochází k zahušťování sekundárního média solemi, které jsou podporujícím prostředím pro vznik korozního praskání pod napětím. Jedním z parametrů, které lze v těchto objemech sledovat je tzv. vysokoteplotní šterbinové pH(t), které je aktuálně počítáno pro PG EDU z koncentrací složek jednotlivých iontů analyzovaných na vzorcích odebíraných z odluhů jednou za kampaň, a to právě při odstávování, kdy dochází k vymývání těchto šterbin.

Expertní tým PŘS PG popsal aktuální stav hodnocení vysokoteplotního šterbinového pH(t) pro PG EDU, dal jej do souvislostí s degradací teplosměnné plochy a definoval nápravná opatření pro další provoz PG ve vazbě na zajištění optimálního chemického režimu PG.

Mechanismus poškozování teplosměnných trubiček PG EDU

Hlavní degradační mechanismus působící na teplosměnné trubičky PG EDU vyrobené z austenitické oceli 08CH18N10T je SCC (korozní praskání pod napětím), jehož důsledkem je vznik a růst trhlin ve stěnách teplosměnných trubiček PG. Příklad takové trhliny je zachycen na obr. 1. Pro vznik a růst trhlin vlivem SCC musí být splněny současně tři podmínky:

- Materiál náchylný na SCC v daném korozním prostředí a při působení daného napětí – splněno, dle zprávy [1] může docházet k nukleaci mikrotrhlin v materiálu

08CH18N10T při pracovní teplotě PG z mechanicky porušeného rozhraní vměstek/matrice nebo mechanicky porušeného vměstku již při mechanickém namáhání odpovídajícímu tahovému napětí 50 MPa.

- Napětí – splněno, ve zprávě [2] je uvedeno, že redukované napětí vyvolané ve stěně teplosměnné trubičky za nominálního provozu vlivem rozdílu tlaku a teplot mezi primární a sekundární stranou PG je 97,4 MPa.
- Korozní prostředí – splněno ve štěrbinách (okludovaných objemech) PG EDU.



Obr. 1: Ilustrativní obrázek trhliny na povrchu teplosměnné trubky způsobené SCC

Okludované objemy PG EDU

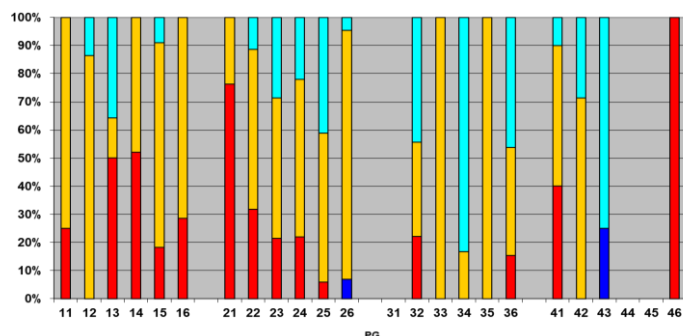
K iniciaci poškození oceli 08Ch18N10T dochází v roztocích, jež se svým složením odlišují od hlavního objemu média (např. kotlové vody), v tzv. okludovaných objemech. V parogenerátorech JE Dukovany může ve spojitosti s poškozováním teplosměnných trubiček dojít ke vzniku okludovaných roztoků v konstrukčních, technologických či „provozních“ štěrbinách. Jedná se o tyto typy okludovaných objemů (štěrbín):

- spoj trubka – trubkovnice,
- uzel trubka / kolektor – záslepka,
- štěrbina trubka – distanční mříž (podpěra),
- tuhé fáze oxidů železa (úsady, inkrustace) stínící teplosměnný povrch.

Primární příčinou agresivity okludovaných roztoků je zvýšení koncentrace složek z hlavního objemu kotlové vody (Na^+ , Cl^- , SO_4^{2-}), což způsobí odklon vysokoteplotního pH od neutrálního vysokoteplotního pH v okludovaném objemu (tj. posun hodnoty pH okludovaného roztoku do kyselé nebo alkalické oblasti).

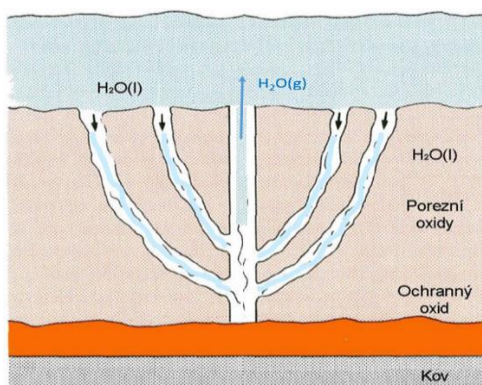
Ve vazbě na zmíněné typy okludovaných objemů byla provedena analýza výskytu indikací poškození teplosměnných trubiček PG EDU. Na obr. 2. jsou zachyceny čtyři různé oblasti výskytu indikací identifikované na základě výsledků kontrol vířivými proudy: horká větev pod upínkou (červená barva), horká větev na volném povrchu (oranžová barva), studená větev pod upínkou (tmavě modrá barva), studená větev na volném povrchu (tyrkysová barva). Z obrázku je patrné že většina indikací nalezených u PG26 byla nalezena na volné ploše u horkého kolektoru, kde je na základě výsledků kontrol teplosměnné plochy PG26 prostřednictvím vířivých proudů předpokládán zvýšený výskyt nánosů na trubičkách.

Ke zvýšení koncentrace složek kotlové vody dochází při přestupu tepla a poté zejména zahušťováním kotlové vody odparem. Zahušťují se ty složky roztoku, které netěkají s parou, což je možný případ poškozování nezáslepené trubičky, na které je porézní vrstva nánosů.



Obr. 2: Oblasti výskytu indikací na PG EDU

Nečistoty se dostávají z kotlové vody do štěrbině mezi trubičkou a nánosem, kde vznikne pára, která poté odchází a nečistoty zůstanou ve štěrbině. Vrstva na povrchu TS trubky, tvořená oxidy Fe, může zvýšit oxidačně redukční potenciál prostředí a být příčinou lokální depasivace ochranné vrstvy. Tento děj je zachycen na obr. 3.



Obr. 3: Zahušťování štěrbině mezi trubičkou a nánosem

Výpočet vysokoteplotního štěrbinového pH(t) z HOR

Predikce hodnoty vysokoteplotního pH(t) ve štěrbinách PG EDU je v současné době prováděna na základě modelového výpočtu navrženého EPRI [3], který vychází z integrálního množství nečistot určených na základě složení vzorků odluhu odebraných během odstavení (HOR), kdy jsou soli vymývány ze štěrbin. Následně je pomocí programu MULTEQ vypočtena hodnota vysokoteplotního pH(t) ve štěrbinách jednotlivých PG EDU.

Stanovení bezpečného rozhraní vysokoteplotního štěrbinového pH(t)

Za účelem posouzení iniciace a průběhu korozního praskání oceli 08Ch18N10T ve štěrbinovém prostředí PG bylo provedeno v historii několik experimentů. ve Vítkovicích a v ÚJV Řež. V [4] byla nyní provedena rešerše všech dostupných výsledků těchto experiment s následujícími závěry:

Souhrn závěrů experimentálního testování, které probíhalo ve Vítkovicích:

- Laboratorní zkoušky provedené do roku 2010 prokázaly, že výskyt mikrotrhlin nebyl pozorován u trubek vyrobených z oceli 08Ch18N10T při pH(t) 5,5 až 9. [5], [6], [7].
- V roce 2011 byly realizovány zkoušky oceli 10GN2MFA a 08Ch18N10T. Zatímco v prostředí o pH 2,0 došlo k uplatnění mechanismu SCC, v případě roztoků o pH 4,0 a pH 9,5 nebyla náchylnost materiálu k SCC prokázána [7].

Souhrn závěrů experimentálního testování, které probíhalo v ÚJV Řež, a.s.:

- Dosažené výsledky prokázaly, že titanem stabilizovaná ocel má dostatečnou odolnost k SCC ve štěrbinovém prostředí s pH(t) přibližně 6,5 až 9,7. Při posunu hodnot do kyselé oblasti (< 3) a do silně alkalické oblasti (> 10,6) docházelo k iniciaci SCC [8].

Na základě výše uvedených výsledků provedených experimentálních prací doporučil expertní tým PŘS PG EDU udržovat hodnoty vysokoteplotního štěrbinového pH(t) v intervalu od 5,5 do 8,5. Pro horní hranici vysokoteplotního štěrbinového pH(t) je akceptovatelná hodnota 9,5 za podmínek, že není dávkováno žádné alkalizační činidlo.

Závěr

Značnou nevýhodou vysokoteplotního štěrbinového pH(t) je fakt, že lze určit pouze jednu za kampaň na základě odběrů odluhů při odstavování bloku. Významnou možností, jak lze reálné vysokoteplotní štěrbinové pH(t) odhadovat během kampaň, je použití standu na napájecí vodě PG. Jedná se o zařízení s uměle vytvořenou štěrbinou typu trubka/trubkovnice, ze které jsou po najetí bloku odebírány vzorky pro odhad hodnot pH(t) ve štěrbinách.

Další možností, jak korigovat chemický režim PG tak, aby hodnoty pH(t) ve štěrbinách na konci kampaň vycházely v intervalu od 5,5 do 8,5, je vyhodnocovat během kampaň hodnoty molárního poměru iontů (MRI). Expertní tým PŘS PG definoval předpoklad, že pokud bude MRI během kampaň udržováno v intervalu od 2 do 5, je větší pravděpodobnost, že štěrbinové pH(t) na konci kampaň vyjde v intervalu od 5,5 do 8,5. Množství dávkovaného alkalizačního činidla a hodnot MRI je nutné jednou za rok konfrontovat s vysokoteplotním štěrbinovým pH(t) a jeho bezpečným intervalem. Pokud bude pH(t) mimo bezpečný interval, je třeba pravidla pro řízení chemického režimu prostřednictvím hodnocení MRI revidovat.

Literatura

- [1] Matocha, K. (2004): *Stanovení minimální úrovně tahového napětí potřebného pro nukleaci mikrotrhlin v tělese kolektoru a v teplosměnných trubkách PG z mechanicky porušeného rozhraní vměstek/matrice nebo mechanicky porušeného vměstku při pracovní teplotě PG*. Zpráva, DZ-1/2004, 942 – Ústav materiálového inženýrství Ostrava, Ostrava.
- [2] Matocha, K. (2008): *Stanovení podmínek pro iniciaci korozního praskání na teplosměnných trubkách. Provedení zkoušek zkušebních vzorků v autoklávu, na jejichž základě bude upřesněn popis iniciace korozního praskání*. Zpráva, D-5/2008, 944 – Energetický výzkum Ostrava, Ostrava.
- [3] EPRI (2015): *Chem Works Tools Software User's Manual*. Report 3002004917, EPRI, Palo Alto (CA).
- [4] Němcová, J. (2020): *Interní technická zpráva pro UKO 46/290*. Technická zpráva, ČEZ, a. s., Správa projektové báze JE.
- [5] Matocha, K. (2010): *Materiály PG VVER 1000 v různých prostředích: STUDIE*. Zpráva, T-79 /2010, MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., Ostrava.
- [6] Matocha, K., Wozniak, J., Vodárek, V., Rožnovská, G. (2004): *Kvantitativní popis iniciace korozního praskání v oceli 08Ch18Ni10T v závislosti na pH270 odvzdušněného vodního prostředí se zvýšenými koncentracemi SO4²⁻, Cl⁻ a Na⁺ o teplotě 270 °C*. Závěrečná zpráva úkolu, Z-19/2004, Výzkum a vývoj, spol. s r.o., Ostrava – Vítkovice.
- [7] Matocha, K., Čížek, P., Rožnovská, G., Pavlíček, J. (2011): *Ověření náchylnosti oceli 10GN2MFA, materiálu kolektorů PG, a TS trubek ke koroznímu praskání v prostředí štěrbin zjištěných na standu ETE*. Technická zpráva, T-65/2011, MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o., Ostrava – Vítkovice.
- [8] Brožová, A., Šplíchal, K. (2001): *Doba do iniciace korozního praskání PG trubek za odchylky od standardního štěrbinového prostředí*. Zpráva, DITI 302/213, Ústav jaderného výzkumu Řež a. s., Řež.

ENERGETICKÉ OKRUHY S OXIDEM UHLIČITÝM

CARBON DIOXIDE POWER CYCLES

Jan Berka ^{a, b)}, Otakar Frýbort ^{a)}, Tomáš Hlinčák ^{b)}, Alice Vagenknechtová ^{b)} a Eliška Purkarová ^{b)}

^{a)} Centrum výzkumu Řež s.r.o., Husinec – Řež, Hlavní 130, 250 68 Řež

^{b)} Vysoká škola chemicko-technologická v Praze, Ústav plyných a pevných paliv a ochrany ovzduší, Technická 1905, 166 28 Praha 6

Abstrakt

Energetické okruhy využívající jako pracovní médium oxid uhličitý (CO₂) představují alternativu k parovodním okruhům pro pokročilé jaderné i nejaderné zdroje energie. Výhodou CO₂ okruhů jsou např. kompaktní rozměry turbíny, případně vyšší dosažitelná účinnost konverze tepelné energie na energii elektrickou. CO₂ okruhy jsou také předmětem rozsáhlého výzkumného programu s mezinárodní účastí. Výzkumné aktivity se zaměřují mimo jiné na odolnost konstrukčních materiálů v prostředí pracovního média nebo kontrolu jeho chemického složení. V příspěvku budou prezentovány vybrané výsledky výše uvedených výzkumných aktivit.

Abstract

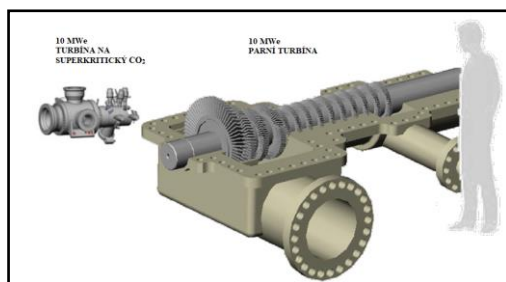
CO₂ power cycles are alternative to conventional steam power cycles. The power cycles with supercritical CO₂ (sCO₂) can be used in nuclear and also non-nuclear power industry. The advantage of sCO₂ is more compact size of power cycle components – especially turbine and higher power conversion efficiency. Research organisations, universities and industrial companies are concerned in the extensive research program concerning sCO₂ cycles. Among the activities is also sCO₂ power cycle chemistry investigation and structural material degradation tests. The selected results are presented in the article.

Úvod

Zvyšující se poptávka po elektrické energii, při jejíž výrobě vzniká méně emisí oxidu uhličitýho a dalších nežádoucích látek, vede k hledání nových efektivnějších energetických zdrojů. Jednou z cest ke zvýšení účinnosti konverze tepelné energie na elektrickou, je využít cyklus využívající oxide uhličitý v nadkritickém stavu (sCO₂) s turbínou pracující v tzv. Braytonově cyklu. Účinnost konverze může v tomto uspořádání přesáhnout i 50 %. [1], [2], [3]. Oxid uhličitý se nachází v nadkritickém stavu při teplotě vyšší než 30,98 °C a zároveň tlaku vyšším než 7,32 MPa [2]. Účinnost konverze se zvyšuje s teplotou zejména v rozmezích 500 až 950 °C, proto je tato technologie vhodná pro celou řadu vysokoteplotních aplikací v jaderné i nejaderné energetice. Jde zejména o sekundární cykly pokročilých jaderných reaktorů (tzv. Generace IV), dále aplikace využívající solární a geotermální energii, případně fosilní i alternativní paliva. Seznam aplikací lze nalézt v citaci [3]. Další výhodou sCO₂ cyklů jsou menší rozměry komponent, např. turbína je znatelně menší než turbína srovnatelného výkonu pro parní cyklus, viz porovnání velikostí 10 MW turbíny na obr. 1 [4].

Výzkum a vývoj v oblasti sCO₂ energetických cyklů

Energetické cykly využívající sCO₂ jsou předmětem výzkumu a vývoje s mezinárodní účastí. Předmětem řešení je např. fyzikální chování a termohydraulika sCO₂, konstrukce a design komponent, materiálový výzkum atd. Pro výzkumné účely a ověření funkčnosti sCO₂ cyklů bylo postaveno několik experimentálních zařízení a demonstračních jednotek. Jako příklad větší demonstrační jednotky lze uvést jednotku Echogen v USA určenou k využití odpadního tepla. Výkon této jednotky se pohybuje mezi 7–8 MW, teplota pracovního média se v optimálním provozu pohybuje v rozmezí 500 až 550 °C. Minimální teplota na ohřevu, ale může být už 85 °C, což umožňuje využití nízkopotencionálního odpadního tepla [3].



Obr. 1: Porovnání rozměrů 10 MWe turbín na superkritický CO₂ a vodní páru [4]

Další experimentální zařízení se nacházejí v Jižní Koreji (smyčka SCIEL), USA (experimentální smyčka KAPL) nebo Německu (sCO₂ smyčka SCARLETT ve Stuttgartu) [3]. V ČR lze nalézt sCO₂ smyčku v Řeži. Hlavní parametry smyčky jsou uvedeny v tab. 1.

Tab. 1: Hlavní parametry sCO₂ smyčky v Řeži

Maximální teplota média ve smyčce	550 °C
Maximální tlak ve vysokotlaké sekci	25 MPa
Maximální tlak v nízkotlaké sekci	12,5 MPa
Maximální tok média	0,4 kg.s ⁻¹
Objem smyčky	0,08 m ³

S touto smyčkou souvisí výzkumný program, kterého se účastní kromě zahraničních partnerů i výzkumné organizace, univerzity i průmyslové podniky z ČR. Tento výzkumný program zahrnuje mimo jiné i výpočty termohydrauliky sCO₂ cyklů, konstrukci komponent, materiálový výzkum, v neposlední řadě byl v loňském roce zahájen projekt zaměřený na chemii, čištění a kontrolu čistoty sCO₂ média.

Postup řešení a dílčí výsledky ve vybraných oblastech výzkumu sCO₂ cyklů

Nečistoty v sCO₂ médiu v energetických cyklech

Jedním z cílů výzkumných aktivit zaměřených na chemii sCO₂ média je identifikace příměsí, které se mohou v médiu pravděpodobně vyskytovat a které mohou ovlivnit životnost a parametry energetických zařízení. Tyto informace zatím nejsou v dostupné zahraniční literatuře dostatečně publikovány. Jedním ze zdrojů mohou být údaje z provozu jaderných elektráren využívajících CO₂ jako primární chladivo reaktoru. Takové reaktory – tzv. Advanced Gas Cooled Reactors – AGR jsou provozovány ve Velké Británii [5]. CO₂ jako primární chladivo byl využit i u první jaderné elektrárny v bývalé ČSSR v Jaslovských Bohunicích [6].

Zdrojem nečistot v CO₂ médiu jsou např. příměsí ve vstupním plynu, dále zbytkový vzduch (a vlhkost) v systému po naplnění plynem, zbytky maziv a organických látek po výrobě, látky, které se během provozu desorbují z vnitřních povrchů a v neposlední řadě i produkty koroze a chemických reakcí probíhajících v systému při provozu. Dle údajů výrobců technických plynů i z experimentálních výsledků vyplývá, že dodávaný CO₂ obsahuje typicky tyto příměsí: vodu, kyslík, oxid uhelnatý, uhlovodíky, dusík a zbytky olejů. Obsah těchto příměsí se liší dle třídy čistoty plynu, u nečistších (čistota 5.3) plynů se objemové zlomky příměsí pohybují v jednotkách ml.m⁻³ (objemových ppm). Cena plynu této čistoty je ale poměrně vysoká. Je pravděpodobné, že jako plnivo pro systémy pracující s oxidem uhličitým bude využit daleko levnější plyn nižší čistoty. Např. cenově dostupný a běžně používaný CO₂ čistoty 3.0 obsahuje až stovky ml.m⁻³ zmíněných příměsí.

V CO₂ médiu v energetických okruzích lze očekávat tyto příměsí: kyslík, vodu, vodík, oxid uhelnatý, methan, dusík, případně organické látky, např. zbytky olejů atd. [3], [7]. Z hlediska koroze energetických zařízení je důležitý především obsah H₂O a O₂. Přítomnost těchto látek korozi kovových materiálů zpravidla urychluje. Vliv na korozi, ale za určitých podmínek mohou mít i další z uvedených příměsí. Např. v primárním okruhu elektrárny A1 byl sledován obsah H₂O, olejů, H₂ a některých dalších příměsí (H₂S, NH₃, aj.). Obsah vody v primárním CO₂

se v průměru pohyboval mezi 700 a 1200 mg·kg⁻¹, přičemž její obsah v dodávaném plynu byl asi stokrát nižší [6]. Ke zvýšení obsahu vody docházelo během provozu zařízení.

V případě tzv. cyklů s přímým spalováním může dosahovat obsah příměsí v sCO₂ médiu až několika obj. % [8], [9], [10]. Takto výrazný podíl dalších látek již ovlivňuje termodynamické vlastnosti pracovního média a účinnost cyklu. Např. bylo zjištěno, že pokles čistoty média o 4,4 % způsobí zvýšení příkonu systémového kompresoru o 6 %. Pokud čistota média poklesne dále na hodnotu kolem 90 %, příkon kompresoru se zvýší o 34 % při srovnání s příkonem při stlačování čistého CO₂. Tento nárůst příkonu je způsoben poklesem hustoty média obsahem příměsí.

Během provozní kampaně sCO₂ smyčky v Řeži, která trvala 1 000 hodin, bylo provedeno několik odběrů média za účelem zjištění organických provozních nečistot v cirkulujícím médiu v zařízení. Dle dřívějších zkušeností z provozu podobných zařízení bývá, cirkulují médium znečištěno organickými látkami – mazivy, odmašťovadly atd., které zůstaly na vnitřních površích z výroby. Během provozu při zvýšené teplotě mohou z těchto látek vznikat další, i složitější, organické látky. Odstranění těchto látek z vnitřku zařízení (nejen z cirkulujícího média) bývá dlouhodobou záležitostí [11]. Smyčka byla provozována při teplotě 550 °C v testovací sekci a tlaku 20 MPa ve vysokotlaké části. Vzorkování bylo provedeno odběrem plynu na nízkotlaké větvi smyčky přes sorpční trubičku s aktivním uhlím. Následně byly adsorbované látky desorbovány sirouhlikiem a stanoveny pomocí plynové chromatografie s hmotnostní detekcí. Obsah organických látek v médiu na začátku provozu se pohyboval kolem 2 μg·l⁻¹ (vtaženo na objem plynu při 25 °C a 100 kPa). Ve vzorku byl detekován především benzen a toluen. Během provozu byl plyn průběžně ze smyčky odpouštěn a nahrazován za nový z tlakových láhví (CO₂ čistoty 4.0) v množství přibližně 40 kg za den. Tímto způsobem se podařilo obsah organických látek v médiu rapidně snížit až na 0,025 μg·l⁻¹ na konci 1 000 h kampaně.

Čištění a analytická kontrola čistoty média v sCO₂ okruzích

Výzkum této problematiky bude probíhat i v následujících letech. Na základě informací týkajících se nečistot v CO₂ se výzkum zaměří na separaci a monitorování především těch příměsí, které se budou vyskytovat v médiu permanentně a mohou urychlovat korozi materiálů, především vody, kyslíku, vodíku, methanu, popř. dalších. Předmětem výzkumu budou metody separace založené na adsorpci na vybraných materiálech. Při návrhu metod analytické kontroly čistoty lze využít získané poznatky z dalších technologií – podrobnosti viz [12].

Pro monitorování vlhkosti lze využít optický hygrometr pracující na principu lomu infračerveného světla s tím, že je tento hygrometr třeba vybavit sondou do tlaku 20 MPa, kterou výrobce také nabízí, a tuto sondu umístit v nízkotlaké větvi smyčky. Pro monitorování dalších jednoduchých příměsí je možné využít plynový chromatograf heliově-ionizačním detektorem (GC-HID), ideálně napevno spojeným s odběrovým místem smyčky. Metodu GC-HID je potřeba modifikovat pro stanovení příměsí v matici CO₂. Pro stanovení obsahu vyšších organických látek lze využít plynovou chromatografii s plamenově ionizačním detektorem (GC-FID) nebo zmíněnou GC-MS.

Korozní odolnost materiálů v prostředí sCO₂

Během zmíněné 1 000 h provozní kampaně sCO₂ smyčky v Řeži (550 °C, 20 MPa) byly v testovací sekci smyčky exponovány vzorky více než 10 druhů různých slitin potenciálně vhodných pro komponenty sCO₂ energetických systémů. Mezi testovanými slitinami byly feriticko-martenzitické i austenitické oceli i vysokoteplotní niklové slitiny. Vyhodnocení korozního napadení vzorků probíhá a bude dokončeno pravděpodobně koncem roku 2020. Dle předběžných výsledků byly zjištěny rozdíly v korozním chování jednotlivých vzorků. Např. korozní vrstva na austenitické oceli 316 nebo niklové superslitině Inconel 738 byla po expozici silná jen několik desetin μm a korozní poškození do hloubky nebylo zjištěno, na niklové slitině Inconel 718 byla pozorována korozní vrstva několik desítek μm silná.

Závěr

Energetické cykly využívající sCO₂ mají široké využití v jaderné i nejaderné energetice. S jejich využitím lze dosáhnout vyšší účinnosti konverze tepelné energie na elektrickou při současném zmenšení turbíny. Výzkumného programu v této oblasti se účastní i výzkumné organizace a průmyslové podniky v ČR. Předmětem výzkumu je mimo jiné i chemie chladiva a odolnost materiálů. Během let 2019 a 2020 bylo dosaženo některých dílčích výsledků i v posledně jmenovaných oblastech. Řešení problematiky bude pokračovat i v dalších letech, kdy lze očekávat další výsledky.

Poděkování

Tento příspěvek vznikl za podpory Technologické agentury České republiky, projektu TK02030023 „Čištění a kontrola čistoty plynného média CO₂ okruhů“.

Literatura

- [1] ENERGY.GOV (2020): *SCO₂ Power Cycles for Fossil Fuels*. Department of Energy, [online]. Available at: <https://www.energy.gov/sco2-power-cycles/sco2-power-cycles-fossil-fuels>
- [2] Feher, E.G. (1967): *The Supercritical Thermodynamic Power Cycle*. Advances in Energy Conversion Engineering: Papers Presented at 1967 Intersociety Energy Conversion Engineering Conference, Miami Beach (FL).
- [3] Braun, K., Friedman, P., Dennis, R. (2017): *Fundamentals and Applications of Supercritical Carbon Dioxide (sCO₂) Based Power Cycles*. Woodhead Publishing. ISBN 978-0-08-100804-1
- [4] Persichilli, M., Kacludis, A., Zdankiewicz, E., Held, T. (2012): *Supercritical CO₂ Power Cycle Developments and Commercialization: Why sCO₂ can Displace Steam*. *Power-Gen India & Central Asia*. pp. 1-15, [online]. Available at: <http://www.echogen.com/documents/why-sco2-can-displace-steam.pdf>
- [5] IAEA (2020): *Operational & Long-Term Shutdown Reactors*. PRIS – Power Reactor Information System, [online]. Available at: <https://pris.iaea.org/PRIS/WorldStatistics/OperationalReactorsByType.aspx>
- [6] Feik, K., Kmošena, J. (2010): *Jadrová elektrárna A1 v kocke*. Slovenská nukleárna spoločnosť, Bratislava. ISBN 978-80-89090-76-1
- [7] Hudský, T. (2015): *Special purification and purity control methods for advanced nuclear reactors*. Diplomová práce, Vysoká škola chemicko-technologická Praha, Praha.
- [8] Allam, R.J., Fetvedt, J.E., Forrest, B.A., Freed D. (2014): *The Oxy-Fuel, Supercritical CO₂ Allam Cycle: New Cycle Developments to Produce Even Lower-Cost Electricity From Fossil Fuels Without Atmospheric Emissions*. Report GT2014-26952, ASME.
- [9] EPA (2015): *Environmental Protection Agency, Standards of performance for greenhouse gas emissions from new, modified, and reconstructed stationary sources: electric utility generating units*. Environmental Protection Agency (EPA).
- [10] EPRI (2014): *Electric Power Research Institute. Performance and Economic Evaluation of Supercritical CO₂ Power Cycle Coal Gasification Plant*. Report, EPRI, Palo Alto (CA).
- [11] Berka, J., Viden, I., Kozmík, V. (2012): *Organické látky detekované v heliovém okruhu experimentální výzkumné aparatury k simulaci chlazení jaderného reaktoru při zahájení provozu*, Chemické listy, roč. 106, str. 980-987. ISSN 0009-2770

- [12] Berka, J., Matěcha, J., Černý, M., Viden, I., Sus, F., Hájek, P. (2012): *New experimental device for VHTR structural material testing and helium coolant chemistry investigation – High Temperature Helium Loop in NRI Řež*. Nuclear Engineering and Design, Vol. 251, pp. 203-207. ISSN 0029-5493

REJSTŘÍK AUTORŮ

A

Andršová Irena 109
Arnoult Růžičková Mariana 87

B

Bátěk David 225
Berka Jan 247
Blaha Martin 25
Brabec Petr 37, 211
Braha David 201
Brajter Jan 63
Brom Jaroslav 75

C

Cvešpr Pavel 221

Č

Čančura Zdeněk 93, 217
Černý Ivo 1
Česánek Zdeněk 195
Čmakal Josef 141

D

Ducháček Petr 93, 217
Dvořák Jiří 147
Džugan Ján 161

E

Ertl Jakub 243

F

Frýbort Otakar 31, 247
Fulín Zdeněk 119

G

Gál Petr 225
Glusa Tomáš 57

H

Hájek Petr 31
Hlinčík Tomáš 247
Hodač Jiří 171
Holický Milan 183
Horváth Jakub 99, 103, 153, 207
Horváth Ladislav 153, 207
Horváthová Marie 99, 153
Houdková Šárka 81, 195
Hruška Jan 109

Ch

Chocholoušek Michal 75, 119
Chuchvalec Petr 165
Chvostová Eva 153, 161

J

Janovec Jiří 99, 207
Junek Michal 103, 141, 207

K

Kander Ladislav 157
Kasl Josef 69
Kaufman Jan 63
Kec Jan 1, 165
Kobzová Alena 115
Konopík Pavel 161
Kopřiva Radim 125
Kostka Pavel 239
Kotouč Miroslav 225

Král Petr 147
Krpec Miroslav 37
Kryková Markéta 87
Kubín Zdeněk 21
Kuboň Zdeněk 157
Kuchařová Květa 147
Kůs Pavel 69
Kuželka Jiří 45
Kvapilová Marie 141, 147

L

Lazar Jan 189
Liška Karel 21, 189

M

Mareš Pavel 69, 75, 131
Marková Jana 177
Martinec Igor 11
Materna Aleš 125
Melichar Tomáš 31
Měšťánek Petr 45
Mlčoch Jan 177
Mlnářik Jakub 165

N

Nesládek Martin 45
Neumannová Šárka 1
Novotný Václav 5

P

Palán Marek 93, 217
Patera Jan 69, 75
Pílsková Lucie 99, 153, 207
Polach Pavel 81
Polcar Petr 81, 189
Poloch Adam 1
Postler Marek 37
Prantnerová Michaela 81
Prešl Kamil 177
Pulc Martin 239
Purkarová Eliška 247

R

Ručař Miloslav 11
Ruml Zdeněk 51
Rund Martin 161
Rusňáková Kateřina 125
Růžička Milan 45
Růžička Tomáš 25

S

Schnablová Ivana 125
Schubert Jan 81
Schuster Milan 15
Sklenička Václav 147
Slach Jiří 239
Smola Vojtěch 99, 153, 207
Soukup Tomáš 233
Strejcus Josef 63, 119
Svobodová Marie 103, 109, 141
Sýkora Miroslav 177

Š

Šobová Tereza 115
Špirit Zbyněk 63, 119, 131

Šťastná Klára.....	177
Šulcová Petra.....	195
T	
Tonarová Dana	37, 211
V	
Vagenknechtová Alice	247
Veselá Jana	75, 131, 171
Veselka Zbyněk.....	211
Veselý Stanislav	137

Vlasák Jakub	51
Vlasák Tomáš	1
W	
Wandrol Jan	225
Z	
Zetek Miroslav.....	1
Ž	
Žďárek Jiří.....	225

Kolektiv autorů

Sborník z 15. konference

„Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách“

Srní, 29. září – 1. října 2020

Západočeská univerzita v Plzni

Vydavatelství

P. O. Box 314

Univerzitní 8

306 14 Plzeň

Sborník editovali: Pavel Polach a Lukáš Stuna

Počet stran: 299

Vydání první

Náklad: 200 výtisků

Příspěvky ve sborníku byly recenzovány.

Recenzi provedli: Pavel Polach, Petr Zuna, Martin Kronďák a Radovan Šťastný

ISBN 978-80-261-0959-4

© Vydala Západočeská univerzita v Plzni v roce 2020