

České vysoké učení technické v Praze
Fakulta jaderná a fyzikálně inženýrská

Katedra jaderných reaktorů

Obor: Jaderné inženýrství



**Chování palivového pokrytí
s ochrannou kombinovanou
vrstvou v podmínkách havárie
se ztrátou chladiva**

**Multi-layer Coated Cladding
Behaviour during Loss of
Coolant Accident**

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Vypracoval: Michaela Svatošová
Vedoucí práce: Ing. Jakub Krejčí, Ph.D.
Rok: 2023



ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

- Student: **Michaela Svatošová**
- Studijní program: Aplikace přírodních věd
- Obor: Jaderné inženýrství
- Název práce česky: **Chování palivového pokrytí s ochrannou kombinovanou vrstvou v podmínkách havárie se ztrátou chladiva**
- Název práce anglicky: Multi-layer Coated Cladding Behaviour during Loss of Coolant Accident
- Jazyk práce: čeština

Pokyny pro vypracování:

1. Seznamte se obecně s problematikou havárie se ztrátou chladiva (LOCA) v lehkovodních reaktorech. Dále se seznamte s koncepty jaderných paliv se zvýšenou odolností při haváriích (ATF). Zaměřte se na palivová pokrytí a zejména jeho modifikace s využitím tenkých ochranných vrstev.
2. Proveďte stručnou rešerši variant ATF pokrytí se zaměřením na kombinace více vrstev. Doplňte rešerši o dostupné experimenty zaměřené na havárii LOCA pro palivové pokrytí s ochrannou multi-vrstvou. Data utřídte a popište s ohledem na jejich další možné využití pro porovnání s výsledky vlastních experimentů.
3. Seznamte se s experimentálním zařízením pro zkoušky vysokoteplotního creepu vnitřním přetlakem v UJP PRAHA a.s. a zařízení stručně popište.
4. Zvolte si vhodné podmínky a proveďte několik experimentů vysokoteplotního creepu pro vzorky palivového pokrytí s ochrannou multi-vrstvou a bez ochranné vrstvy. Pozorujte a vyhodnoťte stav vzorků po ukončení experimentů, diskutujte vliv ochranné multi-vrstvy a možné implikace výsledků pro havárie LOCA.

Doporučená literatura:

- [1] OECD-NEA: Nuclear Fuel Behaviour in Loss-of-coolant Accident (LOCA) Conditions, State-of-the-art Report, NEA No. 6846, 2009, ISBN 978-92-64-99091-3
- [2] OECD-NEA: State-of-the-Art Report on Light Water Reactor Accident-Tolerant Fuels, State-of-the-art Report, NEA No. 7317, 2018
- [3] Krejčí J., Ševeček M., Cvrcek L., Kabátová J., Manoch F.: Chromium and Chromium Nitride Coated Cladding for Nuclear Reactor Fuel, in *Proceedings of the 20th International Corrosion Congress, EUROCORR 2017*, Prague, Czech Republic, 2017.
- [4] Dumerval M., Houmaire Q., Brachet J. C., Palancher H., Bishoff J., Pouillier E.: Behavior of Chromium Coated M5 Claddings upon Thermal Ramp Tests under Internal Pressure, TopFuel 2018, Prague, Czech Republic, 2018

Jméno a pracoviště vedoucího práce: **Ing. Jakub Krejčí, Ph.D.**
UJP PRAHA a.s.

Jméno a pracoviště konzultana práce: **Ing. Martin Ševeček, Ph.D.**
KJR FJFI ČVUT v Praze

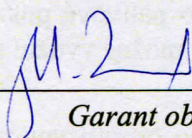
Datum zadání bakalářské práce: 14.10. 2022

Datum odevzdání bakalářské práce: 2.8. 2023

Doba platnosti zadání je dva roky od data zadání.

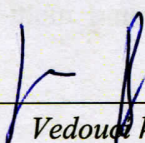
V Praze dne 14.10. 2022

doc. Ing. Martin Kropík, CSc.



Garant oboru

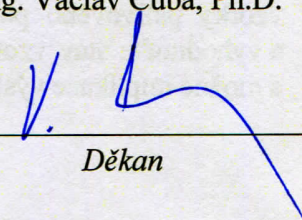
Ing. Jan Rataj, Ph.D.



Vedoucí katedry



doc. Ing. Václav Čuba, Ph.D.




Děkan

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem svou bakalářskou práci vypracovala samostatně a použila jsem pouze podklady (literaturu, projekty, SW atd.) uvedené v příloženém seznamu.

V Praze dne 1.8.2023


.....
Michaela Svatošová

Poděkování

Na tomto místě bych chtěla poděkovat zejména vedoucímu práce Ing. Jakubovi Krejčímu, Ph.D. za jeho velkou ochotu, trpělivost, velmi cenné rady a strávený čas. Dále bych chtěla poděkovat konzultantovi práce Ing. Martinu Ševečkovi, Ph.D. za jeho velice přínosné rady nejen ohledně psaní práce, doc. Ing. Ladislavu Cvrčkovi, Ph.D. za nanesení ochranných vrstev na vzorky a Ing. Jitce Kabátové za fotografie vzorků.

Michaela Svatošová

Název práce:

Chování palivového pokrytí s ochrannou kombinovanou vrstvou v podmínkách havárie se ztrátou chladiva

Autor: Michaela Svatošová

Studijní program: Aplikace přírodních věd

Obor: Jaderné inženýrství

Druh práce: Bakalářská práce

Vedoucí práce: Ing. Jakub Krejčí, Ph.D.

UJP PRAHA a.s.

Konzultant: Ing. Martin Ševeček, Ph.D.

KJR FJFI ČVUT v Praze

Abstrakt: Při havárii LOCA je palivové pokrytí vystavené vysokým teplotám a vnitřnímu přetlaku, což může vést k nafukování proutku a jeho následnému přetržení nebo blokování průtoku chladiva z havarijních systémů. Obzvláště havárie v jaderné elektrárně Fukušima ukázala, že existuje důvod se zabývat pokročilými odolnými palivy včetně palivových pokrytí, které by měly v extrémních podmínkách lépe a po delší dobu plnit svoji funkci jako bariéra mezi radionuklidy a životním prostředím. Tato práce se zabývá chováním vzorků palivového pokrytí s ochrannými vrstvami z Cr, substechiometrického CrN a multivrstvou CrN+Cr. Bylo zjištěno, že ochranné vrstvy mají pozitivní vliv na creepové chování paliva během testů při konstantní teplotě, ale při ramp testech nebylo pozorováno skoro žádné zlepšení, navíc čas do selhání byl kratší u vzorků s coatingem než u referenčních vzorků bez coatingu.

Klíčová slova: palivové pokrytí, LOCA, ATF, ochranná multivrstva

Title:

Multi-layer Coated Cladding Behaviour during Loss of Coolant Accident

Author: Michaela Svatošová

Abstract: During loss of coolant accident the fuel cladding is exposed to high temperature and inner pressure, which may lead to fuel rod ballooning followed by its rupture and/or blockage of the emergency core cooling system coolant. The accident in Fukushima nuclear power plant in particular showed that its worth investigating accident tolerant fuels including fuel cladding, which should fulfill its role as a barrier between radionuclides and the environment better and for a longer period of time in extreme conditions. This thesis focuses on the behavior of fuel cladding samples with Cr and substoichiometric CrN coating and CrN+Cr multi-layer coating. It has been found that protective coatings have a positive impact on the creep behavior during isothermal tests, but during thermal ramp tests very little improvement was observed and the time to burst was shorter for coated samples than for reference uncoated samples.

Key words: fuel cladding, LOCA, ATF, protective multi-layer

Obsah

Seznam použitých zkratk	ix
Seznam obrázků	x
1 Úvod	1
2 Jaderné palivo lehkovodních reaktorů	2
2.1 Palivové pokrytí	3
2.1.1 Zirkonium	3
2.2 Creep u palivového pokrytí	5
2.3 Havárie LOCA	7
2.3.1 Průběh large break LOCA	7
2.3.2 Požadavky na palivové pokrytí při havarijních stavech	8
3 Jaderné palivo se zvýšenou odolností (ATF)	10
3.1 Požadavky na palivo lehkovodních reaktorů	10
3.2 Koncepty ATF	11
3.3 Pokrytí z alternativních materiálů	11
3.3.1 Slitiny FeCrAl	11
3.3.2 Austenitické nerezové oceli	12
3.3.3 Kompozity na bázi SiC	13
3.3.4 Žáruvzdorné kovy	14
3.4 Pokrytí s ochrannou vrstvou	15
3.4.1 Kovové ochranné vrstvy	16
3.4.2 Keramické a ostatní nekovové ochranné vrstvy	18
3.4.3 Pokrytí s ochrannou multivrstvou	20
3.5 Dosavadní výsledky experimentů s ochrannou multivrstvou	22
4 Použitý materiál a experimentální metodiky	29
4.1 Vzorky	29
4.2 Experimentální vybavení	30
4.3 Metodika provedení experimentu	30
4.3.1 Testy při konstantní teplotě	30
4.3.2 Ramp testy	32
4.4 Metodiky vyhodnocení experimentů	33
5 Výsledky experimentů	35
5.1 Testy při konstantní teplotě	35
5.1.1 Vizuelní hodnocení	35
5.1.2 Čas do selhání	35
5.1.3 Velikost deformace	38

5.1.4	Rychlost creepu	40
5.2	Ramp testy	42
5.2.1	Vizuální hodnocení	42
5.2.2	Čas do selhání	42
5.2.3	Velikost deformace	42
5.3	Teplota při selhání	43
5.4	Diskuse výsledků	44
5.4.1	Testy při konstantní teplotě	44
5.4.2	Ramp testy	45
6	Závěr	46
	Literatura	47
	Příloha	70

Seznam použitých zkratk

ATF	Jaderné palivo se zvýšenou odolností (Accident Tolerant Fuel)
AZ	Aktivní zóna
BWR	Varný reaktor západního typu (Boiling Water Reactor)
ECR	Množství zoxidovaného palivového pokrytí (Equivalent Cladding Reacted)
LOCA	Havárie se ztrátou chladiva (Loss of Coolant Accident)
LB-LOCA	Velká LOCA (Large-break LOCA)
ODS	Zpevněný disperzí oxidu (Oxide Dispersion Strengthened)
SB-LOCA	Malá LOCA (Small-break LOCA)
PCT	Maximální teplota pokrytí (Peak Cladding Temperature)
PHWR	Těžkovodní reaktor (Pressurized Heavy Water Reactor)
PWR	Tlakovodní reaktor západního typu (Pressurized Water Reactor)
RBMK	Varný lehkou vodou chlazený a grafitem moderovaný reaktor (Reaktor Bolšoj Moščnosti Kanalnyj)
UJP	UJP PRAHA a.s.
VVER	Vodo-vodní energetický reaktor (Vodo-Vodjanoj Energetičeskij Reaktor)
YSZ	Oxid zirkoničitý stabilizovaný oxidem yttritým (Yttria Stabilized Zirconia)
ZIRLO	Zirkoniová slitina s nízkou oxidací (ZIRconium Low Oxidation)
Zry-2	Zircaloy-2
Zry-4	Zircaloy-4

Seznam obrázků

2.1	Palivový proutek, upraveno z [5]	2
2.2	Palivový soubor TVSA-T společnosti TVEL (pro reaktory VVER-1000), upraveno z [6]	3
2.3	Vývoj teploty a tlaku v průběhu LB-LOCA [47]	8
2.4	Poškození palivového pokrytí při havarijních stavech, upraveno z [48]	9
3.1	SiC matrice vyztužená vlákny SiC [86]	13
3.2	Jedna z variant SiC/SiC pokrytí, přeloženo z [87]	14
3.3	Pokrytí na bázi Mo, přeloženo z [118]	15
3.4	Oxidace pokrytí bez ochranné vrstvy, s popraskanou ochrannou vrstvou a s nepopraskanou ochrannou vrstvou, přeloženo z [130]	16
3.5	Funkce ochranné multivrstvy, přeloženo z [131]	20
3.6	Čas do selhání u vzorků bez coatingu a s 15 μm Cr coatingem pro různá napětí a různé teploty, přeloženo z [150]	22
3.7	Porovnání časů do selhání Zry-4 (vlevo) a M5 (vpravo) s ochrannou vrstvou a referenčních vzorků, přeloženo z [139]	23
3.8	Porovnání maximální obvodové deformace u M5 s coatingem a referenčních vzorků při ramp testech, přeloženo z [151]	23
3.9	Porovnání obvodové deformace 20 mm od konce protržení u M5 s coatingem a referenčních vzorků při ramp testech, přeloženo z [151]	24
3.10	Ochranná vrstva na bázi Cr/CrN+Cr, kde spodní vrstva CrN je proložena dvěma vrstvami Cr, aby nepopraskala, zároveň je zde přidána vrstva Cr mezi Zr substrát a coating pro lepší přilnavost [200]	25
3.11	Vzorek s Cr coatingem (nahore), CrN coatingem (uprostřed) a referenční vzorek bez coatingu (dole) po burst testu s tlakem 12 MPa a teplotě 600 $^{\circ}\text{C}$ [135]	26
3.12	Čas do selhání vzorků při 800 $^{\circ}\text{C}$ [200]	26
3.13	Čas do selhání vzorků při 1100 $^{\circ}\text{C}$ [200]	27
3.14	Maximální deformace vzorků při 800 $^{\circ}\text{C}$ [200]	27
3.15	Maximální deformace vzorků při 1100 $^{\circ}\text{C}$ [200]	27
3.16	Čas do selhání při ramp testech s Opt ZIRLO s Cr coatingem a referenčních vzorků [201]	28
3.17	Maximální deformace při ramp testech s Opt ZIRLO s Cr coatingem a referenčních vzorků [201]	28

4.1	Pec Classic 5011 T s regulátorem Clare 4	31
4.2	Průběh teploty v peci po její výšce získaný z měření teplotního pásma při nastavené teplotě 750 °C a 950 °C	32
4.3	Upevněný vzorek s termočlánkem	32
4.4	Místa, ve kterých byly měřeny rozměry vzorku	34
5.1	Porovnání vzorků s Cr ₉₀ N ₁₀ (nahore), CrN+Cr (druhé shora), Cr coatingem (třetí shora) a referenčních vzorků (dole) při vnitřním tlaku 4 MPa (vlevo) a 6 MPa (vpravo) při teplotě 750 °C	36
5.2	Porovnání vzorků s Cr ₉₀ N ₁₀ (nahore), CrN+Cr (druhé shora), Cr coatingem (třetí shora) a referenčního vzorku (dole) při vnitřním tlaku 1,1 MPa (vlevo) a 1,3 MPa (vpravo) při teplotě 950 °C	37
5.3	Čas do selhání vzorků při 750 °C	37
5.4	Čas do selhání vzorků při 950 °C	38
5.5	Velikost maximální deformace vzorků při teplotě 750 °C	39
5.6	Uniformní deformace vzorků ve vzdálenosti 2 cm od okraje trhliny při teplotě 750 °C	39
5.7	Maximální deformace vzorků při teplotě 950 °C	40
5.8	Ekvivalentní deformace vzorků při teplotě 950 °C	40
5.9	Rychlost creepu vzorků při teplotě 750 °C	41
5.10	Rychlost creepu vzorků při teplotě 950 °C	41
5.11	Čas do selhání při ramp testech	42
5.12	Maximální deformace při ramp testech	43
5.13	Ekvivalentní deformace vzorků při ramp testech	43
5.14	Graf teploty vzorku při selhání v závislosti na napětí na vzorku při selhání	44
A.1	Referenční vzorek bez coatingu, 750 °C, 6 MPa	70
A.2	Vzorek E110 s Cr coatingem, 750 °C, 6 MPa	70
A.3	Vzorek s Cr ₉₀ N ₁₀ coatingem, 750 °C, 2 MPa	71
A.4	Vzorek s Cr ₉₀ N ₁₀ coatingem, 750 °C, 4 MPa	71
A.5	Vzorek s Cr ₉₀ N ₁₀ coatingem, 750 °C, 6 MPa	72
A.6	Vzorek s Cr ₉₀ N ₁₀ coatingem, 750 °C, 8 MPa	72
A.7	Vzorek s Cr ₉₀ N ₁₀ coatingem, 750 °C, 10 MPa	73
A.8	Vzorek s Cr ₉₀ N ₁₀ coatingem, 950 °C, 0,9 MPa	73
A.9	Vzorek s Cr ₉₀ N ₁₀ coatingem, 950 °C, 1,1 MPa	73
A.10	Vzorek s Cr ₉₀ N ₁₀ coatingem, 950 °C, 1,3 MPa	74
A.11	Vzorek s Cr ₉₀ N ₁₀ coatingem, 950 °C, 1,5 MPa	74
A.12	Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 750 °C, 2,5 MPa	74
A.13	Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 750 °C, 4 MPa	75
A.14	Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 750 °C, 6 MPa	75
A.15	Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 750 °C, 8 MPa	75
A.16	Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 750 °C, 10 MPa	76
A.17	Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 950 °C, 0,9 MPa	76
A.18	Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 950 °C, 1,1 MPa	76
A.19	Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 950 °C, 1,3 MPa	77
A.20	Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 950 °C, 1,5 MPa	77

A.21 Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 750 °C, 2,5 MPa	77
A.22 Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 750 °C, 4 MPa	78
A.23 Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 750 °C, 6 MPa	78
A.24 Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 750 °C, 8 MPa	78
A.25 Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 750 °C, 10 MPa	79
A.26 Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 950 °C, 0,9 MPa	79
A.27 Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 950 °C, 1,3 MPa	79
A.28 Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 950 °C, 1,3 MPa	80
A.29 Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 950 °C, 1,5 MPa	80
A.30 Vzorek s Cr ₉₀ N ₁₀ coatingem, ramp test, 2 MPa	80
A.31 Vzorek s Cr ₉₀ N ₁₀ coatingem, ramp test, 4 MPa	81
A.32 Vzorek s Cr ₉₀ N ₁₀ coatingem, ramp test, 6 MPa	81
A.33 Vzorek s Cr ₉₀ N ₁₀ coatingem, ramp test, 8 MPa	81
A.34 Vzorek s CrN+Cr coatingem (16,7 μm), ramp test, 10 MPa . . .	82
A.35 Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), ramp test, 2 MPa . . .	82
A.36 Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), ramp test, 4 MPa . . .	82
A.37 Vzorek s Cr/CrN+Cr coatingem, ramp test, 6 MPa	83
A.38 Vzorek s Cr/CrN+Cr coatingem, ramp test, 8 MPa	83
A.39 Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), ramp test, 10 MPa . . .	83

1. Úvod

Jaderné energetické reaktory obstarávají přibližně desetinu světové produkce elektrické energie [1]. Pro jejich možnost dodávat vysoký výkon, zatímco zabírají málo místa v krajině, nízkou produkci emisí a nízkou závislost na aktuálních meteorologických podmínkách jsou využívány ve více než 30 zemích světa [2]. Provoz jaderných elektráren je dlouhodobě velmi bezpečný, avšak havárie v jaderné elektrárně Fukušima ukázala, že mohou nastat situace, při kterých dojde k závažné degradaci aktivní zóny a úniku radioaktivních látek do okolí a po této nehodě důvěra veřejnosti v jadernou energetiku velmi utrpěla.

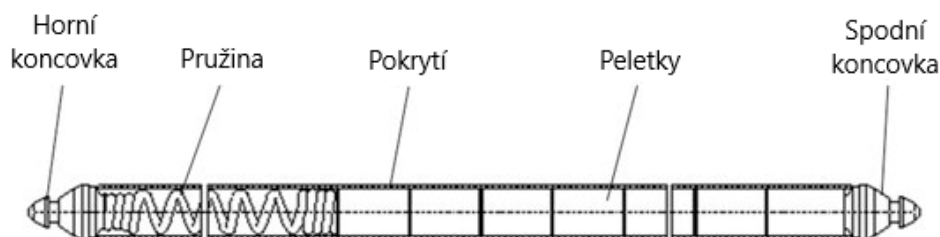
Jedna z bariér proti mezi životním prostředím a radioaktivními látkami je palivové pokrytí, v současnosti vyráběné ze zirkoniových slitin pro jejich nízký účinný průřez pro absorpci neutronů (což umožňuje používat méně obohacené palivo). Po havárii ve Fukušimě se zvýšil zájem o koncepty palivových pokrytí, které by mohly v podmínkách panujících při havarijních stavech plnit svou funkci bariéry lépe a po delší dobu.

Pro bezpečný provoz reaktoru je klíčový odvod tepla z aktivní zóny, proto jedním ze scénářů, který může vést k závažné degradaci paliva je únik chladiva do vnějšího prostředí a s tím spojené následné zvyšování teploty v aktivní zóně. Za vysokých teplot materiál palivového pokrytí oxiduje, deformuje se a takto může ztratit svou integritu a umožnit únik radioaktivity.

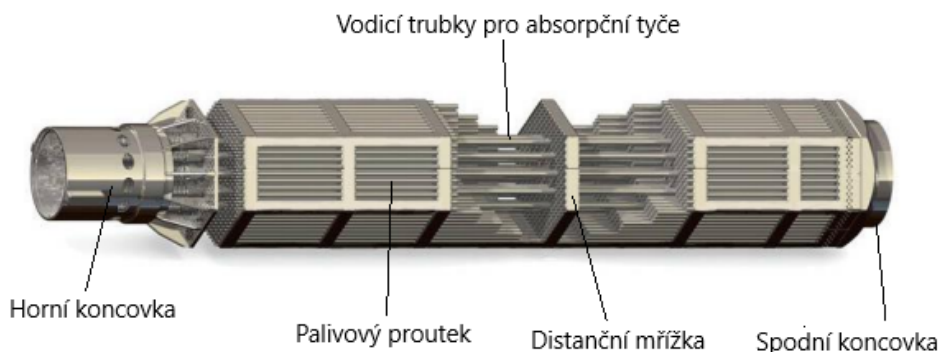
Aby opravdu došlo ke zvýšení bezpečnosti jaderných elektráren, musí se prokázat bezpečnost všech jejich zařízení, tedy i v případě nových komponentů jaderného paliva je třeba nejprve provést jejich důkladné testování při podmínkách očekávaných během normálního provozu reaktoru i během havarijních situací, pečlivě vyhodnocovat získaná data a vyvodit, jaký mají uvažované součásti dopad na provoz reaktoru a jeho bezpečnost.

2. Jaderné palivo lehkodvodních reaktorů

Jaderné reaktory moderované a chlazené lehkou vodou jsou nejpoužívanější reaktory na světě. Dělí se podle místa, kde vzniká pára na tlakovodní (reaktory západní koncepce bývají označovány jako PWR – Pressurized Water Reactor, reaktory východní koncepce bývají označeny jako VVER – Vodo-Vodjanoj Energetičeskij Reaktor) a varné reaktory (reaktory západní koncepce bývají označovány jako BWR – Boiling Water Reactor, východní varné reaktory moderované grafitem bývají označovány jako RBMK – Reaktor Bolšoj Moščnosti Kanalnyj). Materiál, ve kterém může probíhat řízená štěpná reakce se nazývá jaderné palivo. V lehkodvodních reaktorech se používá jako palivo uran obohacený o ^{235}U (obohacení se pohybuje v rozmezí 3–5 %, přírodní uran obsahuje přibližně 0,72 % ^{235}U) ve formě sintrovaných peletky (nazývaných rovněž tablety) z UO_2 válcového tvaru s výškou i průměrem kolem 1 cm (u reaktorů VVER mají v současnosti peletky výšku přibližně 9 mm a průměr 7,8 mm [3, 4]). Peletky jsou mírně pórovité, aby obsahovaly více prostoru pro plynné štěpné produkty, a tedy aby méně praskaly. Palivové peletky jsou poskládané na sobě uvnitř palivových proutků (palivových tyčí/palivových elementů – PE), kde jsou shora stlačeny pružinou, aby vznikl prostor pro plynné štěpné produkty, celý proutek je pak obalen palivovým pokrytím ze zirkonia (viz Obr. 2.1). Palivové proutky jsou pak ve čtvercovém (u západních reaktorů) nebo hexagonálním uspořádání (u východních reaktorů) seskupené v palivovém souboru (někdy rovněž označovaný jako palivová kazeta). V palivovém souboru jsou proutky drženy ve svých pozicích pomocí distančních mřížek, jelikož za provozu reaktoru mohou mít tendence se prohýbat. Na distančních mřížkách bývají mísící lopatky pro podporu turbulentního proudění chladiva a s tím spojený lepší odvod tepla. Některé typy palivových souborů mohou rovněž na určitých pozicích mít vodící trubky pro zasouvání regulačních tyčí, viz Obr. 2.2.



Obr. 2.1: Palivový proutek, upraveno z [5]



Obr. 2.2: Palivový soubor TVSA-T společnosti TVEL (pro reaktory VVER-1000), upraveno z [6]

2.1 Palivové pokrytí

Palivové pokrytí je vyrobeno ze slitiny zirkonia, má délku kolem 4 m a tloušťku stěny 0,4–0,8 mm [7] (u reaktorů VVER je tloušťka pokrytí 0,57 mm [8]). Mezi pokrytím a palivovými peletkami je úzká mezera, která se v průběhu vyhořívání paliva uzavře. Palivové pokrytí je jedna z bariér mezi radioaktivními látkami a životním prostředím a jeho integrita je tedy velmi důležitá pro jadernou bezpečnost.

2.1.1 Zirkonium

Zirkonium (chemická značka Zr) je přechodný kov ze 4. skupiny a 5. periody s protonovým číslem 40. Má velmi nízký účinný průřez pro absorpci tepelných neutronů (0,18 b [9]), vysokou teplotu tání (1855 °C) a vysokou tepelnou vodivost (22,7 W/mK) [10]. Tyto vlastnosti činí zirkonium ideálním materiálem pro palivové pokrytí. Při vyšších teplotách zirkonium reaguje s kyslíkem za vzniku ZrO_2 a s vodíkem za vzniku ZrH_2 . Zirkonium se při pokojové teplotě vyskytuje ve fázi α s hexagonální těsně uspořádanou mřížkou, při teplotě kolem 860 °C dochází k transformaci na fázi β s prostorově centrovanou mřížkou [9]. Přítomnost kyslíku nebo cínu v zirkoniu tuto teplotu přechodu zvyšuje (kyslík a cín stabilizují fázi α), naopak přítomnost vodíku, niobu nebo chromu přechodovou teplotu snižuje (vodík, niob a chrom stabilizují fázi β). [11]

Zirkoniové slitiny

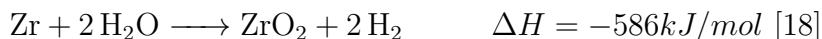
Ve slitinách se k zirkoniu nejčastěji přidává cín nebo niob pro snížení oxidace a zlepšení mechanických vlastností. Nejčastěji používané slitiny zirkonia v jaderném inženýrství jsou Zircaloy-2 (označovaná zkráceně jako Zry-2), Zircaloy-4 (zkráceně Zry-4), E110 a její pokročilejší verze E110M, E125, Zr-2,5Nb a později vyvinuté slitiny ZIRLO (název odvozen ze ZIRconium Low Oxidation) a jeho pokročilejší verze Optimized ZIRLO, M4, M5, E635 a její pokročilejší verze E635M. [12–15] Tab. 2.1 zobrazuje hmotnostní zastoupení prvků (v %) v nejčastěji používaných slitinách v jaderném inženýrství.

Prvek	Zircaloy-2	Zircaloy-4	E110	ZIRLO
Sn	1,2–1,5	1,2–1,7	–	1
Nb	–	–	1	1
Fe	0,07–0,2	0,18–0,24	100 ppm	0,1
Cr	0,1	0,1	–	–
O	0,12	0,1–0,14	0,05–0,07	0,09–0,12
Použití	BWR, PHWR	PWR, PHWR	VVER, RBMK	BWR, PWR
Prvek	Zr-2,5Nb	E635	M5	Opt. ZIRLO
Sn	–	1,2	–	0,6–0,79
Nb	2,5–2,7	1	0,8–1,2	0,8–1,2
Fe	<650 ppm	0,35	<500 ppm	0,09–0,13
Cr	–	–	–	–
O	0,06–0,1	0,05–0,07	0,11–0,16	0,09–0,16
Použití	PHWR	VVER, RBMK	PWR	PWR

Tab. 2.1: Příměsi zirkoniových slitin [13–17]

Oxidace a hydridace palivového pokrytí

Během provozu reaktoru dochází ke korozi palivového pokrytí a absorpci vodíku v pokrytí. Zirkonium s vodou reaguje za vzniku oxidu zirkoničitého a vodíku:



Za provozu reaktoru se na povrchu palivového pokrytí vytvoří tenká ochranná vrstva ZrO_2 , která se s časem mírně zvětšuje vlivem pomalé difuze kyslíku skrz vrstvu oxidu [19].

Při vysokých teplotách doprovázejících havarijní stavy (např. LOCA) dochází k mnohem rychlejší oxidaci pokrytí, vzniklá vrstva ZrO_2 na povrchu pokrytí je mnohem tlustší a kyslík dále difunduje hlouběji do pokrytí, kde při vyšších teplotách pod vrstvou oxidu vzniká vrstva kyslíkem stabilizovaného $\alpha\text{-Zr(O)}$. V důsledku vzniku vrstvy ZrO_2 , vrstvy $\alpha\text{-Zr(O)}$ a difuze kyslíku dále do oblasti $\beta\text{-Zr}$ pokrytí křehne [18]. Při oxidaci je klíčový pro hodnocení stavu pokrytí parametr ECR (Equivalent Cladding Reacted, množství zoxidovaného pokrytí), definovaný jako tloušťka pokrytí, která by byla konvertována na stechiometrický ZrO_2 z veškerého kyslíku obsaženého v pokrytí (v ZrO_2 a rozpuštěného v kovové fázi) [20].

Většina vodíku vzniklého při reakci zirkonia s vodou se rozpustí v chladivu, malá část vodíku pak difunduje do pokrytí, kde může zůstat rozpuštěný nebo při vyšších koncentracích ve formě hydridů [21]. Při havarijních stavech, pokud dojde k prasknutí proutku, dochází následně k sekundární hydridaci, během které se dál od otvoru rapidně zvyšuje absorpce vodíku. Tento jev je způsobený tím, že peletky uvnitř proutku blokují průchod páry dál od otvoru, a tedy v těchto vzdálenějších oblastech je nižší koncentrace kyslíku a s tím spojená nižší tvorba vrstvy oxidu. V případě absence této vrstvy oxidu, která by

dalšímu průchodu vodíku tvořila bariéru, dochází k masivní absorpci vodíku v pokrytí. [22]

2.2 Creep u palivového pokrytí

Palivové proutky tlakovodních reaktorů jsou před zavezením tlakovány heliem, aby tento vnitřní tlak částečně kompenzoval tlak chladiva v primárním okruhu (u VVER-440 jsou proutky tlakovány na 0,5–0,6 MPa, u VVER-1000 na 2–2,5 MPa [3], tlak chladiva v primárním okruhu se pohybuje přibližně mezi 12 a 16 MPa [23, 24]). Při havárii se ztrátou chladiva působí na palivové pokrytí pouze vnitřní přetlak, který vyvolává radiální napětí. Velikost tohoto napětí lze aproximovat vztahem pro tenkostěnné potrubí jako:

$$\sigma_{\Theta} = \frac{p(D - d)}{2d} \quad (2.1)$$

kde p je vnitřní tlak, D je vnější průměr a d je tloušťka stěny. U většiny kovových i keramických materiálů při teplotách výrazně nižších než teplota tání závisí deformace pouze na velikosti působícího napětí, nikoliv na čase. Pokud velikost deformace závisí i na čase, po který napětí působí, jedná se o creep (česky tečení materiálu). Creep může být zapříčiněn vysokou teplotou (teplotní creep) nebo ozařováním (radiální creep).

Teplotní creep

U kovů se teplotní creep výrazněji projevuje přibližně od teploty rovné 0,35násobku teploty tání (v K) [25]. Teplotní creep probíhá ve třech fázích: primární, sekundární a terciární. Primární creep trvá pouze krátkou dobu, ale je zde vysoká rychlost deformace. Z důvodu zpevnění materiálu plastickou deformací se s rostoucím časem rychlost deformace snižuje [26, 27] a nastává sekundární creep. Při sekundárním (neboli stacionárním/ustáleném) creepu se rychlost deformace s časem nemění (nebo mění jen velmi málo), deformace tedy roste lineárně. Další fáze creepu je terciární creep, během něhož se v důsledku vytváření krčku rychlost deformace opět zvyšuje až do selhání (přetržení) materiálu. [27]

Pro ustálený creep lze popsat velikost rychlosti deformace $\dot{\epsilon}$ vzorcem:

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (2.2)$$

[25, 28–30], kde σ je působící napětí, T je teplota (v K), R je univerzální plynová konstanta, A je konstanta charakteristická pro daný materiál, Q_c je aktivační energie pro creep a n je exponent creepu. Při fixní teplotě je rychlost creepu závislá na mocnině působícího napětí (Nortonův zákon mocniny, popsaný v [31]), při fixním napětí vzorec pro rychlost creepu představuje Arrheniovu rovnici. Mechanismy, kterými dochází k samotné deformaci jsou různé, obvykle je při creepu jeden z mechanismů dominantní a určuje chování materiálu v určité omezené oblasti teplot a napětí [32]. Mechanismy, které se objevují u krystalických látek lze rozdělit na dislokační a difuzní [33]. Difuzní creep se obvykle projevuje při nižších napětích, dochází při něm k difuzi vakancí materiálem. Pokud vakance putují podél hranic zrn, jedná se o Coblův creep, pokud

vakance putují skrz jednotlivá zrna, jedná se o Nabarro-Herringův creep. Při difuzním creepu je exponent creepu n roven 1 (rychlost creepu je lineárně závislá na působícím napětí). Dislokační mechanismy spočívají v pohybu dislokací v materiálu, které se pohybují po skluzových rovinách nebo šplháním překonávají překážky (např. nečistoty nebo jiné dislokace). U dislokačních mechanismů se exponent creepu n pohybuje obvykle mezi 3 a 7. [25, 34]

Zirkonium a zirkoniové slitiny mají specifické „anomální“ creepové chování a za určitých podmínek u nich ustálený creep neprobíhá [35, 36]. Ve fázi α se projevuje difuzní creep pro nižší napětí a dislokační creep pro vyšší napětí, ale ve fázi β byl pozorován pouze dislokační creep [37, 38]. Obecně platí, že fáze β je méně odolná vůči creepu a rychlost creepu je zde vyšší (s výjimkou malých napětí, při kterých je nejvyšší rychlost creepu ve smíšené fázi $\alpha + \beta$) [37, 39].

Radiační creep

Za provozu jaderného reaktoru se projevuje radiační bobtnání a radiační creep, při němž dochází k plastické deformaci způsobené interakcí s dopadajícími neutrony i při nižších teplotách než při kterých se běžně projevuje teplotní creep. Dopadající neutrony v materiálu vyřazují atomy ze svých míst v krystalické mřížce a vznikají poruchy ve formě Frenkelových párů vakance-intersticiální atom. Jednotka udávající míru radiačního poškození materiálu se nazývá dpa (displacement per atom, přemístění na atom), která udává, v průměru kolikrát byl jeden atom přemístěn ze svého místa v krystalické mřížce. Mezi mechanismy radiačního creepu patří napětím vyvolaná preferenční nukleace (Stress-Induced Preferential Nucleation – SIPN), napětím vyvolaná preferenční absorpce (Stress-Induced Preferential Absorption – SIPA), napětím vyvolaný skluz a šplhání dislokací (Stress-Induced Climb and Glide – SICG) a další mechanismy založené na pohybu dislokací nebo absorpci bodových poruch. Při napětím vyvolané preferenční nukleaci intersticiálních smyček se v rovině kolmé na směr působícího napětí vytváří intersticiální smyčky, tímto vznikají v krystalické mřížce roviny nové a vzorek se prodlužuje. Vakanční smyčky se oproti tomu vytvářejí v rovinách ve kterých leží směr působícího napětí. Napětím vyvolaná preferenční absorpce spočívá v interakcích mezi hranovými dislokacemi a bodovými poruchami, při kterých dislokace s Burgersovým vektorem rovnoběžným se směrem působícího napětí mají větší tendence absorbovat intersticiální atomy než dislokace s Burgersovým vektorem kolmým na směr působícího napětí, pro vakance je to obráceně. Napětím vyvolaný skluz a šplhání dislokací je mechanismus založený na podobném principu jako u teplotního creepu s tím, že ozáření vzorku zde má vliv na celkovou koncentraci bodových poruch. Šplhání dislokací kolem překážek je pak ovlivněno rozdílnou absorpcí vakancí a intersticiálních atomů na dislokacích.

Radiační creep je velmi významný při provozu reaktoru a radiační poškození z reaktoru může mít vliv při skladování paliva. Při havarijních stavech (např. LOCA) dochází k vyžhání poruch způsobených ozářeními a vliv předchozího radiačního poškození je minimální. Proto je možné pro reprezentativní výsledky provádět testy teplotního creepu na neozářených vzorcích. [27, 40–42]

2.3 Havárie LOCA

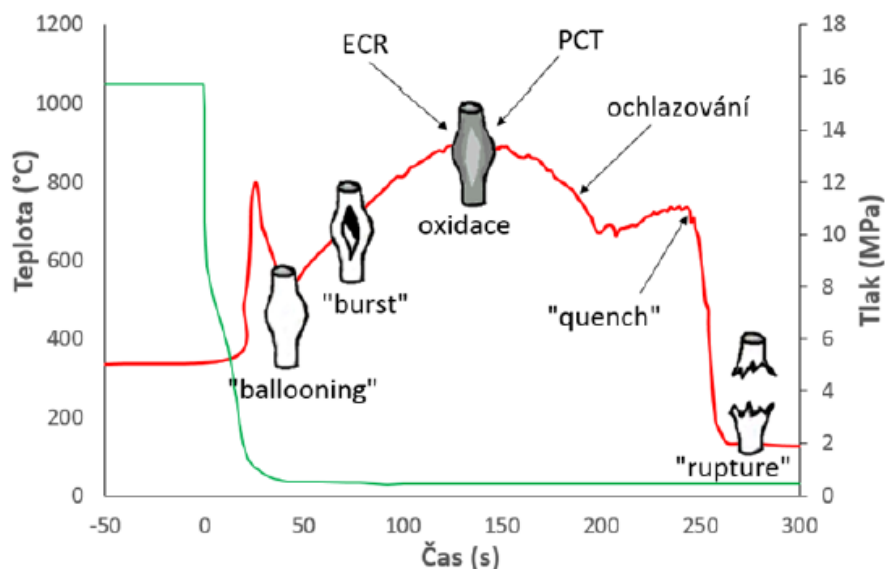
Jaderné bloky bývají navrženy tak, aby i při některých typech havárií (tzv. projektové havárie) nedošlo k úniku radioaktivních látek do okolí. Závažnější havárie, při nichž může dojít k velkému poškození aktivní zóny (např. tavení paliva nebo v extrémních případech i protavení celé aktivní zóny přes tlakovou nádobu), případně větší oblasti primárního okruhu se označují jako nadprojektové. Pro havarijní stavy mají jaderné bloky (několikanásobně zálohované) bezpečnostní systémy, které svou funkcí zamezí výraznějšímu poškození reaktoru. Pravděpodobně nejzávažnější z projektových havárií je havárie se ztrátou chladiva (LOCA – Loss of Coolant Accident) způsobená prasknutím primárního potrubí za provozu reaktoru, doprovázená výpadkem vnějšího napájení. V tlakovodních reaktorech se podle velikosti praskliny dále rozlišuje small-break LOCA (SB-LOCA) a large-break LOCA (LB-LOCA). U SB-LOCA nedochází k rapidnímu snížení tlaku na úroveň, při které se aktivují vysokotlaké havarijní systémy doplňování vody. Zároveň se nepředpokládá, že by došlo k porušení palivového pokrytí u čerstvých proutků (u proutků s vyšším vyhořením k protržení může dojít). Při LB-LOCA je ztráta tlaku v primárním potrubí velmi rychlá, postulovaná iniciační událost LB-LOCA je gilotinový řez na studené větvi primárního potrubí, konkrétně mezi reaktorovou nádobou a hlavním cirkulačním čerpadlem. Charakter a průběh havárie LOCA u BWR závisí na konkrétní konstrukci reaktoru, u BWR s vnitřními recirkulačními čerpadly LB-LOCA víceméně neexistuje. [43, 44]

2.3.1 Průběh large break LOCA

Závislost tlaku a teploty v reaktoru na čase od prasknutí potrubí se nachází na Obr. 2.3.

V první fázi (0–30 s od vzniku praskliny), nazývané „blowdown“, dochází k prudkému snížení tlaku v primárním okruhu a vypařování unikající vody. V aktivní zóně se vlivem záporného dutinového koeficientu zastaví štěpná řetězová reakce. Kvůli velmi špatnému odvodu tepla dochází k rapidnímu zvyšování teploty palivového pokrytí (může dosahovat i kolem 1000 °C pro proutky s nejvyšším výkonem). Následně se z důvodu nízkého tlaku v primárním okruhu aktivují vysokotlaké havarijní systémy doplňování vody, které ale nezvládají plně kompenzovat únik a doplňovat dostatečné množství vody, jelikož většina vody unikne ven přes prasklinu v potrubí. [43]

Ve druhé fázi (30–40 s), nazývané „refill“, se aktivují nízkotlaké havarijní systémy doplňování vody a reaktorová nádoba se plní vodou, jelikož únik z primárního okruhu již není tak významný. Vlivem zvýšené teploty dojde k vyžhání dislokací a odstranění většiny poruch v krystalické mřížce pokrytí. Zároveň za těchto podmínek, při absenci vnějšího přetlaku dochází k nafukování palivového pokrytí („ballooning“) způsobenému creepem, některé palivové proutky mohou prasknout nebo svými rozměry zablokovat průtok chladicí vody. V takto poškozených palivových proutcích dochází k relokaci palivových pelettek, jelikož mají více místa pro svůj pohyb. Havarijní systémy zaplní dolní část tlakové nádoby, až po spodní část aktivní zóny. [43, 45]



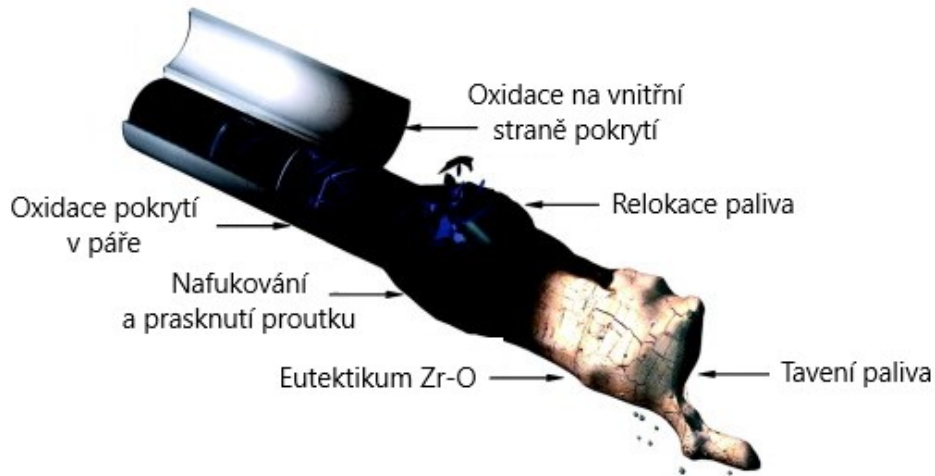
Obr. 2.3: Vývoj teploty a tlaku v průběhu LB-LOCA [47]

Ve třetí fázi (40–200 s), nazývané „reflood“, se zaplavuje aktivní zóna. U spodní části palivových proutků se voda začíná vařit, tato vzniklá dvoufázová směs hůře odvádí teplo z vyšších částí palivových proutků. Palivové pokrytí se opět zahřívá a opět kvůli probíhajícímu creepu některé další proutky mohou prasknout, zároveň dochází k reakcím zirkonia s vodou za vzniku oxidu zirkoničitého a vodíku, který se dále absorbuje v pokrytí a toto pak křehne. Maximální teplota palivového pokrytí (PCT) může být i kolem 1100 °C pro proutky s nejvyšším výkonem. Vlivem zaplavování aktivní zóny vodou se teplota začne po určité době opět snižovat, po jisté době dochází k prudkému snížení teploty pokrytí a teplotnímu šoku – zakalení (při experimentech zkoumajících chování pokrytí v této fázi se používá zakalení na teplotu 135 °C, jelikož je to předpokládaná teplota sytosti v této fázi, případně pro konzervativní výsledky zakalení na pokojovou teplotu). Z důvodu rozdílné tepelné roztažnosti palivového pokrytí a konstrukčních materiálů palivového souboru na proutek působí axiální síly a může dojít k jeho přetržení, pokud vzorek vlivem oxidace a hydridace ztratil svou tažnost. [43, 45]

Po úplném zaplavení aktivní zóny nastává čtvrtá fáze, fáze dlouhodobého chlazení. Pomocí systémů sbírání vody z kontejnmentu se nadále doplňuje voda do primárního okruhu až do doby, kdy je aktivní zóna bezpečně uchlazená. [45, 46] Možná poškození proutku při projektových i nadprojektových haváriích jsou znázorněna na Obr. 2.4.

2.3.2 Požadavky na palivové pokrytí při havarijních stavech

Česká legislativa klade na jaderné palivo určité požadavky pro zachování uchlazenosti AZ, omezení degradace paliva a s tím spojené zmírnění následků případné havárie. Tyto požadavky jsou v legislativě formulovány obecně, jejich



Obr. 2.4: Poškození palivového pokrytí při havarijních stavech, upraveno z [48]

konkrétní forma (a s tím spojené číselné hodnoty) se liší v závislosti na konkrétním typu paliva, jelikož se předpokládá, že každý typ paliva se při havarijních stavech může chovat jinak. V současnosti kladené požadavky jsou následující:

- Počet porušených PE nesmí překročit určité procento z celkového počtu PE v AZ (při stanovování počtu porušených PE se při jakémkoli překročení některého z klíčových parametrů nebo limitní hodnoty uvažuje porušení PE)
- Nesmí být ohrožen odvod tepla z AZ
- Maximální lokální teplota pokrytí PE a ECR pokrytí PE během havarijní události nesmí překročit takovou hodnotu, při níž by oxidace pokrytí PE způsobila nadměrné zkrěhnutí materiálu pokrytí nebo se nekontrolovatelně urychlovala v důsledku exotermické reakce
- Pokrytí PE nesmí být během podmínek nehody poškozeno tak, aby nevydrželo mechanické namáhání během nehody, manipulace, transportu a skladování (při hodnocení je třeba zahrnout vliv vodíku a kyslíku absorbovaném v pokrytí před vznikem přechodového stavu i během něj a vliv chemické interakce mezi tabletkou a pokrytím)
- Během LOCA nesmí množství vodíku, které vzniká při reakci chladiva a pokrytí PE, přesáhnout limitní hodnotu k celkovému množství vodíku, který by vznikl při reakci chladiva s pokrytím PE

[49]

3. Jaderné palivo se zvýšenou odolností (ATF)

Pro zajištění lepšího chování jaderného paliva během provozu reaktoru i při očekávaných přechodových stavech bylo palivové pokrytí i peletky v průběhu posledních dekád výrazně optimalizovány. Ale v extrémních podmínkách, které panují při havarijních stavech (např. LOCA), probíhá exotermická reakce zirkonia s vodní parou, která generuje výbušný vodík i další teplo v aktivní zóně a zároveň dochází ke creepu palivového pokrytí, které za těchto okolností může selhat. Po havárii v jaderné elektrárně ve Fukušimě se zvýšil zájem o jaderná paliva s větší odolností při nehodách (ATF – Accident Tolerant Fuel), která by měla vykazovat menší míru oxidace, menší změny geometrie a poškození a tímto poskytnout obsluhujícímu personálu více času na další nutné zásahy pro zmírnění následků nehody.

3.1 Požadavky na palivo lehkvodních reaktorů

Pro jaderné palivo lehkvodních energetických reaktorů spadající mezi ATF jsou kladeny zejména následující požadavky a omezení:

- zpětná kompatibilita
 - kompatibilní s existujícím vybavením pro manipulaci s palivem, palivovými proutky a geometrií palivového souboru
 - zachovává nebo zlepšuje možnosti prohlídek a inspekcí
- provoz
 - zachovává nebo prodlužuje palivové kampaně, zachovává nebo zvyšuje výkon reaktoru, zachovává nebo zlepšuje ovládání reaktoru
 - demonstruje spolehlivost během provozních podmínek a přechodových stavů
- bezpečnost
 - má shodné nebo lepší chování než současné palivo během provozních podmínek, přechodových stavů, projektových havárií a nadprojektových havárií

- přední část palivového cyklu
 - splňuje regulace a nařízení pro závod na výrobu paliva i elektrárnu vzhledem k technickým, regulatorním a výkonnostním aspektům
- zadní část palivového cyklu
 - nedegraduje transport, skladování (mokré i suché) nebo ukládání (za předpokladu otevřeného palivového cyklu)
 - umožňuje zvážit možnost uzavřeného palivového cyklu

[50]

3.2 Koncepty ATF

Mezi způsoby, jak dosáhnout větší odolnosti jaderného paliva při havarijních stavech je využití zdokonalených zirkoniových slitin (avšak se nepředpokládá, že zdokonalením již nyní velmi pokročilých zirkoniových slitin může dojít k výraznému zlepšení vlastností [48]), využití pokrytí z jiných slitin než zirkoniových (např. FeCrAl, viz kap. 3.3.1 nebo žáruvzdorné slitiny molybdenu, viz kap. 3.3.4), případně nekovových materiálů (zejména SiC, viz kap. 3.3.3), dále pak pokrytí ze stávajících slitin zirkonia s nanesenou ochrannou vrstvou, obvykle se uvažovanou na vnější straně (viz kap. 3.4), modifikace palivových peletek nebo zcela odlišné koncepty. Vzhledem k tomu, že v podmínkách panujících při havárii LOCA jsou nejvíce stabilní oxidy Cr_2O_3 , SiO_2 a Al_2O_3 , většina konceptů ATF uvažuje s použitím aspoň jednoho z prvků Cr, Si, Al [51].

3.3 Pokrytí z alternativních materiálů

Materiál vhodný pro palivové pokrytí ATF by měl mít tyto vlastnosti:

- nižší koroze i absorpce vodíku
- shodné nebo lepší mechanické vlastnosti na konci kampaně
- zanedbatelný vliv na bilanci neutronů v AZ
- nižší rychlost oxidace za vysoké teploty
- vyšší mechanická pevnost při vysoké teplotě

Mezi nejvhodnější kandidáty na materiály pro pokrytí ATF patří feritické slitiny FeCrAl, austenitické nerezové oceli 304, 310, 316, 347 a 348, žáruvzdorné slitiny, karbid křemíku (SiC) a kompozity na jeho bázi. [48, 50, 52]

3.3.1 Slitiny FeCrAl

Slitiny FeCrAl při korozních experimentech vykazují mnohem menší hmotnostní přírůstky než Zry-4, v některých případech dochází i k úbytku hmotnosti kvůli rozpouštění kovu a odlamování oxidu. Korozní chování u slitin FeCrAl je velice komplexní kvůli množství legur ve slitině a je závislé na provozní

chemii reaktoru a ozáření [53, 54]. Obecně se ukazuje, že rychlost koroze je u slitin FeCrAl menší než u Zry-4 [54–56], úbytek tloušťky pokrytí v důsledku rozpouštění kovu je vzhledem k celkové tloušťce pokrytí zanedbatelný [57]. Zároveň slitiny FeCrAl vykazují mnohem nižší (přibližně o 3 řády nižší) rychlost oxidace v páře za vysokých teplot, které mohou nastat při havárii LOCA, jelikož za těchto teplot se na povrchu vytváří vrstva Al_2O_3 , který efektivně chrání před další oxidací [54, 58]. Součinitel tepelné vodivosti slitin FeCrAl je podobný jako u zirkoniových slitin, tepelná kapacita FeCrAl je vyšší v rozsahu 300–1700 K (kromě teplot kolem 1200 K, při kterých probíhá fázová transformace zirkonia) [59, 60]. Mechanické vlastnosti FeCrAl jsou dobré a nejeví se, že by tyto vlastnosti byly významně negativně ovlivněny ozářením při pobytu v reaktoru [56], ale zhoršují se při vysokých teplotách [61]. Pro zlepšení mechanických vlastností byly vyvinuty slitiny zpevněné disperzí oxidu yttritého (ODS – Oxide Dispersion Strengthened) [62–64] nebo slitiny obsahující Mo [59, 65]. Při experimentech na „burst“ vlivem vnitřního přetlaku za vysokých teplot (tedy situace očekávaná při havárii LOCA) vykazuje FeCrAl podobný [66] nebo delší [67, 68] čas do selhání, než zirkoniové slitiny, zároveň u FeCrAl dochází k menší obvodové deformaci vlivem creepu („ballooning“) [66–68]. Kvůli lepším mechanickým vlastnostem a nižší rychlosti oxidace v páře za vysokých teplot při havarijních stavech bude docházet k výraznější degradaci paliva s pokrytím z FeCrAl později než u pokrytí ze zirkoniových slitin [56, 59, 60].

Jedna z nepříznivých vlastností FeCrAl je, skutečnost, že propustnost tritia je u FeCrAl o 2 řády vyšší, než u slitin zirkonia, jelikož zirkonium má tendenci vodík absorbovat, zatímco u FeCrAl je absorpce vodíku jen minimální. Tato zvýšená propustnost může vést ke zvýšené koncentraci tritia v chladiivu reaktoru a vypouštění více tritia do životního prostředí. [69] Zde je ale pravděpodobné, že nanesením ochranné vrstvy (např. Al_2O_3) na vnitřní nebo vnější povrch pokrytí lze propustnost tritia výrazně snížit [50, 70, 71]. Železo, chrom, hliník i další legury obsažené ve slitinách FeCrAl mají vyšší účinný průřez pro absorpci tepelných neutronů než zirkonium (2,43 b pro FeCrAl s 75 hm. % Fe, 20 % Cr a 5 % Al oproti 0,20 b pro Zry-4 [56]). Toto lze kompenzovat zmenšením tloušťky pokrytí a zvětšením průměru palivové peletky, ale i tak při použití pokrytí z FeCrAl bude nutné mít palivo s vyšším obohacením, což povede ke zvýšení ceny paliva o 15–35 %, v závislosti na tloušťce pokrytí [56, 72].

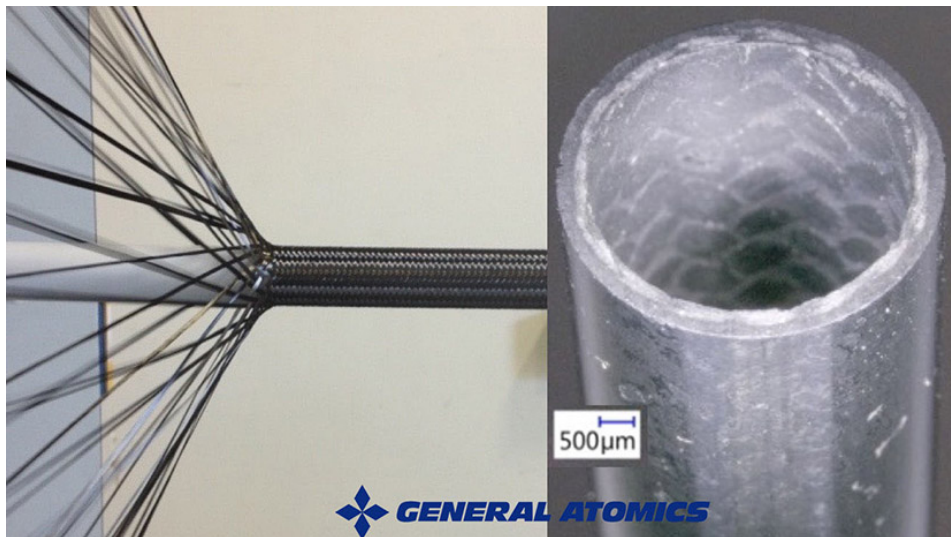
3.3.2 Austenitické nerezové oceli

Austenitické nerezové oceli se používaly u prvních lehkovodních reaktorů s dobrými výsledky [56, 73–76], ale byly náchylné ke koroznímu praskání pod napětím [77, 78] a výrazněji se projevovало radiační bobtnání [79, 80]. Později byly oceli nahrazeny zirkoniovými slitinami pro jejich nižší absorpci tepelných neutronů a s tím spojeným nižším potřebným obohacením paliva. Nerezové oceli od této doby prošly značným vývojem a v současnosti se uvažuje o jejich využití jako pokrytí pokročilých odolných paliv, vzhledem k jejich dřívějšímu hojnému využití jsou jejich vlastnosti relativně dobře známé [56, 74]. Vlastnosti austenitických nerezových ocelí 304, 310, 316, 347 a 348 jsou velmi podobné

vlastnostem slitin FeCrAl. Vykazují nižší úroveň koroze za provozu reaktoru [81] a nižší rychlost oxidace v páře než Zry-4 při teplotách do 1200 °C [82–85]. Prasknutí vlivem vnitřního přetlaku za vysokých teplot u nerezových ocelí nastává později než u Zry-4 a s menší velikostí deformace [66]. Podobně jako u FeCrAl kvůli vyššímu účinnému průřezu pro absorpci tepelných neutronů bude třeba používat palivo s vyšším obohacením (přibližně o pětinu vyšší obohacení než v současných reaktorech) [73].

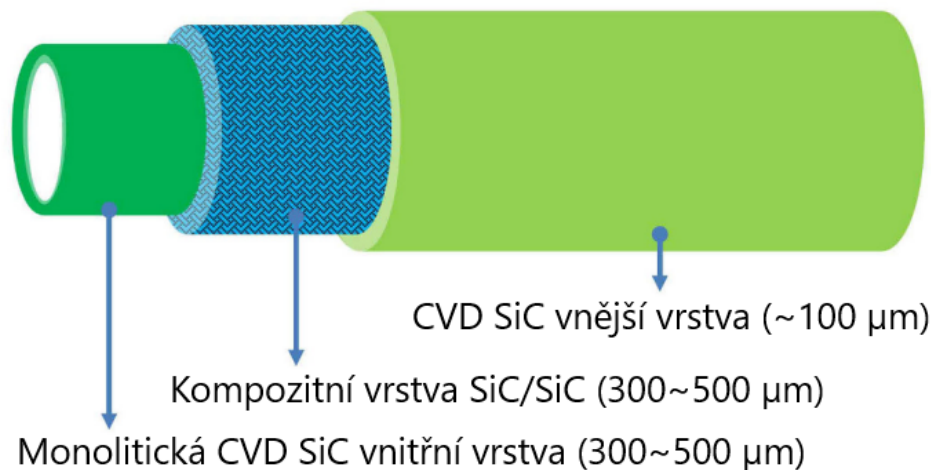
3.3.3 Kompozity na bázi SiC

Pokrytí založené na SiC je vícevrstvé, obsahuje matici z vysoce čistého karbidu křemíku vyztuženou vlákny karbidu křemíku – viz Obr. 3.1 (proto se tento typ pokrytí označuje jako SiC/SiC nebo SiC_f/SiC), případně ještě obsahuje další monolitické vrstvy SiC nanesené metodou CVD (Chemical Vapor Deposition, chemická depozice z plynné fáze) na vnějším nebo vnitřním povrchu nebo kovovou vrstvu (např. viz Obr. 3.2). SiC má nižší účinný průřez



Obr. 3.1: SiC matrice vyztužená vlákny SiC [86]

pro absorpci tepelných neutronů než Zry-4 [88–90]. SiC kompozity jsou velmi dobře odolné proti radiačnímu poškození [91, 92] i za vysokých teplot [93], avšak jejich tepelná vodivost se při ozáření rapidně snižuje [94]. Dále zlepšit tepelné vlastnosti paliva jako celku lze dopováním peletek z UO_2 např. BeO [95]. U SiC/SiC pokrytí je třeba mít větší mezeru mezi palivem a pokrytím, jelikož SiC se plasticky deformuje velmi málo takže uzavření mezery mezi palivem a pokrytím je nežádoucí [88]. Během provozu reaktoru SiC reaguje s vodou (koroduje) za vzniku SiO_2 , který se ve vodě rozpouští na Si(OH)_4 a nechrání povrch pokrytí před další korozi [96–98], navíc tyto korozní produkty se mohou usazovat v součástech studené větve primárního okruhu. Korozní chování SiC je velmi závislé na provozní chemii [96, 98, 99], na mikrostruktuře samotného SiC, jelikož koroze nejvíce probíhá na hranicích zrn [96] a také na ozáření, jelikož způsobuje defekty v mikrostruktuře [100]. Nepříznivé korozní chování SiC/SiC pokrytí lze zmínit např. nanesením ochranné vrstvy na vnější povrch pokrytí [95, 101, 102]. Rovněž oxidace SiC za vysokých teplot je velmi

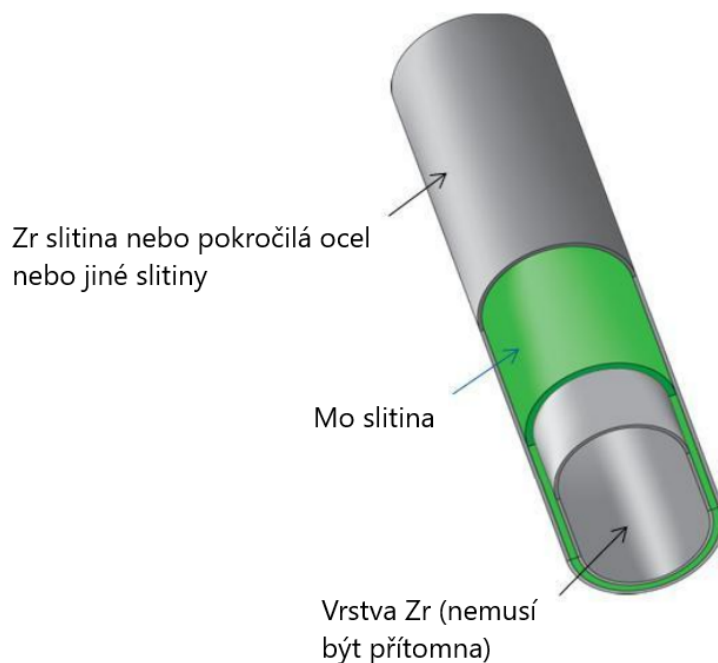


Obr. 3.2: Jedna z variant SiC/SiC pokrytí, přeloženo z [87]

závislá na provozní chemii [103–105], ale při vysokých teplotách vzniklý SiO_2 má tendence povrch pokrytí chránit před další oxidací [106]. Rychlost oxidace v páře za těchto teplot je u SiC nižší než u Zry-4 [107–109]. Při simulaci havárie LOCA pokrytí SiC/SiC vykazovalo lepší odolnost než Zry-4 a nedošlo k jeho selhání [95, 110], navíc u SiC nedochází k ballooningu takže nedojde k omezení uchlazitelnosti AZ [110, 111]. Mezi zcela nedořešené problémy patří způsob, jak palivový proutek utěsnit na jeho koncích (tedy jak k pokrytí upevnit koncovky), jelikož SiC je zcela nevhodný pro svařování. Jedna z možností je použít pokrytí s vrstvou kovu a koncovky svařit k této vrstvě [88, 101, 112]. S pokročilými radiačně odolnými kompozity na bázi SiC/SiC jako konstrukčními materiály se pro jejich dobrou vysokoteplotní odolnost uvažuje i u fúzních reaktorů a reaktorů IV. generace [91].

3.3.4 Žárovzdorné kovy

Mezi další z konceptů ATF patří pokrytí ze žárovzdorných kovů, nejčastěji se uvažuje Mo s vrstvou Zr nebo FeCrAl nanesenou na vnějším povrchu pro lepší korozní vlastnosti [50] (viz Obr. 3.3), případně Mo dopovaný La_2O_3 [113]. Žárovzdorné kovy, zejména Nb, Ta a Mo mohou být rovněž využity ve slitinách s vysokou entropií, jako např. AlCrFeCuNb_x [114], $\text{Mo}_{0,5}\text{NbTiVCr}_{0,25}$ a $\text{Mo}_{0,5}\text{NbTiV}_{0,5}\text{Zr}_{0,25}$ [115], které patří mezi kandidáty na ATF pokrytí, nebo jiné slitiny, jako např. TiVNbTa, TiVZrTa, TiVCrTa a TiZrNbVMo, které patří mezi kandidáty na konstrukční materiály reaktorů [116, 117]. Slitiny Mo si zachovávají svoje výborné mechanické vlastnosti i při teplotách přes 1000 °C [118, 119], Korozní chování pokrytí na bázi Mo je špatné, ale lze významně zlepšit a snížit na velmi nízkou úroveň pomocí ochranné vrstvy ze Zr slitiny, FeCrAl nebo nerezové oceli nanesené na vnějším povrchu pokrytí [119–121], při vysokoteplotní oxidaci v páře vykazuje pokrytí na bázi Mo s ochrannou vrstvou mnohem menší míru oxidace než pokrytí ze Zry-4 [120–123]. Při havárii LOCA je možné, že dojde k prasknutí pokrytí (kvůli jeho menší tloušťce), ale nepředpokládá se ballooning ve větší míře, takže by měla být zachována uchlazitelnost aktivní zóny [50].



Obr. 3.3: Pokrytí na bázi Mo, přeloženo z [118]

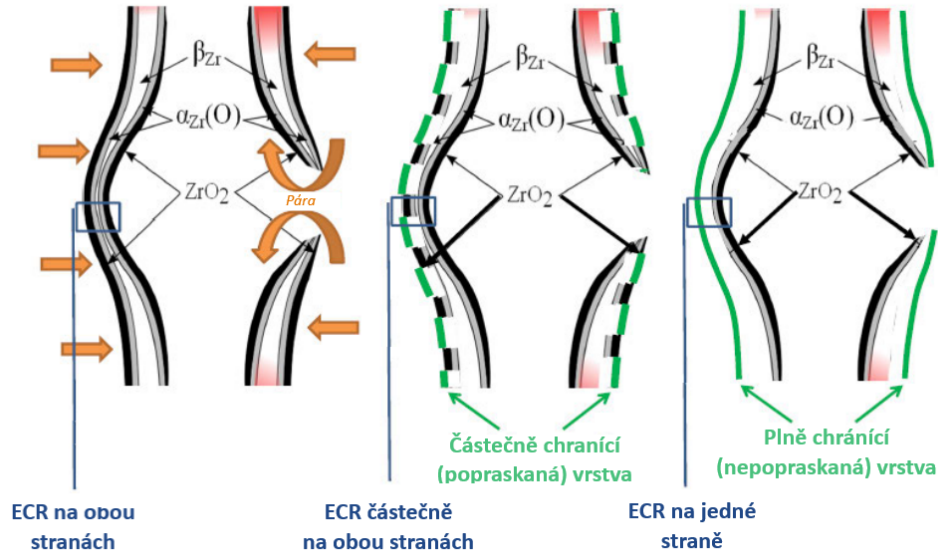
Jedna z nevýhod pokrytí na bázi Mo je jeho tendence podléhat radiačnímu křehnutí [120, 124, 125]. Podobně jako FeCrAl nebo nerezové oceli, i pokrytí na bázi Mo má vyšší účinný průřez pro absorpci tepelných neutronů než Zr slitiny, takže tento typ pokrytí bude muset mít menší tloušťku než mají současná pokrytí ze Zr slitin a bude třeba provozovat reaktor s více obohaceným palivem [120]. Mezi další nevýhody pokrytí na bázi Mo patří jeho technologicky náročnější výroba [118, 120].

3.4 Pokrytí s ochrannou vrstvou

Mezi způsoby, jak zlepšit chování Zr slitin je modifikovat jejich povrch speciálním ošetřením (např. iontová implantace) nebo na povrch nanést ochrannou vrstvu (coating). Ochranná vrstva na vnitřním povrchu pokrytí je vhodná zejména pro snížení propustnosti tritia nebo zabránění nežádoucích interakcí mezi štěpnými produkty a pokrytím. Tritium je v zirkoniu absorbováno a vytváří hydridy, ale jiné slitiny, jako např. FeCrAl, jsou pro tritium více propustné a u nich je možné o ochranné vrstvě uvažovat (viz kap. 3.3.1). U ochranné vrstvy proti interakci mezi štěpnými produkty a pokrytím se nepředpokládá zlepšení chování pokrytí během havarijních stavů. Pro Zr slitiny s ochrannou vrstvou jako ATF se tedy uvažuje ochranná vrstva na vnější straně pokrytí (výjimku tvoří koncept Cr_xC_y coatingu na vnitřní straně pokrytí pro snížení vysokoteplotní oxidace a sekundární hydridace [126]). [50, 127]

Vhodné materiály pro ochranné vrstvy by měly reagovat s chladivem reaktoru jen minimálně, zároveň by měla přítomnost ochranné vrstvy vést k menší míře koroze a absorpce vodíku v pokrytí. Očekává se, že pokud bude vrstva dostatečně tenká a při jejím nanášení nebude porušena matrice ze Zr slitiny,

ovlivní ochranná vrstva mechanické vlastnosti pokrytí jen minimálně (potvrzeno v [128]). Při havarijních stavech by měl coating chránit Zr slitinu před oxidací a tedy vést k menší produkci vodíku a menší absorpci kyslíku v pokrytí [50, 129]. Jak bylo popsáno v kap. 3.2, uvažují se zejména ochranné vrstvy obsahující Cr, Si nebo Al [51].



Obr. 3.4: Oxidace pokrytí bez ochranné vrstvy, s popraskanou ochrannou vrstvou a s nepopraskanou ochrannou vrstvou, přeloženo z [130]

Mezi nevýhody konceptu Zr pokrytí s ochrannou vrstvou patří skutečnost, že zvýšená odolnost paliva je způsobena pouze ochrannou vrstvou a při jejím poškození nebo narušení může dojít k výraznému zhoršení nebo vymizení ochranné funkce (chování pokrytí s různě poškozenou ochrannou vrstvou je ilustrováno na Obr. 3.4, pro větší názornost je na obrázku ochranná vrstva s příčnými prasklinami, ovšem ve skutečnosti lze očekávat podélné praskání vrstvy). Je tedy klíčové, aby vrstva velmi dobře přiléhala k Zr slitině, s tímto je spojená i skutečnost, že materiál coatingu by měl mít podobný koeficient teplotní roztažnosti jako Zr. [50]

V současnosti se uvažuje o ochranných vrstvách kovových (zejména Cr a jeho slitiny) nebo keramických (zejména nitridy, karbidy a MAX fáze). [50]

3.4.1 Kovové ochranné vrstvy

Mezi uvažované materiály pro kovové ochranné vrstvy patří zejména Cr, FeCrAl, CrAl a Y.

Chrom

Pokrytí s chromovou ochrannou vrstvou vykazuje menší míru koroze než pokrytí bez ochranné vrstvy [128, 131–134]. Doposud bylo provedeno mnoho experimentů na vysokoteplotní oxidaci v páře [131–146] a ukazuje se, že při těchto podmínkách vykazuje pokrytí s Cr ochrannou vrstvou až do přibližně 1330 °C nižší rychlost oxidace a Cr₂O₃ funguje jako efektivní bariéra proti

difuzi kyslíku dále do pokrytí. Při teplotách nad přibližně 1330 °C vzniká eutektikum Zr-Cr a pokrytí se začne lokálně tavit [147] a oxidace následně probíhá rychleji než u pokrytí bez ochranné vrstvy u Zry-4 [144], Optimized ZIRLO [148] i E110 [131], pro M5 [149] uvádí mírně nižší (ve výsledku přibližně srovnatelnou) rychlost oxidace u vzorků s ochrannou vrstvou a bez ní. Pro utlumení nežádoucí eutektické reakce lze mezi Zr slitinu a vrstvu Cr nanést vrstvu CrN, aby zirkonium primárně reagovalo s dusíkem za vzniku ZrN, který brání další reakci zirkonia s chromem (podrobněji znázorněno na Obr. 3.5 a diskutováno v kap. 3.4.3) [131]. Při testech na vysokoteplotní creep a burst [150] uvádí pro Zry-4 s 15 µm ochrannou vrstvou a [139, 151] uvádí pro M5 s 10–15 µm ochrannou vrstvou, že u vzorků s ochrannou vrstvou dochází k selhání později než u referenčních vzorků bez ochranné vrstvy a mají menší otvor po selhání, avšak [152] uvádí pro E110, že k selhání dochází později, ale velikost otvoru je podobná nebo větší. Dále [153] uvádí, že 7 µm ochranná vrstva (na pokrytí ze Zry-4) nemá příliš znatelný efekt na selhání pokrytí a jako vysvětlení nabízí, že ochranná vrstva je příliš tenká, podobně i [146] uvádí, že 25 µm vrstva nemá znatelný vliv na chování pokrytí při burst testech. Je tedy možné, že zde chování více ovlivňuje kvalita samotné vrstvy.

CrAl

Pokrytí s ochrannou vrstvou z CrAl vykazuje nižší úroveň vysokoteplotní oxidace v páře [154, 155] i koroze během provozu reaktoru [155]. Zároveň vykazuje nižší rychlost creepu při teplotě 380 °C (avšak zde rychlost creepu lze ještě dramaticky snížit zpevněním disperzí oxidu Y_2O_3 – ODS) i při testech na vysokoteplotní creep a burst, zároveň po prasknutí pokrytí s ochrannou vrstvou vykazuje menší deformaci než pokrytí bez ochranné vrstvy. [155]

Pokrytí s CrAl ochrannou vrstvou je odolnější proti poškrábání a otěru [155–157], zároveň při narušení ochranné vrstvy poškrábáním nedochází k odlupování nebo praskání vrstvy ani k rozvoji masivní oxidace v okolí, navíc při vyšších teplotách má defekt tendence se vlivem teplotní roztažnosti zacelit [156]. Rovněž ochranná vrstva CrAl zmírňuje usazování nečistot z chladiva, které mohou lokálně urychlit korozi [158].

FeCrAl

Ochranná vrstva z FeCrAl má tendence interagovat se substrátem ze Zr slitiny (dochází k interdifuzi mezi FeCrAl a Zr slitinou, případně se tvoří eutektikum) [159], proto je vhodné mezi FeCrAl a Zr slitinu nanést tenkou mezivrstvou, která může nežádoucí interakci zabránit. Pokrytí s FeCrAl coatingem má vyšší odolnost proti otěru [160]. Při teplotě 700 °C vykazuje pokrytí s FeCrAl coatingem (bez mezivrstvy) nižší rychlost oxidace než pokrytí bez coatingu [161], avšak při teplotách 1100 °C, resp. 1200 °C studie [161], resp. [160] reportují tvorbu eutektika u vzorků bez mezivrstvy, u vzorků s mezivrstvou ke tvorbě eutektika nedocházelo (viz kap. 3.4.3).

Yttrium

Ve studii [162] se uvádí, že po ošetření povrchu Zry-2 nanesením tenké vrstvy yttria došlo ke zpomalení koroze v nadkritické vodě vlivem tvorby vysoce stabilního Y_2O_3 , který je velmi špatně propustný pro transport iontů.

Studie [163] uvádí, že u Zry-4 s povrchem ošetřeným pro zpevnění disperzí oxidu (ODS) s použitím Y_2O_3 došlo ke zpevnění povrchu při pokojové teplotě i při teplotě 500 °C.

3.4.2 Keramické a ostatní nekovové ochranné vrstvy

Jako ochranné vrstvy z nekovových materiálů se uvažují zejména karbidy, nitridy a MAX fáze.

SiC

V [164] se uvádí, že pokrytí se SiC ochrannou vrstvou vykazovalo menší míru oxidace při testech v páře za vysokých teplot, s rostoucí tloušťkou ochranné vrstvy klesala úroveň oxidace. Avšak při 1200 °C se ochranná vrstva odlupovala (pravděpodobně kvůli různým koeficientům tepelné roztažnosti) a čím tlustší vrstva byla, tím více se odlupovala. Při teplotě 750 °C k odloupávání nedocházelo. Studie [165] uvádí nižší úroveň vysokoteplotní oxidace na vzduchu, [166] uvádí nižší úroveň vysokoteplotní oxidace v páře. Dle [167] vykazuje pokrytí se SiC ochrannou vrstvou nižší absorpci vodíku.

CrN

Pokrytí s ochrannou vrstvou z CrN vykazuje menší menší míru koroze na vzduchu [168], absorpce vodíku [169] i vysokoteplotní oxidace v páře [135, 168–170]. Avšak při testech na vysokoteplotní oxidaci může docházet k lokálnímu praskání vrstvy kvůli transformaci CrN na Cr_2N+N_2 a oxidaci Zr slitiny v okolí prasklin [169, 171]. Nad bodem eutektika coating chrání Zr slitinu na místech, kde nepopraskal, takže dusík uvolněný při dekompozici CrN dokáže zabránit difuzi Cr do substrátu [131]. Při testech na vysokoteplotní creep a burst mají vzorky s ochrannou vrstvou menší velikost otvoru, ale vykazují podobný čas do selhání jako referenční vzorky [135]. Studie [172] reportuje úplné odloučení ochranné vrstvy od substrátu při testech na korozi v BWR provozní chemii, ale zvýšenou rezistenci vůči korozi v PWR provozní chemii. Po pobytu v reaktoru v Haldenu ochranná vrstva CrN na pár místech chyběla a matrice ze Zry-4 začala korodovat, ale během experimentu byl vzorek palivového proutku pravděpodobně špatně chlazen a mohl se přehřívat [173]. Studie [174] se rovněž zabývala coatingem na bázi substechiometrického CrN, tedy vrstvy $Cr_{90}N_{10}$, ale pokrytí s touto ochrannou vrstvou při testech na oxidaci nad bodem eutektika vykazovalo vyšší míru oxidace a docházelo k tavení povrchu, takže tato vrstva nedokáže vytvořit dostatek dusíku pro zabránění difuze Cr do Zr slitiny.

CrAlN

Dle [169] při korozním experimentu ochranná vrstva CrAlN selhala (nevyskytovala se na vzorku, pravděpodobně kvůli špatné adhezi na substrátu) a při testu na vysokoteplotní oxidaci popraskala. Studie [175] uvádí, že při vysokoteplotní oxidaci v páře zpočátku vzorky s ochrannou vrstvou oxidovaly méně, po určité době u nich došlo k přechodu v kinetice oxidace (pravděpodobně kvůli tvorbě prasklin a odlupování oxidu z povrchu některých vzorků) a začaly oxidovat rychleji, než vzorky bez ochranné vrstvy. Po pobytu v reaktoru v Haldenu se ochranná vrstva zcela rozpustila a na vzorku se nenacházela,

ale během experimentu byl vzorek palivového proutku pravděpodobně špatně chlazen a mohl se přehřívat [173].

TiN

Studie [172] uvádí, že při testech na korozi v BWR provozní chemii se z vrstvy odlupoval TiO_2 a kyslík se takto dostal i k Zr slitině, v PWR provozní chemii vrstva TiN chránila pokrytí před korozi. Dle [176] i v nadkritické vodě vzorky s TiN coatingem vykazovaly mnohem menší míru koroze než vzorky bez ochranné vrstvy. Oproti tomu studie [177] uvádí, že zpočátku je u vzorků s TiN rychlost koroze vyšší než u vzorků bez coatingu, ale rychle klesá a po přibližně 110 dnech vykazují vzorky s TiN coatingem nižší hmotnostní přírůstek než vzorky bez coatingu. Avšak studie [130] uvádí, že v PWR provozní chemii vzorky s TiN coatingem korodovaly několikanásobně rychleji než vzorky bez coatingu, ale při vysokoteplotní oxidaci v páře vykazovaly mírně menší rychlost oxidace. Dle [178] se TiN coating ve VVER provozní chemii rozpustil. Studie [179] uvádí, že TiN ochranná vrstva zlepšuje odolnost proti otěru.

Pro lepší adhezi TiN k Zr slitině lze mezi coating a Zr slitinu nanést tenkou mezivrstvou kovového Ti, i pokrytí s tímto coatingem vykazuje nižší rychlost koroze [180] (tuto informaci lze zařadit i do kap. 3.4.3).

TiAlN

Pokrytí s ochrannou vrstvou z TiAlN vykazuje nižší míru koroze i absorpce vodíku, ale při testech na vysokoteplotní oxidaci popraskalo [169]. Po pobytu v reaktoru v Haldenu se ochranná vrstva zcela rozpustila (stejně jako CrAlN) a na vzorku se nenacházela, ale během experimentu byl vzorek palivového proutku pravděpodobně špatně chlazen a mohl se přehřívat [173].

MAX fáze

Fáze se vzorcem $M_{n+1}AX_n$, kde M je přechodný kov ze skupin 3–6, A je nejčastěji prvek ze skupiny 13 nebo 14 a X je uhlík nebo dusík, zkráceně označované jako MAX fáze, v sobě kombinují dobrou obrobiteľnost, tepelnou i elektrickou vodivost, odolnost vůči teplotnímu šoku a plasticitu za zvýšených teplot – vlastnosti typické pro kovy – s žáruvzdorností, odolností vůči oxidaci, vysokou pevností, lehkostí (hustota $4,5 \text{ g/cm}^3$) a nízkou tepelnou roztažností, což jsou vlastnosti typické pro keramické materiály. [181, 182]

Mezi nejčastěji uvažované MAX fáze pro coating palivového pokrytí patří Ti_2AlC , Cr_2AlC a Zr_2AlC .

Pro Ti_2AlC studie [183] uvádí, že již po 5 minutách při $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ v páře coating popraskal, odlupoval se a Zr slitina zoxidovala, podobně i studie [184] reportuje, že po 1 h v páře při $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ coating neplnil žádnou ochrannou funkci. Dle [185] při oxidaci na vzduchu při $700 \text{ }^\circ\text{C}$ po dobu 1 h coating chrání Zr slitinu v některých oblastech, ale jinde se pod coatingem vyskytla vrstva ZrO_2 . Studie [186] uvádí, že vrstvy Cr_2AlC a Ti_2AlC snižují propustnost vodíku do pokrytí [186].

Pokrytí s Cr_2AlC ochrannou vrstvou dle [187] vykazují menší míru oxidace v suchém i vlhkém vzduchu při teplotách nad $1000 \text{ }^\circ\text{C}$.

Vytvořit coating na bázi Zr-Al-C, tedy Zr_2AlC a Zr_3AlC_2 je velmi náročné a obvykle se ve výsledku vytvoří zejména $\text{Zr}(\text{Al})\text{C}$ a ZrC [184, 188, 189]. Vzorky

s ochrannou vrstvou na bázi Zr-Al-C vykazují nižší rychlost oxidace v páře při 700 °C, avšak při teplotách 800 °C a vyšších je rychlost oxidace podobná, nebo jen mírně nižší než u referenčních vzorků [184, 189].

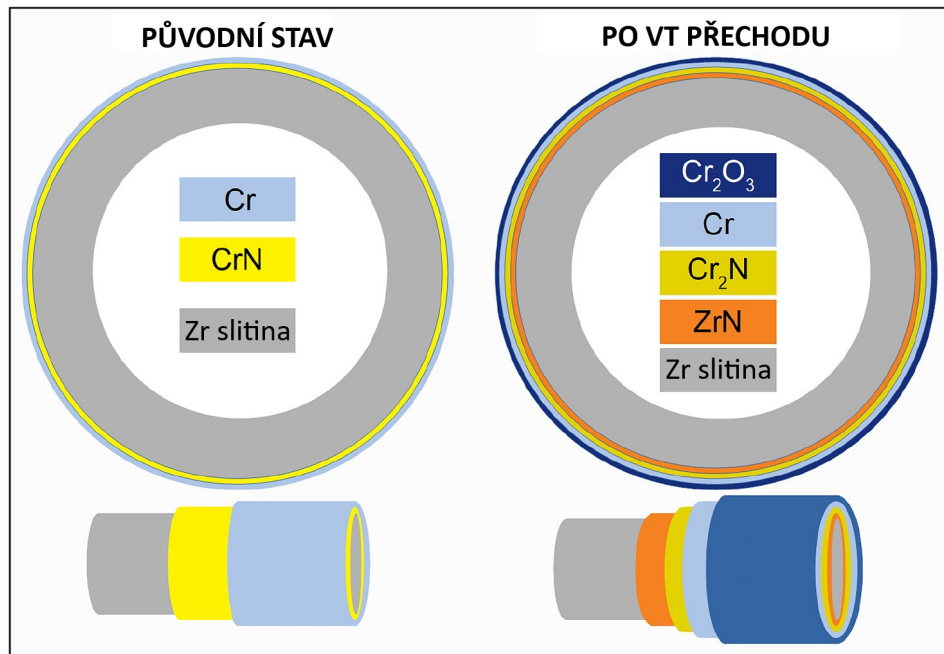
Funkci coatingu na bázi MAX fází lze zlepšit přidáním mezivrstvy mezi Zr slitinu a coating, aby se zamezilo difuzi Al do substrátu (viz kap. 3.4.3).

3.4.3 Pokrytí s ochrannou multivrstvou

Pro zamezení interakce mezi ochrannou vrstvou a substrátem a zlepšení funkce ochranné vrstvy lze mezi substrát a ochrannou vrstvu nanést tenkou mezivrstvou.

CrN+Cr

Aby se zamezilo difuzi Cr do Zr slitiny, lze mezi coating a substrát nanést vrstvu CrN. Za vysokých teplot takto dojde u rozhraní Zr-CrN k tvorbě ZrN jako bariéry proti průniku Cr a na vnějším povrchu pokrytí se vytvoří ochranná vrstva Cr_2O_3 (viz Obr. 3.5) [131]. Pokrytí s několika vrstvami Cr a CrN na



Obr. 3.5: Funkce ochranné multivrstvy, přeloženo z [131]

sobě vykazuje nižší úroveň koroze než pokrytí bez coatingu i pokrytí s Cr coatingem [190] i nižší úroveň vysokoteplotní oxidace na vzduchu [191] a dle studie [190] rovněž při testech na oxidaci v páře při 1000 °C po dobu 60 minut dokázaly některé z variant vrstev pokrytí dobře chránit Zr slitinu (pokrytí s 24 vrstvami i při 1200 °C), ale u jiných docházelo k odlupování, pravděpodobně kvůli rozdílným koeficientům teplotní roztažnosti. Studie [192] reportuje, že při 1200 °C coating přestává chránit Zr slitinu přibližně po 66 min a i při oxidaci při 1330 °C po dobu 2 min vykazuje nižší rychlost oxidace než pokrytí bez coatingu, avšak při 1400 °C rozdíly v oxidaci jsou jen minimální. Rovněž i [131] eviduje ochrannou funkci vrstvy Cr s mezivrstvou při oxidaci při teplotě

1365 °C po dobu 2 min a podobná studie [193] reportuje ochrannou funkci vrstvy i při teplotách nad 1500 °C.

TiN+TiAlN

Tato ochranná vrstva se obvykle skládá z několika velmi tenkých vrstev TiN a TiAlN naskládaných na sobě, případně mezi coating a substrát lze nanést tenkou vrstvou Ti pro lepší adhezi (podobně jako bylo uvedeno v kap. 3.4.2). Studie [194] testovala různý počet vrstev TiN a TiAlN na sobě (pokaždé s mezivrstvou Ti pro lepší adhezi) a uvádí, že pokrytí s ochrannou vrstvou vykazuje nižší rychlost koroze v PWR provozní chemii, avšak u dvou z testovaných vzorků se vzniklý oxid odlupoval, podobně i navazující studie [180] uvádí nižší rychlost koroze u vzorků s coatingem a minimální narušení coatingu po ozáření a vyžhání. Oproti tomu dle studie [130] při korozním experimentu v PWR chemii došlo k výraznějšímu úbytku hmotnosti vzorků s TiN/TiAlN coatingem, pravděpodobně kvůli rozpouštění Al_2O_3 .

TiC+Ti₂AlC

Dle studie [183] vzorky pokrytí s TiC bariérou proti difuzi Al do Zr slitiny vykazují menší míru oxidace za v páře při 800 °C než vzorky bez této bariéry, ale při teplotách 1000 °C nebo vyšších je rychlost oxidace srovnatelná u vzorků s oběma variantami coatingu a vzorků bez jakéhokoliv coatingu a již po pěti minutách je coating plně zoxidován. Naopak dle [195] je Ti_2AlC ochranná vrstva s TiC bariérou více odolná proti oteru, vykazuje nižší úroveň oxidace na vzduchu a při testu na oxidaci v páře při 1005 °C trvajícím 20 minut chrání Zr slitinu před tvorbou oxidu zirkoničitého. Podobně studie [196] uvádí, že při testu na oxidaci v páře při 1000 °C došlo k úplné oxidaci coatingu až po 30 minutách a při 1200 °C po 10 minutách a tyto lepší výsledky oproti [183] vysvětluje hustou a kompaktní strukturou ochranné vrstvy, která efektivně zabraňuje průniku páry. Podobně i u další z MAX fází, Cr_2AlC , lze pro dosažení lepších vlastností použít mezivrstvu (v tomto případě kovový Cr), takoveto pokrytí pak dle [184] vykazuje výrazně nižší rychlost vysokoteplotní oxidace v páře než referenční vzorky bez coatingu a přestože po nanesení coatingu v něm vznikly praskliny, při oxidaci se vyplnily Al_2O_3 a kolem nich k větší tvorbě oxidů nedocházelo.

Mo+FeCrAl

V [197] byly použity vzorky s Mo mezivrstvou pro zkoumání creepu během provozu reaktoru. Zde došlo k lokálnímu narušení vrstvy FeCrAl (pravděpodobně kvůli různým vlastnostem obou vrstev i Zry-4, jako jsou koeficient tepelné roztažnosti, rychlost creepu a bobtnání) a odhalení vrstvy Mo, která začala rapidně korodovat, navíc přilnavost FeCrAl byla tímto značně omezena, podobně i studie [198] reportuje problémy s integritou vrstev při některých použitých parametrech při nanášení vrstev. Studie [160] i [199] uvádí, že Mo funguje jako efektivní bariéra proti difuzi Fe do substrátu, v [199] se dále uvádí nižší úroveň koroze pro vzorky s ochrannou vrstvou a [198] reportuje nižší rychlost oxidace v páře za vysokých teplot.

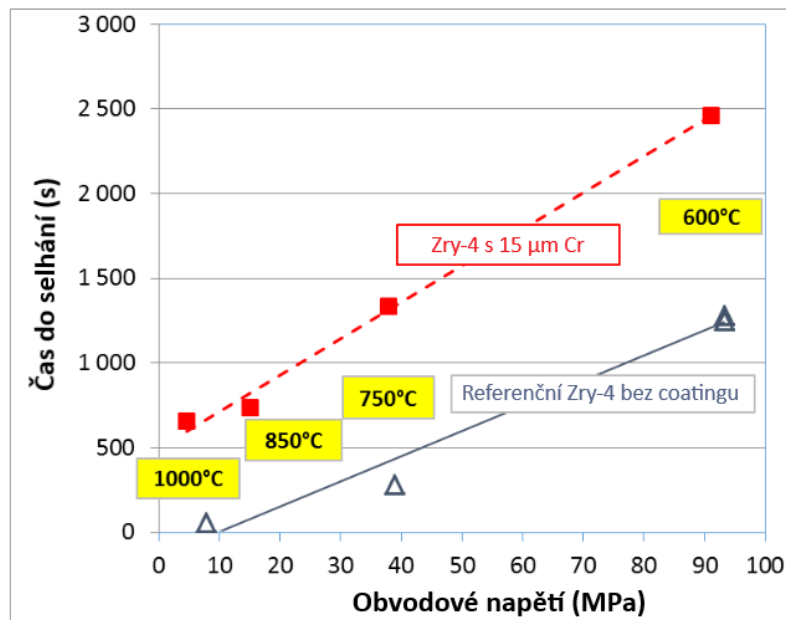
Jako mezivrstva mezi Zr slitinou a FeCrAl lze použít i Cr, studie [155] uvádí, že při korozních experimentech pokrytí s Cr+FeCrAl coatingem při

prvních 90–120 dnech vykazuje vyšší rychlost koroze, která ale rychle klesá a později pokrytí vykazuje nižší míru koroze než pokrytí bez ochranné vrstvy. Rovněž je možné jako mezivrstvu použít i YSZ (Yttria Stabilized Zirconia – oxid zirkoničitý stabilizovaný oxidem yttritým), v [161] se uvádí, že vrstva YSZ mezi FeCrAl a Zr slitinou dokáže efektivně fungovat jako bariéra proti eutektické reakci Fe a Zr i při teplotě 1250 °C.

3.5 Dosavadní výsledky experimentů s ochrannou multivrstvou

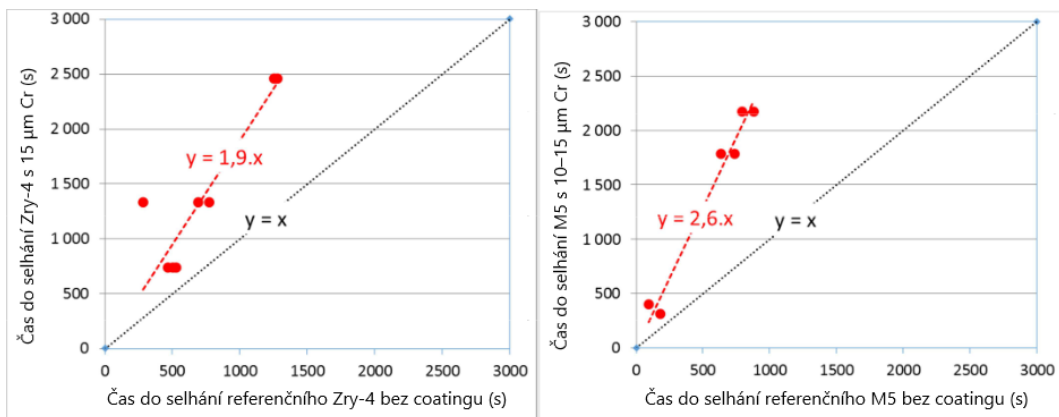
Ve Francii v CEA (Commissariat à l'énergie atomique et aux énergies alternatives – Úřad pro atomovou energii a alternativní energie, francouzský regulační orgán) byly provedeny testy při konstantní teplotě (600–1000 °C) a ramp testy (rychlostí 1 °C/s) se Zry-4 s 15 μm Cr ochrannou vrstvou a referenční Zry-4 [150], testy při konstantní teplotě (od 600 °C až do 1000–1100 °C) s M5 s 10–15 μm Cr a referenčním M5 [139] a ramp testy (s rychlostmi ohřevu 0,1–25 °C/s) s M5 s 12–15 μm Cr a referenčním M5 [151]. Ochranná vrstva byla ve všech případech nanášena metodou PVD, měla ve všech místech přibližně stejnou tloušťku, byla kompaktní a k substrátu dobře přiléhala.

Testy při konstantní teplotě potvrdily, že u vzorků s Cr coatingem dochází k selhání (prasknutí) později než u vzorků bez coatingu (viz Obr. 3.6 a 3.7), navíc vzorky s coatingem oxidují pouze minimálně. Coating po burstu stále dobře přiléhá k substrátu i v oblastech kolem protržení pokrytí. Deformace vzorků s coatingem jsou menší než deformace referenčních vzorků bez coatingu, obzvláště při zirkoniu ve fázi α.



Obr. 3.6: Čas do selhání u vzorků bez coatingu a s 15 μm Cr coatingem pro různá napětí a různé teploty, přeloženo z [150]

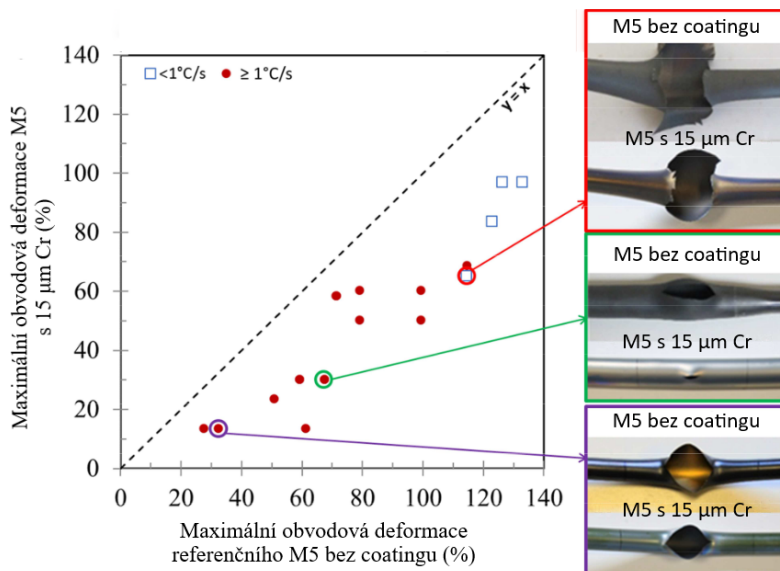
Podobně i při ramp testech bylo pozorováno, že u vzorků s coatingem dochází k selhání později (a tedy při vyšších teplotách) než u referenčních



Obr. 3.7: Porovnání časů do selhání Zry-4 (vlevo) a M5 (vpravo) s ochrannou vrstvou a referenčních vzorků, přeloženo z [139]

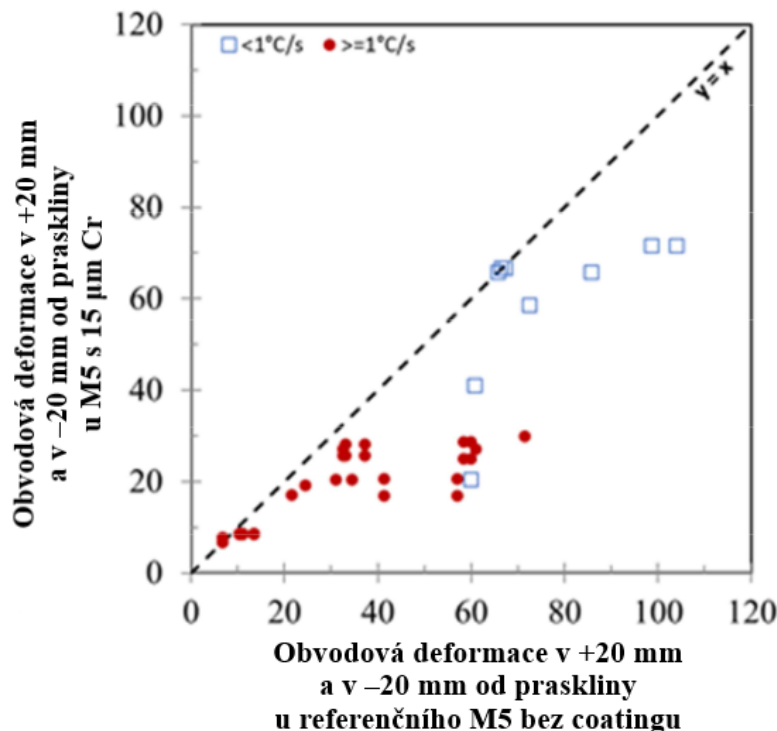
vzorků a že velikost deformace je u vzorků s coatingem menší (pro M5 viz. Obr. 3.8 a 3.9), stejně jako velikost protržení vzorku, takže ochranná vrstva může při havárii LOCA snížit relokaci paliva a přispět k menší blokaci průtoku chladiva.

Při obou typech testů s oběma slitinami bylo zjištěno, že při vyšších teplotách (odpovídajících zirkoniu při selhání vzorku ve fázi $\alpha + \beta$ nebo β), je velikost otvoru velmi malá (kolem 1 mm^2 nebo méně). V UJP PRAHA a.s.



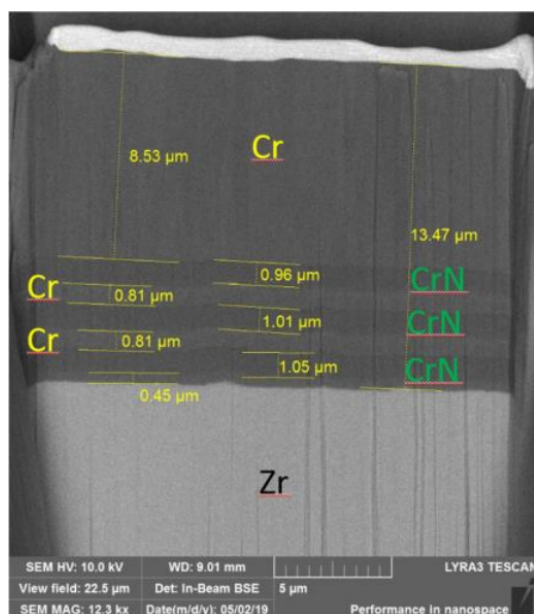
Obr. 3.8: Porovnání maximální obvodové deformace u M5 s coatingem a referenčních vzorků při ramp testech, přeloženo z [151]

byly provedeny testy při konstantním tlaku, při kterých byly vzorky E110 s $10\text{--}30 \text{ }\mu\text{m Cr}$ a $20 \text{ }\mu\text{m CrN}$ ochrannou vrstvou a referenční E110 natlakované na 12 MPa vloženy do pece předehřáté na $600 \text{ }^\circ\text{C}$ [135] a testy s $15,3 \text{ }\mu\text{m Cr}$, $16,7 \text{ }\mu\text{m CrN+Cr}$ a $17,6 \text{ }\mu\text{m Cr/CrN+Cr}$ (detail vrstvy na Obr. 3.10) ochrannou vrstvou (všechny vrstvy byly nanášeny metodou magnetronového



Obr. 3.9: Porovnání obvodové deformace 20 mm od konce protržení u M5 s coatingem a referenčních vzorků při ramp testech, přeloženo z [151]

naprašování s výjimkou jednoho vzorku s Cr ochrannou vrstvou nanesenou metodou Coldspray, která měla značně proměnlivou tloušťku) při teplotě 800 °C a tlacích 4, 6 a 10 MPa a 1100 °C a tlacích 2 a 4 MPa [200] a ramp testy s Optimized ZIRLO s 17 μm Cr ochrannou vrstvou a referenčním Optimized ZIRLO (rychlost ohřevu 0,7 °C/s u vzorků s coatingem a 7 °C/s u vzorků s coatingem i referenčních vzorků) při tlacích od 1,5 do 12 MPa [201]. Testy při konstantním tlaku ukázaly, že vrstva CrN nezvyšuje čas do selhání vzorku, ale vzorky s CrN vykazovaly menší deformaci než referenční vzorky bez ochranné vrstvy, velikost otvoru byla srovnatelná u obou vzorků. U vzorků s Cr coatingem došlo k selhání později a vykazovaly ještě menší deformaci než vzorky s CrN coatingem (viz Obr. 3.11). Podobně i vrstva CrN+Cr a Cr/CrN+Cr oddálila čas selhání vzorku (viz Obr. 3.12 a 3.13, jako více odolná se jeví vrstva Cr/CrN+Cr) a při nižších tlacích rovněž vzorky s coatingem vykazovaly menší deformaci (viz Obr. 3.14 a 3.15). Vrstva CrN byla více rozpraskaná než ostatní vrstvy, ale nedocházelo k jejímu ztenčení, na rozdíl od vrstvy Cr, která se na některých místech ztenčila. Velikost trhliny je při nižších tlacích podobná u referenčních vzorků i vzorků s coatingem, avšak u vyšších napětí je velikost trhliny u některých vzorků s coatingem výrazně vyšší. Oproti tomu při ramp testech docházelo dříve k selhání vzorků s ochrannou vrstvou (viz Obr. 3.16), ale vzorky s ochrannou vrstvou vykazovaly nižší velikost deformace (viz Obr. 3.17). Velikost protržení byla při nižších tlacích srovnatelná

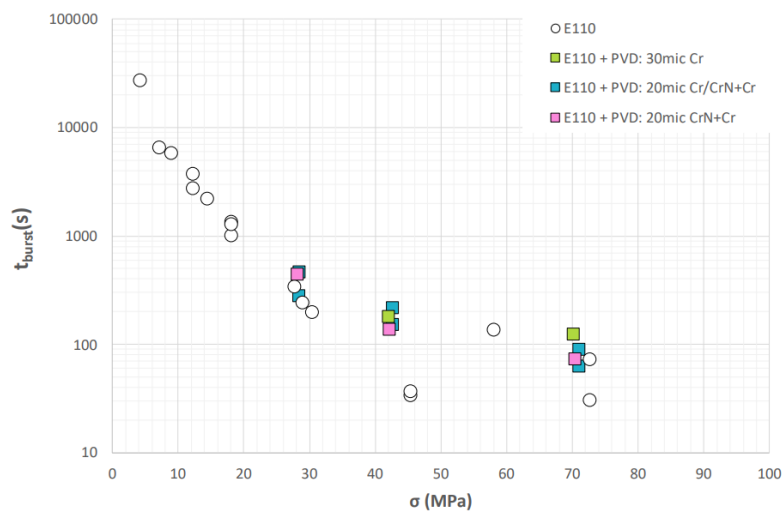


Obr. 3.10: Ochranná vrstva na bázi Cr/CrN+Cr, kde spodní vrstva CrN je proložena dvěma vrstvami Cr, aby nepopraskala, zároveň je zde přidána vrstva Cr mezi Zr substrát a coating pro lepší přilnavost [200]

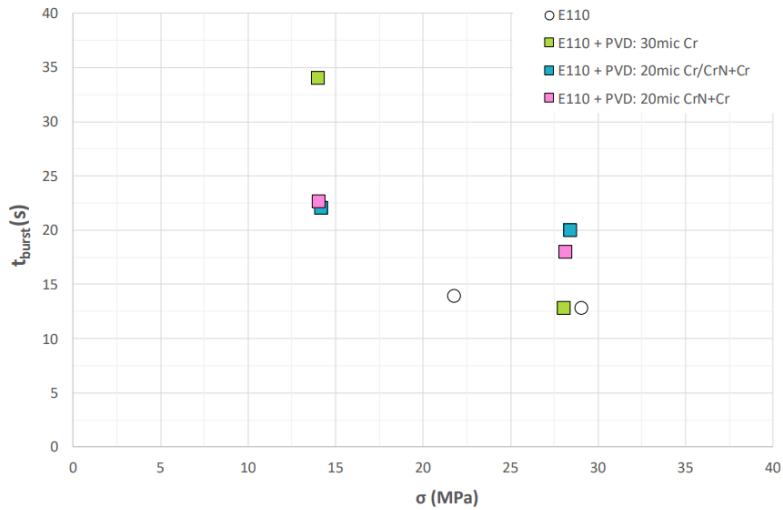
u vzorků s coatingem i referenčních vzorků, ale pro vyšší tlaky bylo větší protržení u vzorků s coatingem. K selhání vzorků docházelo při teplotách mezi 700 a 1000 °C.



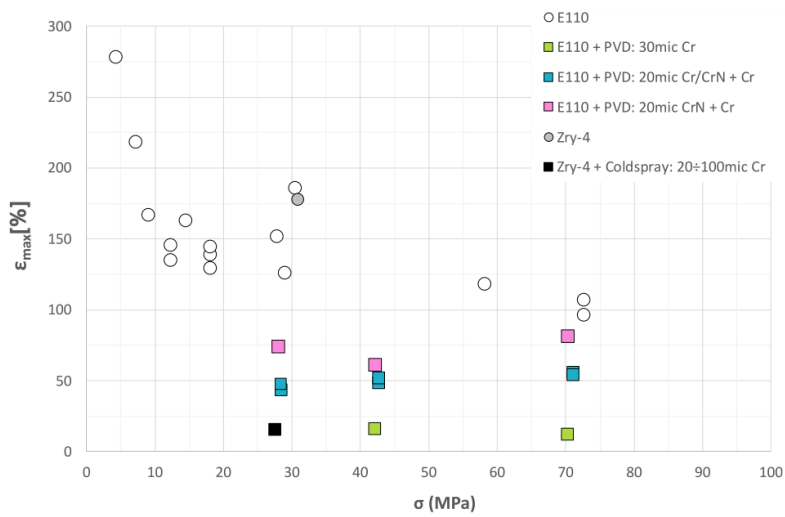
Obr. 3.11: Vzorek s Cr coatingem (nahore), CrN coatingem (uprostřed) a referenční vzorek bez coatingu (dole) po burst testu s tlakem 12 MPa a teplotě 600 °C [135]



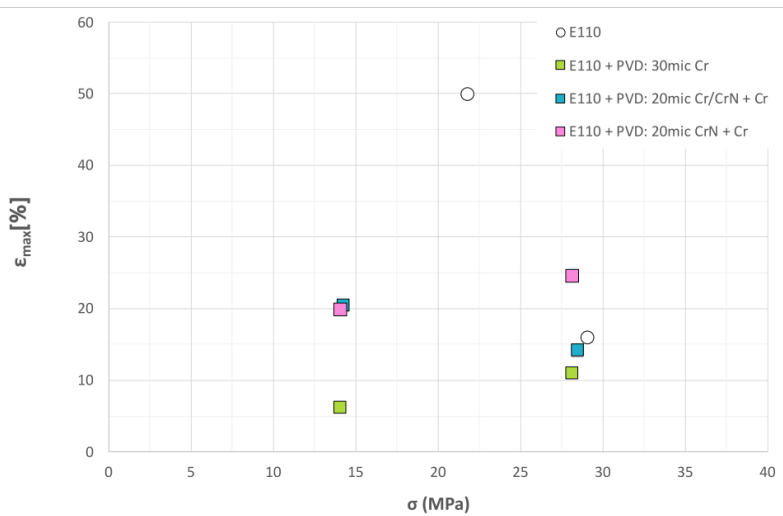
Obr. 3.12: Čas do selhání vzorků při 800 °C [200]



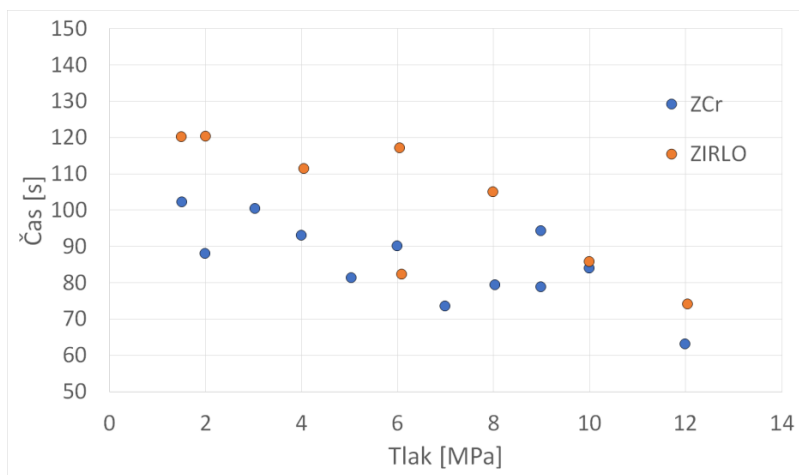
Obr. 3.13: Čas do selhání vzorků při 1100 °C [200]



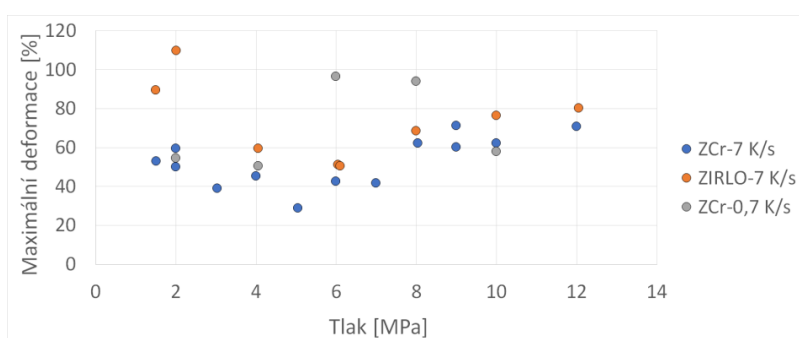
Obr. 3.14: Maximální deformace vzorků při 800 °C [200]



Obr. 3.15: Maximální deformace vzorků při 1100 °C [200]



Obr. 3.16: Čas do selhání při ramp testech s Opt ZIRLO s Cr coatingem a referenčních vzorků [201]



Obr. 3.17: Maximální deformace při ramp testech s Opt ZIRLO s Cr coatingem a referenčních vzorků [201]

4. Použitý materiál a experimentální metodiky

V rámci této práce byly provedeny testy při konstantní teplotě se vzorky s ochrannou vrstvou na bázi substechiometrického CrN a CrN+Cr s průměrnou tloušťkou 22,6 μm (nanesené na substrátu z E110) a Cr coatingem (nanesené na substrátu z Opt ZIRLO a u jednoho vzorku na E110) a se dvěma referenčními vzorky bez ochranné vrstvy. Schéma konkrétních experimentů, které se s jednotlivými vzorky dělaly v rámci této práce se nachází v Tab 4.1. Pro porovnání byla v této práci použita data z databáze UJP z dříve provedených testů se vzorky E110 s Cr coatingem a referenčními vzorky bez coatingu [202]. Dále byly provedeny ramp testy se vzorky E110 s ochrannou vrstvou na bázi substechiometrického CrN, CrN+Cr s průměrnou tloušťkou 22,6 μm , CrN+Cr s průměrnou tloušťkou 16,7 μm a Cr/CrN+Cr coatingem (stejný coating jako na Obr. 3.10). Tloušťky ochranných vrstev a jejich jednotlivých složek se nachází v Tab. 4.2.

Vzorek	Typ testu	Tlak [MPa]					
referenční	750 °C	-	-	6	-	-	-
	950 °C	0,75	-	-	-	-	-
Cr na E110	750 °C	-	-	6	-	-	-
Cr na Opt ZIRLO	750 °C	2,5	4	6	8	10	-
	950 °C	0,9	1,1	1,3	1,5	-	-
Cr ₉₀ N ₁₀	750 °C	2	4	6	8	10	-
	950 °C	0,9	1,1	1,3	1,5	-	-
	ramp	2	4	6	8	-	-
CrN+Cr (22,6 μm)	750 °C	2,5	4	6	8	10	-
	950 °C	0,9	1,1	1,3	1,5	-	-
	ramp	2	4	-	-	10	-
CrN+Cr (16,7 μm)	ramp	-	-	-	-	10	-
Cr/CrN+Cr	ramp	-	-	6	8	-	-

Tab. 4.1: Testy provedené v rámci této práce

4.1 Vzorky

V experimentech byly použity vzorky ze slitiny E110 o délce 90 nebo 95 mm s ochrannou vrstvou substechiometrického CrN (90 % Cr, 10 % N), s ochrannou vrstvou CrN+Cr, s ochrannou vrstvou Cr a referenční vzorky bez

coatingu a vzorky z Opt ZIRLO o délce 110 mm s Cr coatingem, parametry vrstev jsou uvedeny v Tab 4.2. Vrstvy byly nanášeny v Ústavu materiálového inženýrství Fakulty strojní ČVUT metodou magnetronového naprašování v zařízení Hauzer Flexicoat 850. Vzorky byly poté odmaštěny pomocí ultrazvuku, acetonu, etanolu a demineralizované vody a vysušeny při 90 °C.

Typ vrstvy	Cr	CrN	Cr	CrN	Cr	CrN	Cr	Celkem
CrN+Cr (22,6 μm)	19,4	3,2	-	-	-	-	-	22,6
CrN+Cr (16,7 μm)	11,4	5,3	-	-	-	-	-	16,7
Cr/CrN+Cr	10,8	1,6	1,2	1,2	1,0	1,3	0,6	17,6
Cr90N10	-	18,2	-	-	-	-	-	-
Cr na Opt ZIRLO	17	-	-	-	-	-	-	-
Cr na E110	18,6	-	-	-	-	-	-	-

Tab. 4.2: Parametry ochranných vrstev, veškeré hodnoty uvedeny v μm

4.2 Experimentální vybavení

V UJP se pro zkoušky vnitřním přetlakem používá pec Classic 5011 T (maximální teplota 1200 °C) s regulátorem Clare 4 (viz Obr. 4.1), zařízení pro plnění vzorků argonem (maximální tlak 16 MPa) vybavené tlakovým senzorem, zařízení pro proplachování pece argonem a PC pro záznam průběhu experimentů. Regulátor pece se po automatickém nastavení dokáže efektivně postarat o udržení požadované teploty v peci, v případě potřeby na něm lze určit rychlost ohřevu pece. K měření teplot byl použit termočlánek typu K.

4.3 Metodika provedení experimentu

Pro tuto práci byly provedeny 2 typy testů: při konstantní teplotě a ramp testy, při kterých byla teplota postupně zvyšována.

4.3.1 Testy při konstantní teplotě

Byly provedeny zkoušky vnitřním přetlakem v argonové atmosféře při konstantní teplotě, tj. vzorek byl umístěn do pece nenatlakovaný a poté, co se prohřál na požadovanou teplotu, byl natlakován. Experimenty byly provedeny při teplotě 750 °C (tedy při teplotě, kdy lze očekávat zirkonium ve fázi α) a vnitřních tlacích 2, 4, 6, 8 a 10 MPa a teplotě 950 °C (tedy se Zr ve fázi β) a vnitřních tlacích 0,9; 1,1; 1,3 a 1,5 MPa.

Příprava experimentálního vybavení

Před zahájením měření při dané teplotě byla provedena kalibrace používaného termočlánu pomocí již zkalibrovaného termočlánu a teploměru ukazujícím správnou teplotu. Na experimentálním zařízení byla nastavena kalibrace tak, aby se při měření zaznamenávala reálná teplota vzorku.

Pro obě teploty byla pec nejprve uvedena do režimu autotuning, byla nastavena požadovaná teplota a takto regulátor pece zvolil topné konstanty, podle kterých probíhá ohřev. Při nastavování pece byl dovnitř pro věrohodnější průběh ohřevu vložen vzorek podobné velikosti jako vzorky, se kterými budou

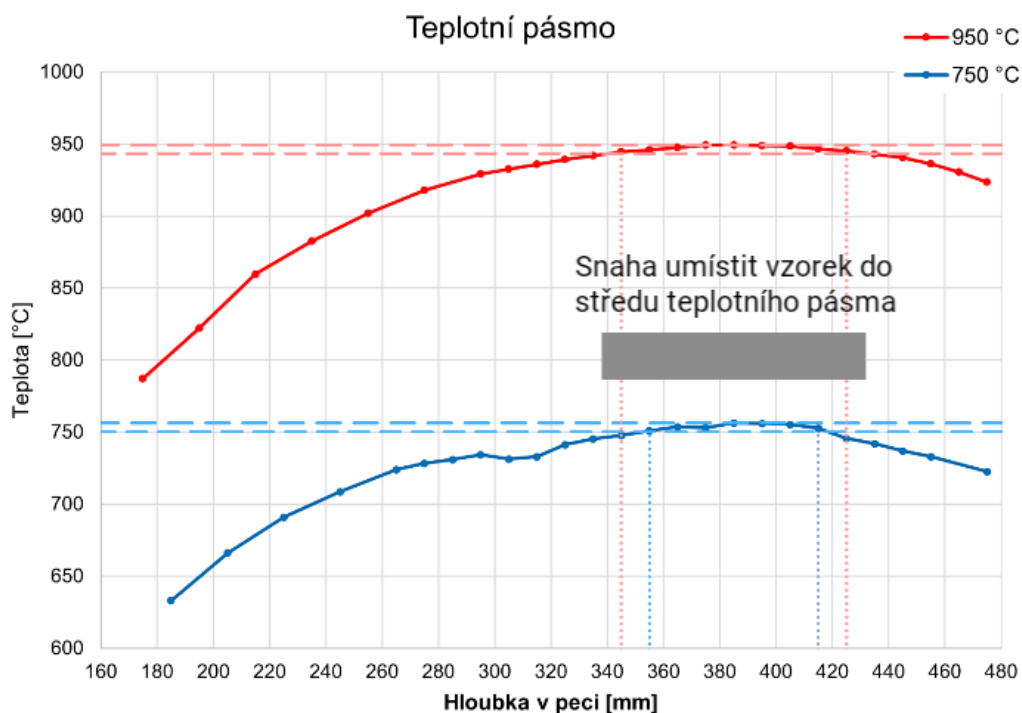


Obr. 4.1: Pec Classic 5011 T s regulátorem Clare 4

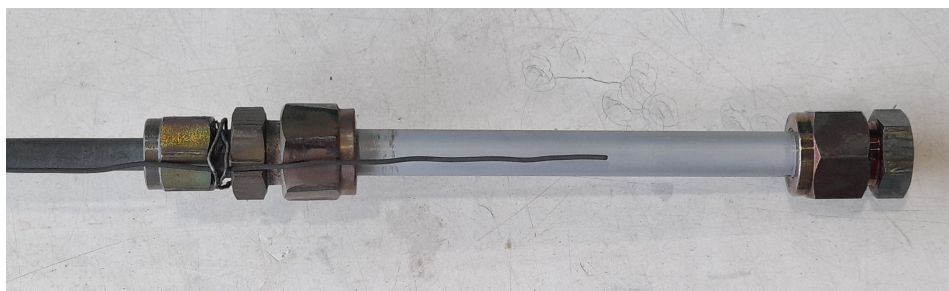
prováděny experimenty. Rovněž pro obě teploty, při kterých byly experimenty prováděny bylo proměřeno teplotní pásmo v peci. Termočlánek byl postupně zaváděn do pece do stále větší hloubky (nejprve s krokem 2 cm, při dosažení teploty o přibližně 40 °C nižší, než požadovaná teplota byl krok zmenšen na 1 cm) a naměřená teplota byla zaznamenávána v každé hloubce celkem 3× s intervalem asi 20 s, aby byl omezen vliv fluktuací v teplotě na výsledky měření. Výsledné teplotní pásmo (požadovaná teplota ± 3 °C) měřilo 7–8 cm. Průběh teploty v peci je znázorněn na Obr. 4.2.

Postup při provedení experimentu

Na dno pece byly dány zirkoniové špony, aby k případné oxidaci v peci docházelo přednostně právě na nich. Pec byla zapnuta a nastavena na požadovanou teplotu. Při teplotách kolem 300 °C bylo zahájeno proplachování pece argonem, aby se zamezilo nežádoucí oxidaci. Vzorek byl uchycen na trubičku pomocí technologie Swagelok, která využívá 2 kroužky (ferrule), které se zaříznou do vzorku a zajistí těsnost spoje. Ke vzorku byl drátkem připevněn termočlánek tak, aby jeho konec byl uprostřed vzorku a co nejbližší k jeho povrchu. Vrchní díl tyče, na kterou byl vzorek umístěn byl posunut tak, aby střed vzorku byl ve středu teplotního pásma v peci. Výsledná podoba vzorku se nachází na Obr. 4.3. Následně byla provedena zkouška těsnosti vzorku a zároveň byla zásobní nádrž s argonem natlakována na požadovaný tlak. Vzorek byl odtlakován a vložen do pece a průtok argonu na proplachování pece byl zvýšen. Vzorek byl v peci ponechán pro ohřátí na požadovanou teplotu po dobu



Obr. 4.2: Průběh teploty v peci po její výšce získaný z měření teplotního pásma při nastavené teplotě 750 °C a 950 °C



Obr. 4.3: Upevněný vzorek s termočlánkem

přibližně 15 minut (tak, aby se vzorek dobře prohřál a aby proběhla fázová transformace, pokud byl test prováděn při teplotě 950 °C), případná odchylka od požadované teploty byla řešena úpravou teploty na regulátoru pece. Po prohřátí vzorku byl otevřen přepouštěcí ventil, čímž se vzorek natlakoval. Takto na vzorek působilo vnitřní napětí, které způsobilo creep a následné selhání (prasknutí) vzorku.

4.3.2 Ramp testy

Při ramp testech dochází k ohřívání natlakovaného vzorku konstantní rychlostí až do jeho selhání. Vzorek je uchycen a připojen k plnicímu zařízení podobným způsobem, jako je popsáno v kap. 4.3.1, jen je zde navíc přibodovaný termočlánek k povrchu vzorku. Tento termočlánek je schopen měřit teplotu vzorku samotného, jelikož přiložený termočlánek je schopen se ohřát mnohem rychleji a takto poskytovat zkreslené výsledky. Následně je do

pece ohřáté na 360 °C a proplachované argonem vložen již natlakovaný vzorek a je zahájen ohřev řízenou rychlostí (v °C/s), simulující podmínky při havárii LOCA. Rychlost ohřevu je určena nastavením výkonu pece pomocí topných konstant na regulátoru.

V této práci byla použita rychlost ohřevu 6 °C/s, jako plnicí tlaky při ramp testech byly zvoleny hodnoty 2, 4, 6, 8 a 10 MPa.

4.4 Metodiky vyhodnocení experimentů

Z dat ze záznamu na PC byl určen čas do selhání vzorku. U testů při konstantní teplotě byl zvolen začátek (čas 0 s) v okamžiku natlakování vzorku, u ramp testů pak v momentu, kdy teplota vzorku (měřená přibodovaným termočlánkem) dosáhla 360 °C. Konec byl zvolen v okamžiku selhání vzorku, tedy při prudkém poklesu tlaku.

Rovněž byly měřeny rozměry vzorku (velikosti deformací) pomocí mikrometrického šroubu s rozlišením $\pm 0,001$ mm a lepicí pásky a rozměry protržení (délka a šířka) pomocí posuvného měřidla s rozlišením $\pm 0,01$ mm. Měření průměru vzorku mikrometrickým šroubem bylo provedeno v nejširším místě vzorku (obvykle v okolí protržení), 1 cm nad a pod tímto nejširším místem a 2 cm nad a pod tímto nejširším místem. V každé vzdálenosti bylo měření průměru vzorku provedeno ve čtyřech místech, vždy 45° od sebe. Výsledná hodnota deformace v dané vzdálenosti byla vypočítána jako aritmetický průměr těchto čtyř hodnot. Pokud měl vzorek širší protržení (>1 mm), byl měřen obvod vzorku v jeho nejširším místě lepicí páskou, délka pásky odpovídající obvodu vzorku byla změřena pomocí posuvného měřidla. U zbylých vzorků byl obvod vypočítán podle vzorce pro obvod kružnice, kde průměr vzorku byl stanoven jako hodnota maximálního průměru (aritmetický průměr hodnot naměřených ve čtyřech směrech) a od výsledku byla odečtena šířka protržení. Dále byla měřena ekvivalentní (uniformní) deformace 2 cm nad horním okrajem protržení a 2 cm pod dolním okrajem protržení (opět ve čtyřech směrech pootočených vůči sobě o 45° a z těchto hodnot byl vypočten aritmetický průměr), jelikož se předpokládá, že v této vzdálenosti není deformace ovlivněna přítomností výrazněji nafouklé oblasti kolem protržení. Jako výsledná uniformní deformace byla uvažována vyšší z obou hodnot. Obr. 4.4 znázorňuje místa, kde byly měřeny rozměry vzorku.

Rychlost creepu byla určena podle rovnice:

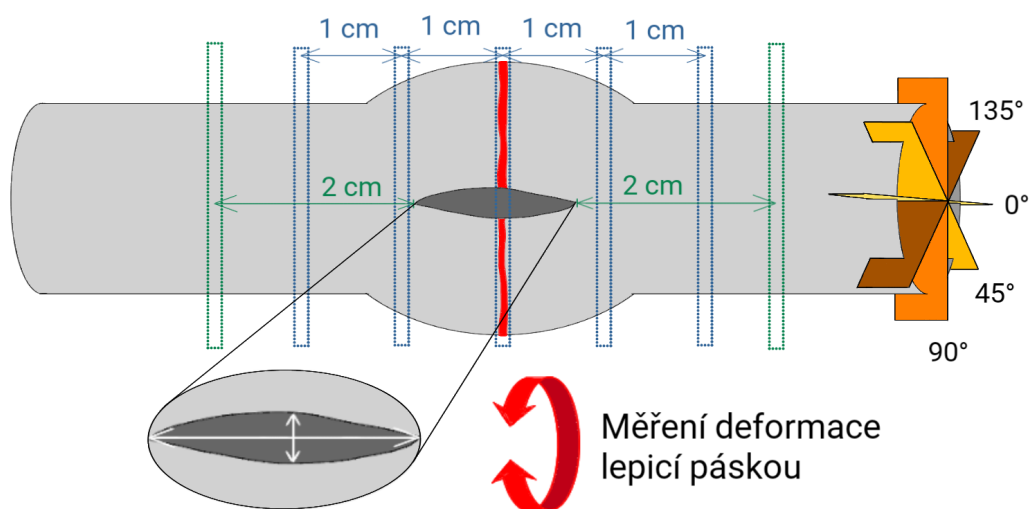
$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{\varepsilon_{20mm}}{t_{burst}} \quad (4.1)$$

kde ε_{20mm} je velikost uniformní deformace vzorku a t_{burst} je čas do selhání.

Vzorky byly rovněž vyfotografovány, veškeré fotografie vzorků se nachází v příloze k této práci.

Výsledky testů provedených v této práci byly porovnány s údaji v databázi UJP. Pro testy při konstantní teplotě je uvedeno i porovnání mezi vzorky ze slitiny E110 a Opt ZIRLO, jelikož tyto slitiny (bez coatingu) mají velmi podobné creepové chování v těchto podmínkách. Výsledky ramp testů jsou závislé na fázové transformaci zirkonia, která ale u E110 a Opt ZIRLO probíhá při jiných teplotních intervalech, takže výsledky pro slitiny E110 a Opt ZIRLO

Měření deformace mikrometrickým šroubem



Měření rozměrů protržení

Obr. 4.4: Místa, ve kterých byly měřeny rozměry vzorku

se mohou více lišit a nemusí být zcela vypovídající jejich chování srovnávat.
[203]

5. Výsledky experimentů

5.1 Testy při konstantní teplotě

5.1.1 Vizuální hodnocení

Testy při 750 °C

Na Obr. 5.1 se nachází vybrané fotografie vzorků s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ (nahore), s $\text{CrN}+\text{Cr}$ coatingem (druhé shora), s Cr coatingem na Opt ZIRLO (třetí shora) a referenční vzorky bez coatingu (dole) při tlaku 4 MPa (vlevo) a 6 MPa (vpravo) při teplotě 750 °C. Lze vidět, že nejvíc rozpraskaná je vrstva Cr , která obsahuje velmi dlouhé tenké praskliny blízko u sebe. Vrstva $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ je rovněž více rozpraskaná, ale praskliny v této vrstvě jsou širší a kratší. Nejméně rozpraskaná vrstva je $\text{CrN}+\text{Cr}$, ve které jsou praskliny širší než u vrstvy Cr a méně nahuštěné u sebe.

Vzorky s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ a $\text{CrN}+\text{Cr}$ coatingem při tlaku 4 MPa nebo nižším měly protržení o velmi malých rozměrech (délka menší než 8 mm, šířka menší než 0,8 mm), při vyšších tlacích měly protržení ve vzorcích velké velikosti. Ze vzorků s Cr coatingem na Opt ZIRLO měl malou velikost protržení pouze vzorek na 2,5 MPa. Oproti tomu vzorek s Cr coatingem na E110 měl malou velikost protržení i při tlaku 6 MPa.

Testy při 950 °C

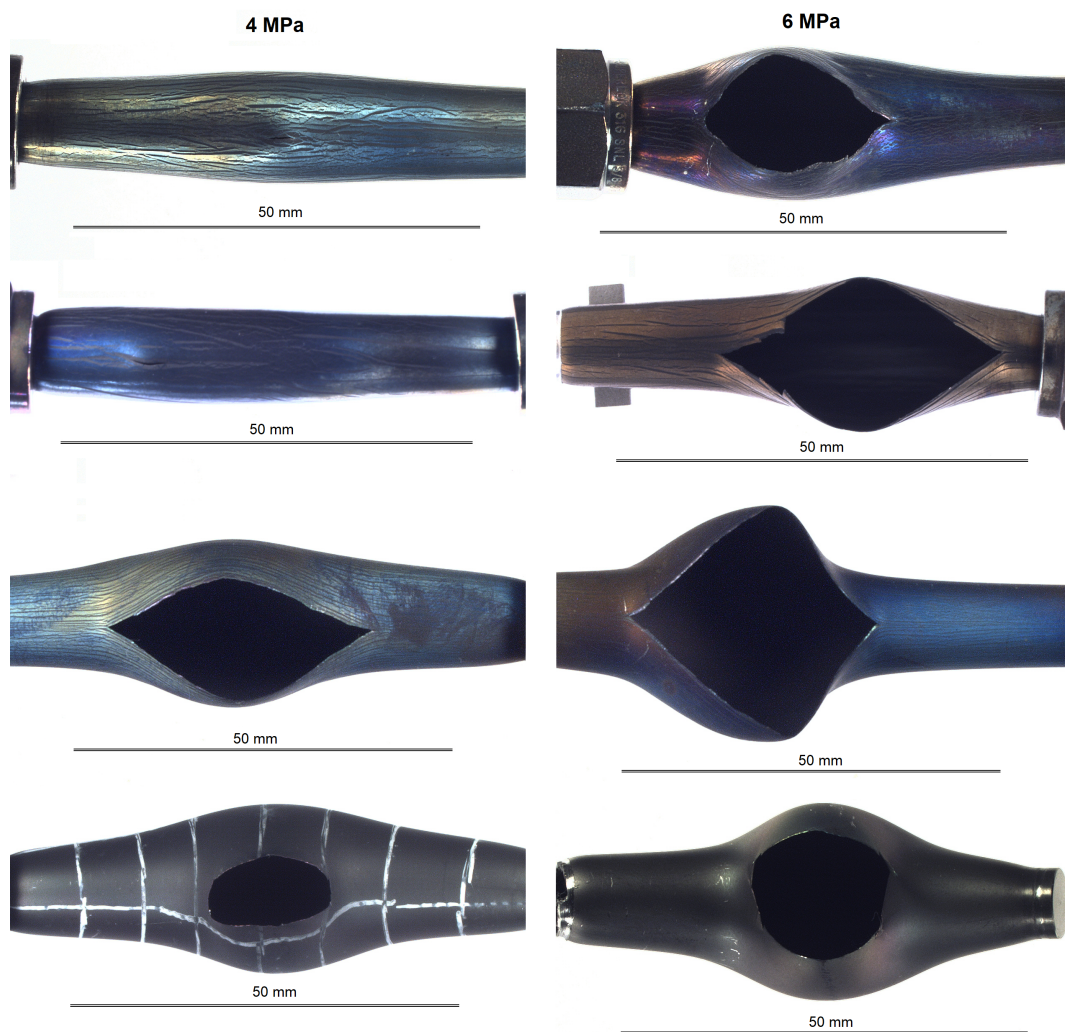
Na Obr. 5.2 se pro ilustraci nachází fotografie vzorků s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ (nahore), s $\text{CrN}+\text{Cr}$ coatingem (druhé shora), s Cr coatingem na Opt ZIRLO (třetí shora) a referenčního vzorku (dole) při tlaku 1,1 MPa (vlevo) a 1,3 MPa (vpravo) při teplotě 950 °C. Podobně jako po testech při 750 °C, i při 950 °C byla nejvíce rozpraskaná vrstva Cr na Opt ZIRLO. Vrstva obsahuje větší množství delších prasklin, narozdíl od vrstev $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ a $\text{CrN}+\text{Cr}$, které byly popraskané jen minimálně.

Všechny vzorky měly trhlinu o velmi malých rozměrech (s délkou menší než 9 mm a šířkou menší než 1,4 mm).

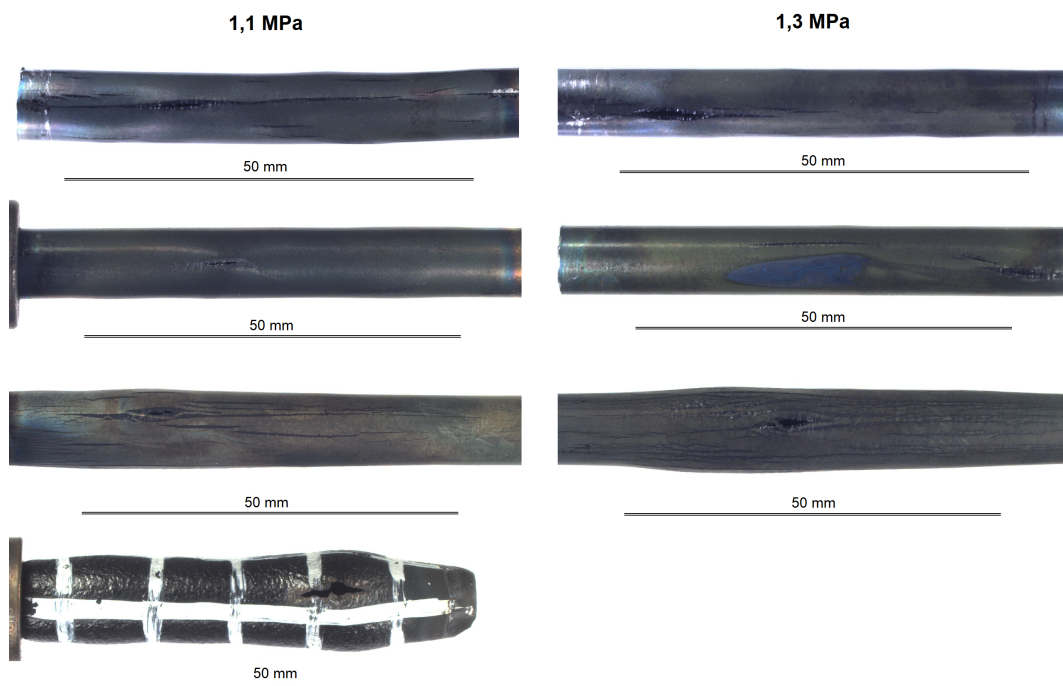
Vzorky testované při 950 °C vykazovaly velmi malé velikosti deformace a malé velikosti trhliny.

5.1.2 Čas do selhání

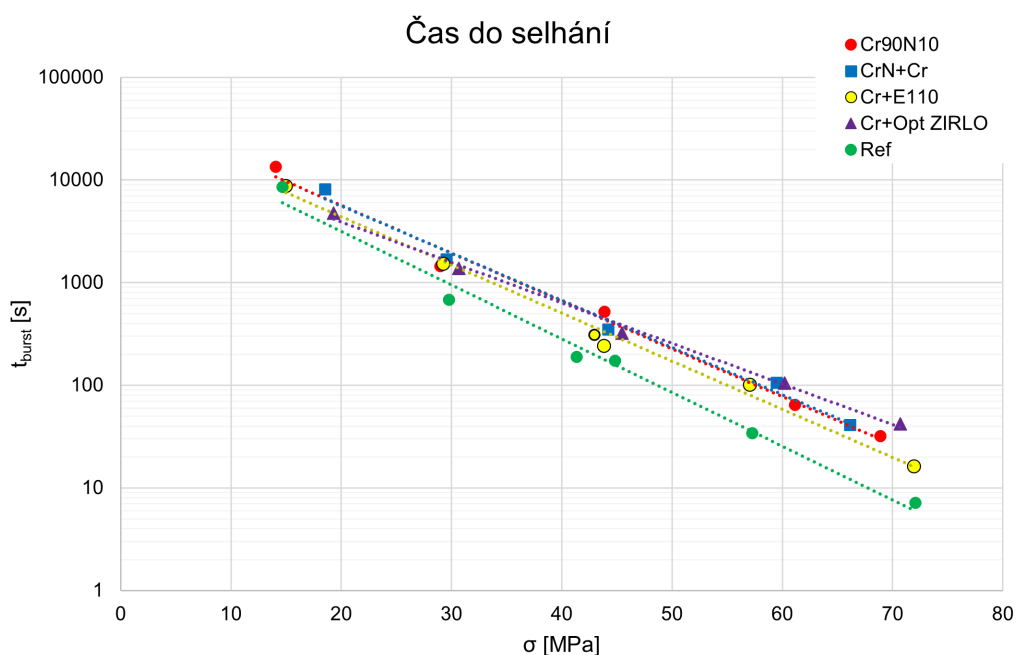
Na Obr. 5.3 se nachází graf závislosti času do selhání vzorku na počátečním napětí působícím na vzorek (vypočítaném dle rovnice 5.1) při teplotě 750 °C. Hodnoty pro jednotlivé typy vzorků byly proloženy exponenciálou (v logaritmickém měřítku přímkou). Z dat je zřejmé, že u vzorků s coatingem



Obr. 5.1: Porovnání vzorků s Cr₉₀N₁₀ (nahore), CrN+Cr (druhé shora), Cr coatingem (třetí shora) a referenčních vzorků (dole) při vnitřním tlaku 4 MPa (vlevo) a 6 MPa (vpravo) při teplotě 750 °C



Obr. 5.2: Porovnání vzorků s Cr₉₀N₁₀ (nahore), CrN+Cr (druhé shora), Cr coatingem (třetí shora) a referenčního vzorku (dole) při vnitřním tlaku 1,1 MPa (vlevo) a 1,3 MPa (vpravo) při teplotě 950 °C

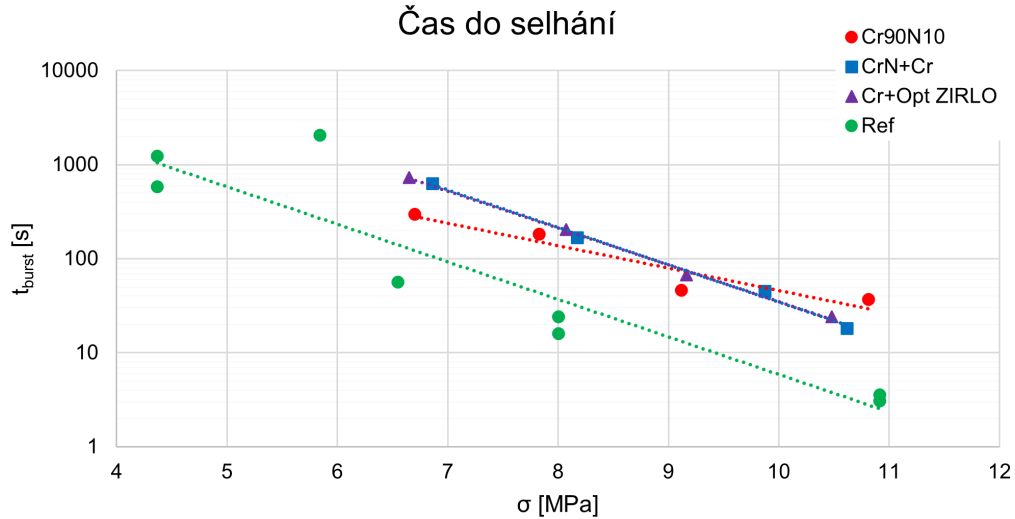


Obr. 5.3: Čas do selhání vzorků při 750 °C

docházelo k selhání později než u referenčních vzorků bez coatingu. Výsledky pro ochranné vrstvy Cr₉₀N₁₀ a CrN+Cr jsou velmi podobné, časy pro Cr coating na E110 jsou mírně nižší. Časy pro Cr coating na Opt ZIRLO jsou u nižších

napětí také mírně nižší než pro $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ u nižších napětí, ale u vyšších napětí jsou časy do selhání u Cr coatingu na Opt ZIRLO nejvyšší.

Na Obr. 5.4 se nachází závislost času do selhání vzorku na počátečním napětí působícím na vzorek při teplotě 950 °C, opět byly hodnoty proloženy exponenciálami. Lze vidět, že k selhání referenčních vzorků docházelo dříve



Obr. 5.4: Čas do selhání vzorků při 950 °C

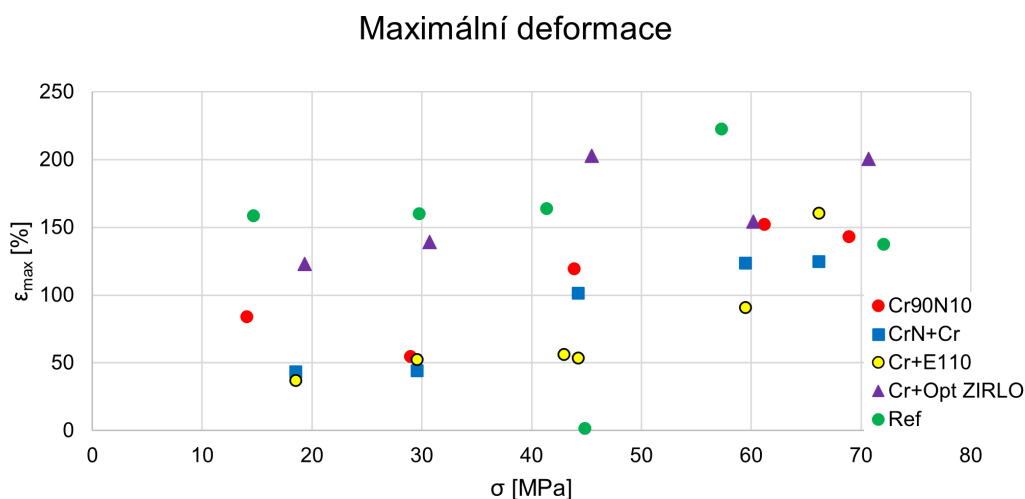
než u vzorků s coatingem. Časy do selhání vzorků s CrN+Cr coatingem a Cr coatingem jsou velmi podobné. Časy do selhání u vzorků s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem jsou nižší pro nižší napětí (nelze vyloučit, že pro napětí nižší, než při jakých zde byly vzorky testovány, bude čas do selhání srovnatelný s referenčními vzorky), ale pro vyšší napětí jsou časy vyšší než u vzorků s CrN+Cr nebo Cr coatingem.

5.1.3 Velikost deformace

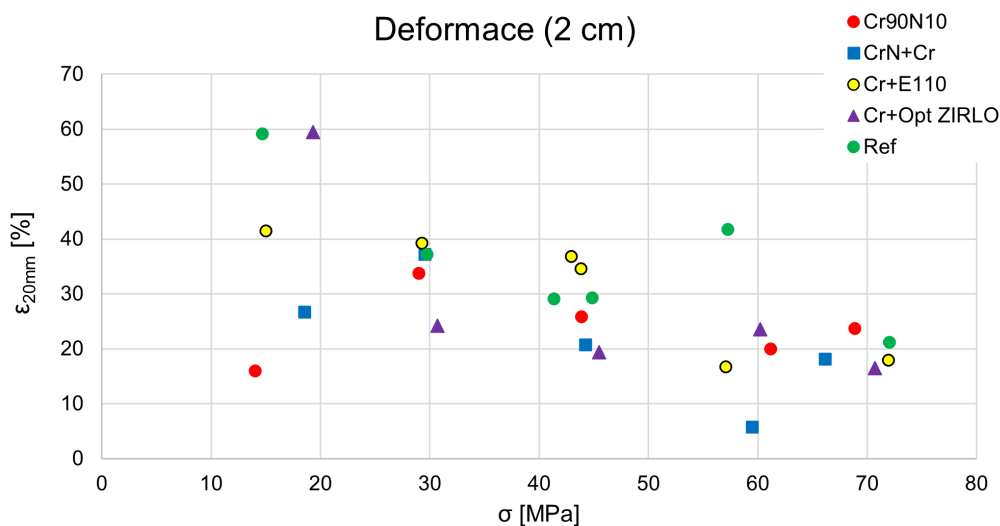
Graf hodnot maximální deformace vzorků při teplotě 750 °C se nachází na Obr. 5.5. S rostoucím napětím se deformace většinou zvyšovaly. Vzorky s CrN+Cr a $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem i E110 s Cr coatingem vykazovaly podobné hodnoty maximální deformace, obzvláště pro nižší napětí. Vzorky Opt ZIRLO s Cr coatingem a referenční vzorky měly deformace vyšší. Při vyšších napětích vzorky s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem měly vyšší deformace než vzorky s CrN+Cr coatingem a vzorky Opt ZIRLO s Cr coatingem měly vyšší deformace než vzorky E110 s Cr coatingem.

Velikosti uniformní deformace ve vzdálenosti 2 cm od trhliny při 750 °C se nachází na Obr. 5.6. Uniformní deformace má tendenci klesat s rostoucím napětím. Při nižších napětích měly vzorky E110 s Cr coatingem větší velikosti deformace než vzorky s CrN+Cr coatingem a ty měly větší velikosti deformace než $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem. Pro vyšší napětí měly vzorky s CrN+Cr coatingem menší velikost deformace než vzorky s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem. Referenční vzorky vykazovaly jedny z nejvyšších deformací.

Hodnoty maximální deformace vzorků při teplotě 950 °C se nachází na Obr. 5.7. Mezi deformacemi vzorků s CrN+Cr a $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem jsou jen



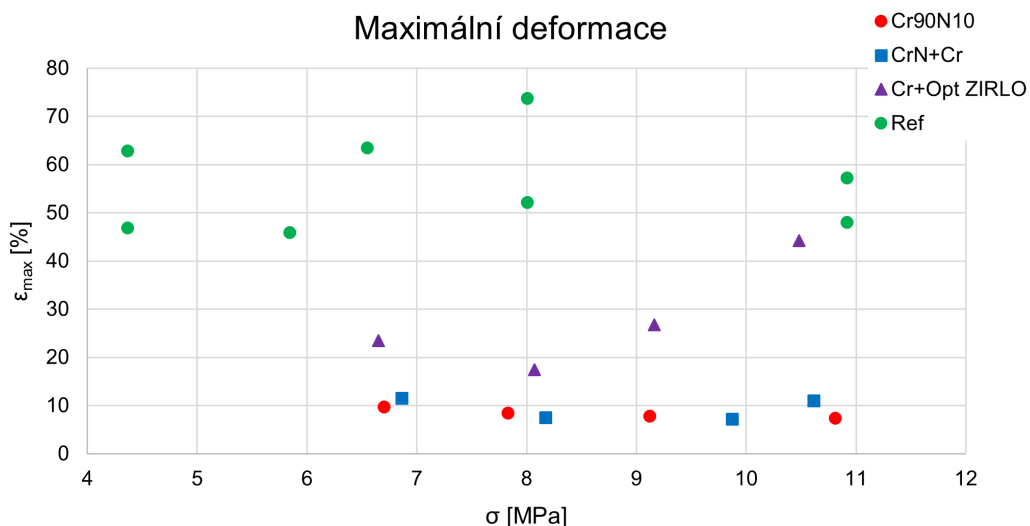
Obr. 5.5: Velikost maximální deformace vzorků při teplotě 750 °C



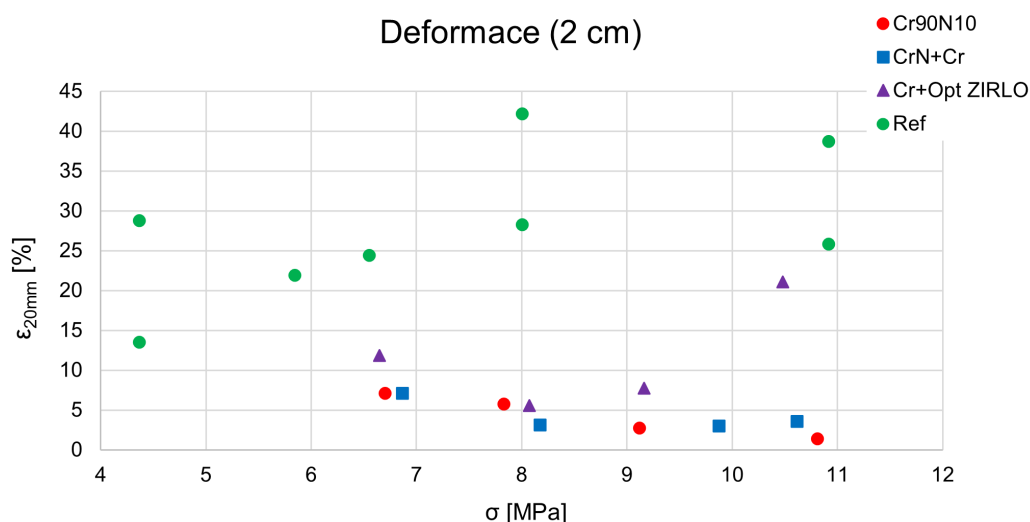
Obr. 5.6: Uniformní deformace vzorků ve vzdálenosti 2 cm od okraje trhliny při teplotě 750 °C

minimální rozdíly a to v porovnání mezi oběma typy vzorků i v porovnání hodnot pro různá napětí. měly velmi podobné velikosti deformace i při různých napětích. Podobně i deformace referenčních vzorků jsou srovnatelné pro různé hodnoty napětí, ale jsou výrazně vyšší než deformace u vzorků s coatingem. Vzorky Opt ZIRLO s Cr coatingem vykazovaly vyšší deformace než vzorky s CrN+Cr nebo Cr₉₀N₁₀ coatingem a s rostoucím napětím měly deformace tendenci růst.

Velikosti uniformní deformace v závislosti na počátečním napětí na vzorku při teplotě 950 °C se nachází na Obr. 5.8. Podobně jako u maximální deformace, i zde jsou výsledky pro vzorky s CrN+Cr a Cr₉₀N₁₀ coatingem podobné,



Obr. 5.7: Maximální deformace vzorků při teplotě 950 °C

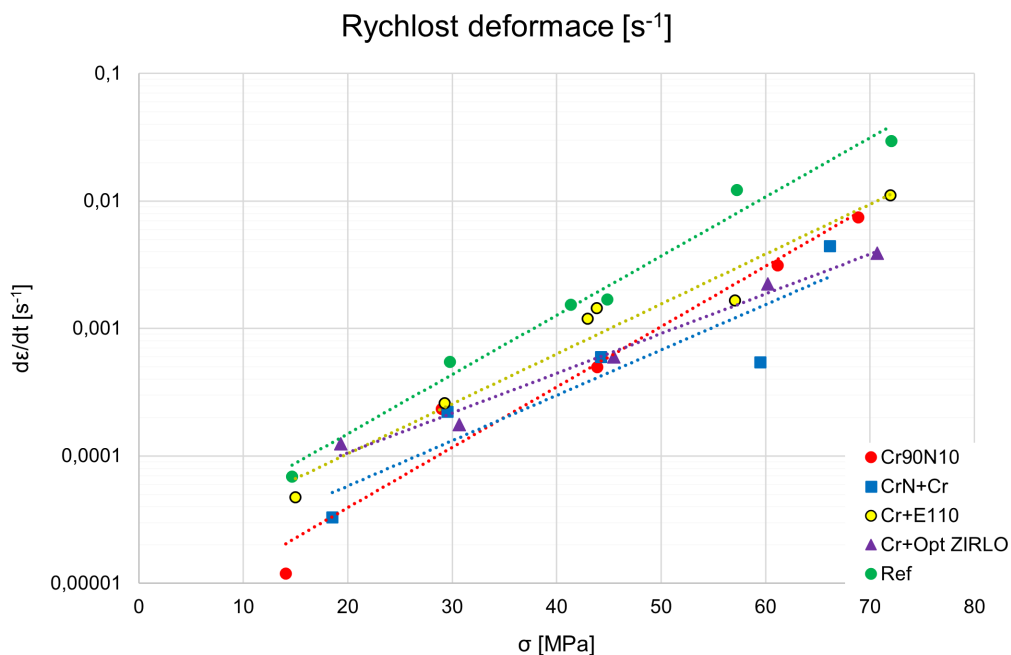


Obr. 5.8: Ekvivalentní deformace vzorků při teplotě 950 °C

hodnoty pro Opt ZIRLO mírně vyšší a hodnoty u referenčních vzorků výrazně vyšší než u vzorků s coatingem.

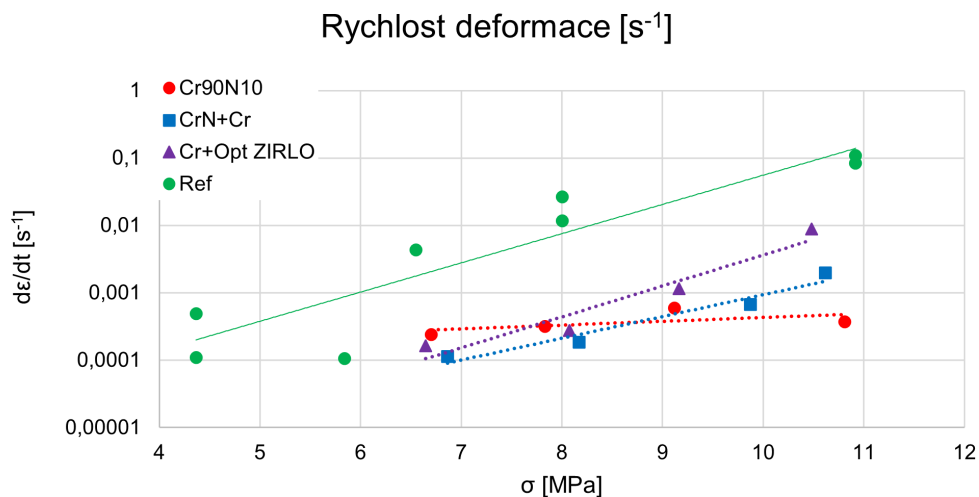
5.1.4 Rychlost creepu

Na Obr. 5.9 se nachází graf závislosti rychlosti creepu (stanovené dle rovnice 4.1) na počátečním napětí na vzorku při teplotě 750 °C, hodnoty pro jednotlivé typy vzorků byly proloženy exponenciálami (v logaritnickém měřítku přímkami). Nejvyšší rychlost deformace vykazovaly vzorky bez coatingu, druhou nejvyšší rychlost deformace vykazovaly vzorky E110 s Cr coatingem. Nejnižší rychlost deformace vykazovaly pro nižší napětí vzorky s Cr₉₀N₁₀ coatingem a pro vyšší napětí vzorky s CrN+Cr coatingem.



Obr. 5.9: Rychlost creepu vzorků při teplotě 750 °C

Na Obr. 5.10 se nachází závislost rychlosti deformace na počátečním napětí na vzorku při teplotě 950 °C, hodnoty byly opět proloženy exponenciálami. Referenční vzorky vykazovaly výrazně vyšší rychlost deformace než vzorky



Obr. 5.10: Rychlost creepu vzorků při teplotě 950 °C

s coatingem. Rychlost deformace u vzorků Opt ZIRLO s Cr coatingem byla vyšší než u vzorků s CrN+Cr coatingem. Rychlost creepu u vzorků s Cr₉₀N₁₀ coatingem se s působícím napětím měnila velmi málo a tyto vzorky pro vyšší napětí vykazovaly nižší rychlost deformace než ostatní typy vzorků.

5.2 Ramp testy

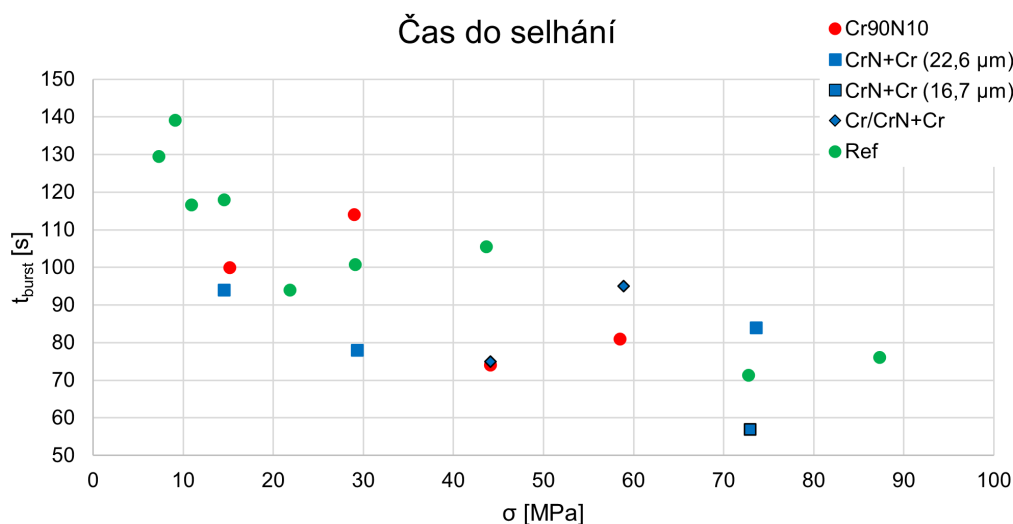
5.2.1 Vizuální hodnocení

Nejvíce rozpraskaná vrstva byla, podobně jako u testů při konstantní teplotě, vrstva $\text{Cr}_{90}\text{N}_{90}$, ve vrstvách na bázi $\text{CrN}+\text{Cr}$ nebo $\text{Cr}/\text{CrN}+\text{Cr}$ bylo prasklin méně.

Velikost protržení vzorku klesala s klesajícím počátečním napětím na vzorku, jelikož vzorky při nižších napětích obvykle selhávají při vyšší teplotě. Takto může vyšší podíl zirkonia prodělat fázovou transformaci na fázi β , při které vzorky obvykle mají protržení o malé velikosti (uvedeno i v [139, 150]).

5.2.2 Čas do selhání

Na Obr. 5.11 se nachází graf závislosti času do selhání na počátečním napětí. K selhání vzorků s coatingem docházelo dříve než u referenčních vzorků bez coatingu. Vzorky s $\text{CrN}+\text{Cr}$ coatingem o průměrné tloušťce $22,6 \mu\text{m}$ selhávaly dříve než vzorky s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{90}$ coatingem, ale dříve než vzorky s $\text{Cr}/\text{CrN}+\text{Cr}$ coatingem.

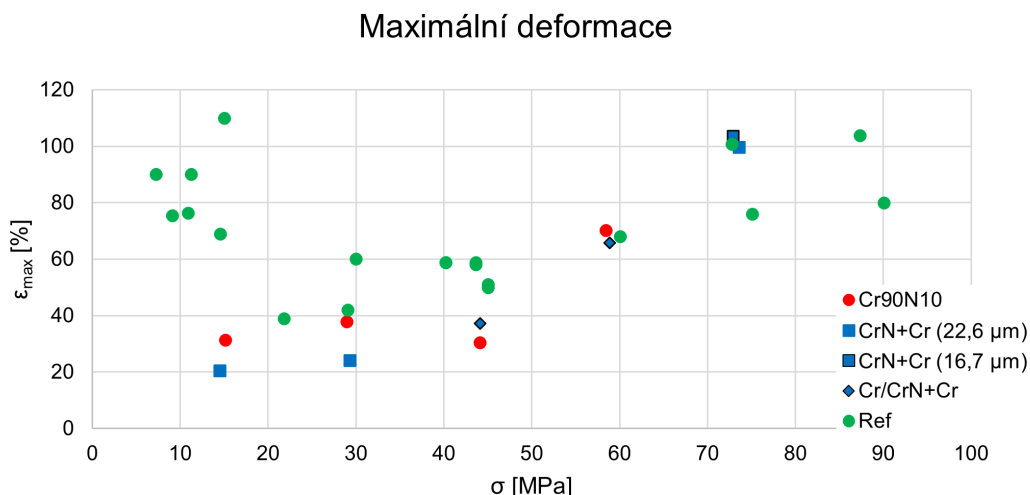


Obr. 5.11: Čas do selhání při ramp testech

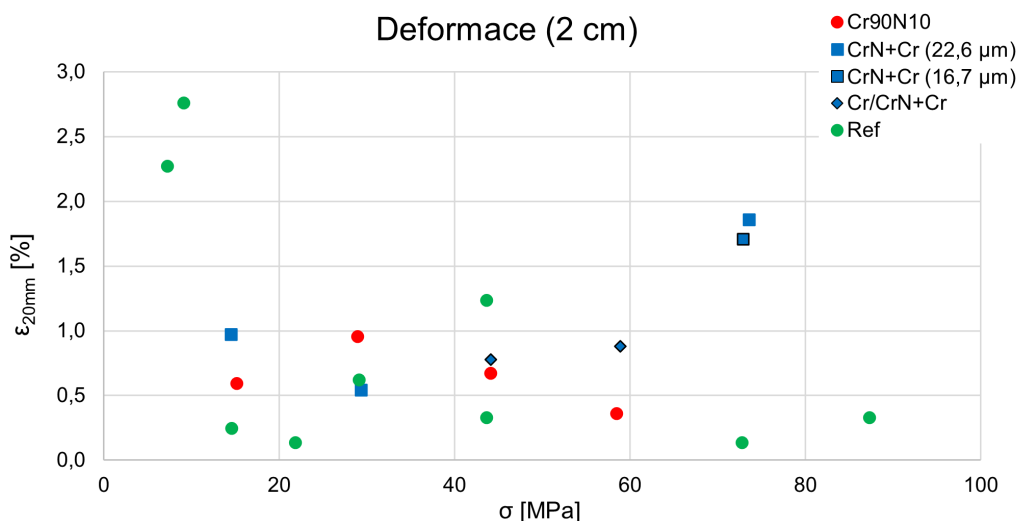
5.2.3 Velikost deformace

Na Obr. 5.12 se nachází graf velikostí maximální deformace vzorků. Vzorky s coatingem vykazovaly nižší velikost maximální deformace než referenční vzorky. Vzorky s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{90}$ coatingem při nižších napětích vykazovaly vyšší velikost deformace než vzorky s coatingem na bázi $\text{CrN}+\text{Cr}$.

Velikosti uniformní deformace se nachází v grafu na Obr. 5.13. Uniformní deformace u všech vzorků jsou velmi malé, do 3 % a přibližně srovnatelné pro všechny typy vzorků. Při vyšších napětích vykazovaly vzorky s $\text{Cr}/\text{CrN}+\text{Cr}$ coatingem nižší velikosti deformace než vzorky s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{90}$ coatingem.



Obr. 5.12: Maximální deformace při ramp testech



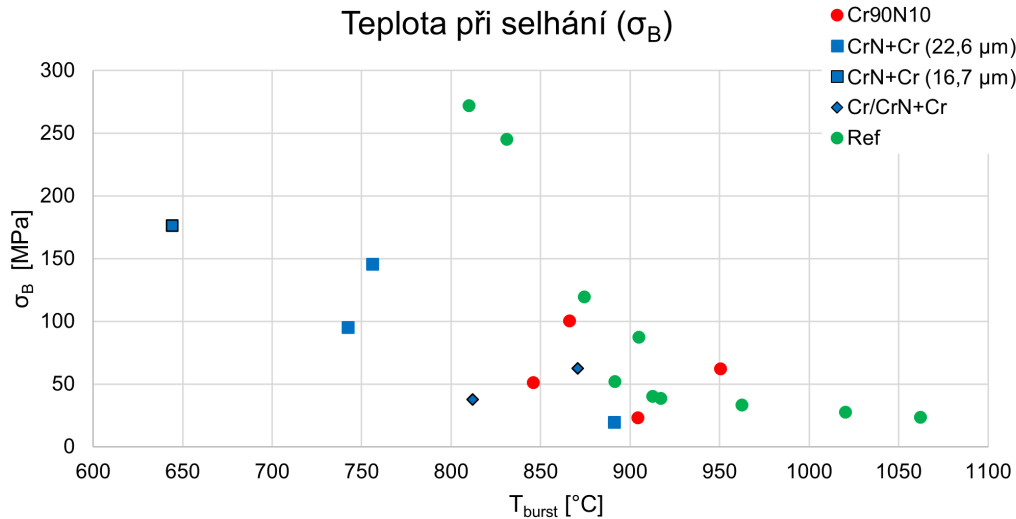
Obr. 5.13: Ekvivalentní deformace vzorků při ramp testech

5.3 Teplota při selhání

Pro lepší ilustraci lze sestavit graf teploty vzorku při selhání v závislosti na napětí působícím na vzorek v okamžiku jeho selhání, viz Obr. 5.14. Teplota při selhání je stanovena z termočlánku přibodovaného ke vzorku, jelikož termočlánek ke vzorku přiložený se ohřívá výrazně rychleji než vzorek (rozdíl může činit i několik desítek °C). Napětí působící na vzorek v okamžiku selhání lze spočítat podle vzorce:

$$\sigma_B = \sigma \cdot \frac{p_B}{p_0} \cdot (1 + \varepsilon_{max})^2 \quad (5.1)$$

kde σ je počáteční napětí působící na vzorek, p_0 je počáteční plnicí tlak vzorku, p_B je vnitřní tlak ve vzorku v okamžiku jeho selhání (při tomto experimentu



Obr. 5.14: Graf teploty vzorku při selhání v závislosti na napětí na vzorku při selhání

je tedy poměr $\frac{p_B}{p_0}$ roven 1) a ε_{max} je maximální deformace vzorku. Z grafu na Obr. 5.14 vyplývá, že referenční vzorky selhávaly při vyšších teplotách a při vyšších napětích než vzorky s ochrannou vrstvou.

5.4 Diskuse výsledků

5.4.1 Testy při konstantní teplotě

Je zřejmé, že během testů při konstantní teplotě u obou teplot (tedy se zirkoniem ve fázi α i ve fázi β) vzorky s coatingem selhávaly později než referenční vzorky. Zároveň referenční vzorky vykazovaly (až na pár výjimek) větší velikosti deformací než vzorky s coatingem a to obzvláště při 950 °C. Tyto závěry jsou v souladu se závěry uvedenými v [150], [139] a [200].

Vzorky s CrN+Cr a Cr₉₀N₁₀ coatingem vykazovaly podobné časy do selhání při 750 °C, při 950 °C a nižších napětích selhávaly dříve vzorky s Cr₉₀N₁₀ coatingem, při 950 °C a vyšších napětích selhávaly dříve vzorky s CrN+Cr coatingem. Při 750 °C vykazovaly vzorky s CrN+Cr coatingem menší velikost deformace, při 950 °C byly všechny velikosti deformací srovnatelné pro oba typy coatingů.

Vzorky Opt ZIRLO s Cr coatingem vykazovaly při teplotě 750 °C a vyšších napětích vyšší časy do selhání než vzorky s CrN+Cr a Cr₉₀N₁₀ coatingem, při teplotě 950 °C vykazovaly velmi podobné časy do selhání jako vzorky s CrN+Cr coatingem. Velikosti maximální deformace byly u vzorků Opt ZIRLO s Cr coatingem vyšší než u ostatních vzorků s coatingem při obou teplotách a při 750 °C v některých případech (u vyšších napětí) i vyšší než u referenčních vzorků, ale o uniformní deformaci u vzorků Opt ZIRLO s Cr coatingem při teplotě 750 °C lze říct pouze, že je nižší než u referenčních vzorků.

Vzorky E110 s Cr coatingem (testovány pouze při 750 °C) vykazovaly mírně nižší čas do selhání než ostatní vzorky s coatingem. Při nižších napětích byly hodnoty maximální deformace srovnatelné se vzorky s CrN+Cr nebo Cr₉₀N₁₀ coatingem, ale hodnoty uniformní deformace byly vyšší.

Nejlepších výsledků v této práci tedy dosahují vzorky s CrN+Cr coatingem (při 750 °C nízká maximální deformace a nízká rychlost creepu pro vyšší napětí, při 950 °C nízká rychlost creepu pro nižší napětí) a Cr₉₀N₁₀ coatingem (nízká rychlost creepu při 750 °C pro nižší napětí a při 950 °C pro vyšší napětí).

Při teplotě 950 °C byly pozorovány velmi malé velikosti protržení, což je konzistentní s výsledky v [150] a [139].

5.4.2 Ramp testy

Při ramp testech docházelo dříve k selhání vzorků s coatingem, narozdíl od testů při konstantní teplotě. Zároveň byly časy do selhání vzorků s coatingem srovnatelné s časy uvedenými v [201] pro Opt ZIRLO s Cr coatingem. Tyto výsledky neodpovídají výsledkům ve studii [151].

Vzorky s Cr₉₀N₉₀ coatingem při nižších napětích selhávaly později než vzorky s CrN+Cr coatingem, při vyšších napětích selhávaly dříve než vzorky s Cr/CrN+Cr coatingem.

Deformace vzorků s coatingem jsou velmi podobné výsledkům v [201] a jsou menší než deformace referenčních vzorků. Menší deformace u vzorků s coatingem než u referenčních vzorků rovněž reportuje i studie [151].

Jedno z vysvětlení, proč vzorky s coatingem selhávaly dříve než referenční vzorky může být skutečnost, že při nižších teplotách se v ochranné vrstvě může koncentrovat napětí, zejména okolo lokálních mikroskopických defektů v coatingu přítomných ve vrstvě již po depozici. Při testech při konstantní teplotě dojde nejdříve k zahřátí nezátíženého vzorku a tímto se mohou zacelit defekty v coatingu, který pak lépe plní svou ochrannou funkci. Během ramp testů se vzorek zahřívá již natlakovaný a je tedy možné, že u ochranné vrstvy dojde po krátké době ke ztenčení a mohou se vytvořit praskliny. V tomto důsledku by skutečně mohlo k selhání vzorku s coatingem dojít dříve než u referenčního vzorku kvůli lokálnímu ztenčení vrstvy a koncentraci napětí.

Vzhledem ke skutečnosti, že studie [151] uvádí delší čas do selhání u vzorků s coatingem než u referenčních vzorků, narozdíl od studie [201] a této práce, je rovněž velmi pravděpodobné, že creepové chování vzorků je velmi závislé na charakteru samotného coatingu, zejména na přítomnosti defektů po depozici. Mezi další varianty výzkumu palivového pokrytí s ochrannými vrstvami tedy může patřit možnost modifikovat proces nanášení ochranné vrstvy a optimalizovat parametry a podmínky při depozici.

Chování pokrytí s ochrannou vrstvou může tedy být ovlivněno lokálními efekty, ať už přítomností prasklin, koncentrací napětí nebo ztenčením a při vyhodnocování kritérií porušení pokrytí je třeba tyto efekty zohlednit. V současnosti uvažovaný „1D“ přístup nemusí být zcela vypovídající a může vést k nepřesným výsledkům.

6. Závěr

V současnosti mezi trendy v jaderné energetice patří zkoumání jaderných paliv se zvýšenou odolností při haváriích. Při havarijních podmínkách je pokrytí vystaveno vysoké teplotě (která může zapříčinit urychlenou oxidaci pokrytí) a vnitřnímu přetlaku, což může způsobit plastickou deformaci pokrytí kvůli tečení materiálu. Mezi koncepty, jak zlepšit odolnost paliva vůči těmto působícím vlivům během vysokých teplot patří možnost nanést tenkou ochrannou vrstvu z jiného materiálu na vnější povrch pokrytí ze zirkoniových slitin používaných v současnosti.

Mezi nejčastěji zkoumané ochranné vrstvy patří vrstva chromu, avšak ukazuje se, že při vysokých teplotách dochází k natavení pokrytí a tvorbě eutektika Cr-Zr. Zamezit interakci mezi Cr a Zr lze nanesením tenké vrstvy CrN mezi Zr slitinu a Cr coating.

V této práci bylo zkoumáno creepové chování vzorků palivového pokrytí s ochrannou vrstvou na bázi Cr, substechiometrického $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ a CrN+Cr. Byly provedeny testy při konstantních teplotách 750 °C a 950 °C a ramp testy s postupně se zvyšující teplotou, simulující havárii LOCA.

U testů při konstantní teplotě vzorky s coatingem selhávaly později než referenční vzorky bez coatingu a vykazovaly nižší rychlost deformace. Obvykle vzorky s coatingem měly menší velikosti deformace, a to obzvláště při vyšších teplotách. Při ramp testech ale vzorky s coatingem selhávaly dříve, pravděpodobně kvůli zvýšené lokální koncentraci napětí ve vrstvě v kombinaci s defekty přítomnými ve vrstvě již po depozici.

Dále ochranné vrstvy na bázi Cr, $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ a CrN+Cr u testů při konstantní teplotě často vykazovaly podobné časy do selhání (vzorky Opt ZIRLO při 750 °C a vyšších napětích byly mírně lepší, při 950 °C a vyšších napětích byly mírně lepší vzorky $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$). Maximální deformace byly nejnižší u vzorků s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem a CrN+Cr coatingem, při 750 °C byly srovnatelně nízké i maximální deformace vzorků E110 s Cr coatingem. Nejnižší rychlosti deformace vykazovaly vzorky s CrN+Cr a $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem. Při ramp testech rovněž obvykle vykazovaly vzorky s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ a CrN+Cr nebo Cr/CrN+Cr coatingem přibližně podobné časy do selhání. Při nižších napětích selhávaly dříve vzorky s CrN+Cr coatingem, při vyšších napětích pak s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem. Velikosti deformací jsou u všech vzorků velmi podobné.

Je tedy pravděpodobné, že pokrytí s ochrannou vrstvou může být více odolné vůči tečení materiálu při podmínkách havárie LOCA, ale je třeba tento koncept dále rozvíjet a zkoumat vliv charakteru samotné ochranné vrstvy na chování pokrytí při vysokých teplotách.

Literatura

1. *Nuclear Power Today | Nuclear Energy - World Nuclear Association* [online]. [cit. 2023-07-20]. Dostupné z: <https://world-nuclear.org/information-library/current-and-future-generation/nuclear-power-in-the-world-today.aspx>.
2. *Power Reactor Information System (PRIS)* [online]. International Atomic Energy Agency (IAEA) [cit. 2023-07-20]. Dostupné z: <https://www.iaea.org/pris>.
3. *Design and performance of WWER fuel*. Vienna: INTERNATIONAL ATOMIC ENERGY AGENCY. Technical reports series, č. 379. ISBN 92-0-104096-2. Dostupné také z: <https://www.iaea.org/publications/5713/design-and-performance-of-wwer-fuel>.
4. SMIRNOV, V. Strategy for development of nuclear fuel for NPP with VVER. In: *The Annual Traditional International Nuclear Conference Bulgarian Nuclear Energy – National, Regional and World Energy Security*. Varna: Bulgarian Atomic Forum. Dostupné také z: https://www.bulatom-bg.org/wp-content/uploads/Plenary_session-15-20-Smirnov.pdf.
5. GU, M.; HUANG, D.; YU, D.; TANG, H.; ZHU, Y. Research on Detection Technology of ²³⁵U Enrichment and Loading Uniformity for Nuclear Fuel Rods. *Frontiers in Energy Research*, roč. 9. ISSN 2296-598X. Dostupné také z: <https://www.frontiersin.org/articles/10.3389/fenrg.2021.663937>.
6. UGRYUMOV, A. Nuclear fuel for NPP: Current status and main fields of the development. In: *International Conference VVER 2013*. Prague.
7. YACOUT, A. *Nuclear Fuel*. Dostupné také z: https://www.ne.anl.gov/pdfs/nuclear/nuclear_fuel_yacout.pdf.
8. MOLCHANOV, V. Nuclear fuel for VVER reactors. Current status and prospects. In: *7th International Conference on VVER Fuel Performance, Modeling and Experimental Support*. Albena Congress Center, Bulgaria. Dostupné také z: <https://www.osti.gov/etdweb/servlets/purl/21064714>.
9. VACCARI, J. *Materials Handbook*. McGraw Hill Professional. ISBN 978-0-07-136076-0.

10. *Zirconium - Thermal Properties - Melting Point - Thermal Conductivity - Expansion* [online]. [cit. 2023-01-14]. Dostupné z: <https://material-properties.org/zirconium-thermal-properties-melting-point-thermal-conductivity-expansion/>.
11. BRACHET, J. C.; TOFFOLON-MASCLET, C.; HAMON, D.; GUILBERT, T.; TREGO, G.; JOURDAN, J.; STERN, A.; RAEPSAET, C. Oxygen, Hydrogen and Main Alloying Chemical Elements Partitioning Upon Alpha \leftrightarrow Beta Phase Transformation in Zirconium Alloys. *Solid State Phenomena*, roč. 172-174, s. 753–759. ISSN 1662-9779. Dostupné z DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.172-174.753.
12. *Quality and Reliability Aspects in Nuclear Power Reactor Fuel Engineering*. 2015. Text. International Atomic Energy Agency. Dostupné také z: <https://www.iaea.org/publications/10576/quality-and-reliability-aspects-in-nuclear-power-reactor-fuel-engineering>. ISBN: 9789201031143 Publication Title: Quality and Reliability Aspects in Nuclear Power Reactor Fuel Engineering.
13. LEMAIGNAN, C. Zirconium Alloys: Properties and Characteristics. In: KONINGS, R. J. M. (ed.). *Comprehensive Nuclear Materials*, sv. 2, s. 217–232. ISBN 978-0-08-056033-5. Dostupné z DOI: 10.1016/B978-0-08-056033-5.00015-X.
14. FORGERON, T.; BRACHET, J. C.; BARCELO, F.; CASTAING, A.; HIVROZ, J.; MARDON, J. P.; BERNAUDAT, C. Experiment and Modeling of Advanced Fuel Rod Cladding Behavior Under LOCA Conditions: Alpha-Beta Phase Transformation Kinetics and EDGAR Methodology. In: *Zirconium in the Nuclear Industry: Twelfth International Symposium*. ASTM International, s. 256–278. Dostupné z DOI: 10.1520/STP14303S.
15. NOVIKOV, V.; MARKELOV, V.; GUSEV, A.; MALGIN, A.; KABANOV, A.; PIMENOV, Y. Some Results on the Properties Investigations of Zirconium Alloys for WWER-1000 Fuel Cladding.
16. BANERJEE, S. Nuclear Applications: Zirconium Alloys. In: BUSCHOW, K. H. J.; CAHN, R. W.; FLEMINGS, M. C.; ILSCHNER, B.; KRAMER, E. J.; MAHAJAN, S.; VEYSSIÈRE, P. (ed.). *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*. Oxford: Elsevier, s. 6287–6299. ISBN 978-0-08-043152-9. Dostupné z DOI: 10.1016/B0-08-043152-6/01117-7.
17. SCHUEREN, P. *Optimized ZIRLO, WCAP-14342-A & CENPD-404-NP-A, Addendum 1-A*. Westinghouse. Dostupné také z: <https://www.nrc.gov/docs/ML0620/ML062080569.pdf>.
18. *PWR fuel behaviour in design basis accident conditions : the deformation, oxidation and embrittlement of PWR fuel cladding in a loss-of-coolant accident : a State-of-the-Art Report*. 1986-12. Tech. zpr. Nuclear Energy Agency. Dostupné také z: https://www.oecd-nea.org/jcms/pl_15778/pwr-fuel-behaviour-in-design-basis-accident

conditions-the-deformation-oxidation-and-embrittlement-of-pwr-fuel-cladding-in-a-loss-of-coolant-accident-a-state-of-the-art-report-soar-1986.

19. MOTTA, A. T.; COUET, A.; COMSTOCK, R. J. Corrosion of Zirconium Alloys Used for Nuclear Fuel Cladding. *Annual Review of Materials Research*, roč. 45, č. 1, s. 311–343. ISSN 1531-7331, ISSN 1545-4118. Dostupné z DOI: 10.1146/annurev-matsci-070214-020951.
20. ZOINO, A.; ALFONSI, A.; RABITI, C.; SZILARD, R.; GIANNETTI, F.; CARUSO, G. Performance-based ECCS cladding acceptance criteria: A new simulation approach. *Annals of Nuclear Energy*, roč. 100, s. 204–216. ISSN 03064549. Dostupné z DOI: 10.1016/j.anucene.2016.09.044.
21. PULS, M. P. *The Effect of Hydrogen and Hydrides on the Integrity of Zirconium Alloy Components: Delayed Hydride Cracking*. Springer Science & Business Media. ISBN 978-1-4471-4195-2.
22. ČERVENKA, P.; KREJČÍ, J.; CVRČEK, L.; MANOCH, F.; CHALUPOVÁ, A.; HALODOVÁ, P.; GÁVELOVÁ, P. Degradation of Cr-coated cladding under the simulated Loss-of-Coolant Accident phenomena. *Acta Polytechnica CTU Proceedings*, roč. 37, s. 16–23. ISSN 2336-5382. Dostupné z DOI: 10.14311/APP.2022.37.0016.
23. IEGAN, S.; MAZUR, A.; VOROBYOV, Y.; ZHABIN, O.; YANOVSKIY, S. *TRACE VVER-440/V-213 Model Validation*. 2017. Tech. zpr., NUREG/IA-0485. U.S. Nuclear Regulatory Commission. Dostupné také z: <https://www.nrc.gov/docs/ML1836/ML18360A206.pdf>.
24. IEGAN, S.; MAZUR, A.; VOROBYOV, Y.; ZHABIN, O.; YANOVSKIY, S. *TRACE VVER-1000/V-320 Model Validation*. 2017. Tech. zpr., NUREG/IA-0490. U.S. Nuclear Regulatory Commission. Dostupné také z: <https://www.nrc.gov/docs/ML1834/ML18344A010.pdf>.
25. ASHBY, M. F.; SHERCLIFF, H.; CEBON, D. *Materials: engineering, science, processing and design*. 1st ed. Amsterdam; Boston: Butterworth-Heinemann. ISBN 978-0-7506-8391-3. OCLC: ocn123536443.
26. CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. *Materials Science and Engineering: An Introduction, Tenth Edition*. John Wiley & Sons, Incorporated. ISBN 978-1-119-27856-6.
27. WAS, G. S. Irradiation Creep and Growth. In: WAS, G. S. (ed.). *Fundamentals of Radiation Materials Science: Metals and Alloys*. New York, NY: Springer, s. 735–791. ISBN 978-1-4939-3438-6. Dostupné z DOI: 10.1007/978-1-4939-3438-6_13.
28. GOLAN, O.; ARBEL, A.; ELIEZER, D.; MORENO, D. The applicability of Norton’s creep power law and its modified version to a single-crystal superalloy type CMSX-2. *Materials Science and Engineering: A*, roč. 216, č. 1, s. 125–130. ISSN 0921-5093. Dostupné z DOI: 10.1016/0921-5093(96)10400-7.

29. GRANDJEAN, C. *A State-Of-The-Art Review of Past Programs Devoted to Fuel Behavior Under LOCA Conditions. Part One. Clad Swelling and Rupture. Assembly Flow Blockage.* 2005-12. Tech. zpr., SEMCA-2005-313. L'Institut de Radioprotection et de Sûreté Nucléaire (IRSN). Dostupné také z: <https://www.nrc.gov/docs/ML0720/ML072040282.pdf>.
30. NEITZEL, H.; ROSSINGER, H. *The development of a burst criterion for zircaloy fuel cladding under LOCA conditions.* 1980. Tech. zpr., KfK-2893, AECL-6420. Kernforschungszentrum Karlsruhe G.m.b.H. Dostupné také z: <https://publikationen.bibliothek.kit.edu/270015079/3812140>. INIS Reference Number: 11559477.
31. NORTON, F. H. *The Creep of Steel at High Temperatures.* McGraw-Hill book Company, Incorporated.
32. LANGDON, T. G. Transitions in Creep Behavior. *Materials Transactions, JIM*, roč. 37, č. 3, s. 359–362. Dostupné z DOI: 10.2320/matertrans1989.37.359.
33. MURTY, K. L. *Materials Ageing and Degradation in Light Water Reactors: Mechanisms and Management.* Elsevier. ISBN 978-0-85709-745-3.
34. MARUYAMA, K. 8 - Fundamental aspects of creep deformation and deformation mechanism map. In: ABE, F.; KERN, T.-U.; VISWANATHAN, R. (ed.). *Creep-Resistant Steels.* Woodhead Publishing, s. 265–278. Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering. ISBN 978-1-84569-178-3. Dostupné z DOI: 10.1533/9781845694012.2.265.
35. HAYES, T. A.; ROSEN, R. S. Steady State Creep of Zirconium at High and Intermediate Temperatures. In: *8th International Symposium on Plasticity and its Current Applications.* Whistler Resort, British Columbia (CA): Lawrence Livermore National Laboratory. Dostupné také z: <https://digital.library.unt.edu/ark:/67531/metadc742516/>. UCRL-JC-138716.
36. HAYES, T. A.; KASSNER, M. E. Creep of zirconium and zirconium alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, roč. 37, č. 8, s. 2389–2396. ISSN 1543-1940. Dostupné z DOI: 10.1007/BF02586213.
37. KADDOUR, D.; FRECHINET, S.; GOURGUES, A. F.; BRACHET, J. C.; PORTIER, L.; PINEAU, A. Experimental determination of creep properties of Zirconium alloys together with phase transformation. *Scripta Materialia*, roč. 51, č. 6, s. 515–519. ISSN 1359-6462. Dostupné z DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.05.046.
38. KADDOUR, D.; GOURGUES-LORENZON, A.-F.; BRACHET, J.-C.; PORTIER, L.; PINEAU, A. Microstructural influence on high temperature creep flow of Zr-1%NbO alloy in near-, (+), and temperature ranges in a high vacuum environment. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 408, č. 1, s. 116–124. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2010.11.025.

39. MANNGÅRD, T.; MASSIH, A. R. *Modelling of nuclear fuel cladding under loss-of-coolant accident conditions*. 2013. Tech. zpr., 2013:24. Strålsäkerhetsmyndigheten. Dostupné také z: <https://www.stralsakerhetsmyndigheten.se/publikationer/rapporter/sakerhet-vid-karnkraftverken/2013/201324/>.
40. BULLOUGH, R.; WOOD, M. H. Mechanisms of radiation induced creep and growth. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 90, č. 1, s. 1–21. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/0022-3115(80)90241-X.
41. BULLOUGH, R.; HAYNS, M. R. Irradiation-creep due to point defect absorption. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 57, č. 3, s. 348–352. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/0022-3115(75)90220-2.
42. ONIMUS, F.; JOURDAN, T.; XU, C.; CAMPBELL, A. A.; GRIFFITHS, M. Irradiation Creep in Materials. In: *Comprehensive Nuclear Materials*. Elsevier, s. 310–366. ISBN 978-0-08-102866-7. Dostupné z DOI: 10.1016/B978-0-12-803581-8.11645-5.
43. *Nuclear Fuel Behaviour in Loss-of-coolant Accident (LOCA) Conditions*. Paris, 2009. Tech. zpr. OECD Nuclear Energy Agency (NEA). Dostupné také z: https://www.oecd-nea.org/jcms/pl_14524/nuclear-fuel-behaviour-in-loss-of-coolant-accident-loca-conditions. ISBN: 978-92-64-99091-3.
44. MLADÝ, Z.; KRETT, V. Otázky maximální projektové havárie lehkodvodních reaktorů. In: *Konstrukční a výpočtové otázky reaktorů VVER 440*. Praha 5 - Zbraslav: ORS o. p. ŠKODA PLZEŇ. Dostupné také z: https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/12/575/12575754.pdf.
45. STEPHENSON, W. (ed.). *Realistic methods for calculating the releases and consequences of a large LOCA: Second Seminar on Practical Decommissioning Experience with Nuclear Installations in the European Community, Sellafield, Windermere, 25 and 26 September 1991*. Luxembourg: Office for Official Publ. of the Eur. Communities. EUR, č. 14179. ISBN 978-92-826-4632-8.
46. *Updated Knowledge Base for Long Term Core Cooling Reliability*. Paris, 2013. Tech. zpr., NEA/CSNI/R(2013)12. OECD Nuclear Energy Agency (NEA). Dostupné také z: <https://www.oecd-nea.org/upload/docs/application/pdf/2021-02/csni-r2013-12.pdf>.
47. KREJČÍ, J. *Oxidace palivového pokrytí v tepelně-chemických podmínkách jaderného reaktoru*. Praha. Disertace. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta jaderná a fyzikálně inženýrská.
48. ZINKLE, S. J.; TERRANI, K. A.; GEHIN, J. C.; OTT, L. J.; SNEAD, L. L. Accident tolerant fuels for LWRs: A perspective. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 448, č. 1, s. 374–379. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.12.005.

49. *Jaderná bezpečnost (bezpečnostní návod): Projekt aktivní zóny tlakovodního reaktoru. BN-JB-3.2 (Rev. 0.1).* 2017-12. Tech. zpr. SÚJB. Dostupné také z: https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/51/100/51100975.pdf.
50. *State-of-the-Art Report on Light Water Reactor Accident-Tolerant Fuels.* 2018-10. Tech. zpr. Nuclear Energy Agency. Dostupné z DOI: 10.1787/9789264308343-en.
51. TERRANI, K. A. Accident tolerant fuel cladding development: Promise, status, and challenges. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 501, s. 13–30. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2017.12.043.
52. PINO, E. S.; ABE, A. Y.; GIOVEDI, C. The quest for safe and reliable fuel cladding materials. In: *2015 International Nuclear Atlantic Conference - INAC 2015.* São Paulo, SP, Brazil: Associação Brasileira de Energia Nuclear - ABEN. ISBN 978-85-99141-06-9. Dostupné také z: https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/47/006/47006409.pdf.
53. JIANG, G.; XU, D.; FENG, P.; GUO, S.; YANG, J.; LI, Y. Corrosion of FeCrAl alloys used as fuel cladding in nuclear reactors. *Journal of Alloys and Compounds*, roč. 869, s. 159235. ISSN 0925-8388. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.159235.
54. PARK, D. J.; KIM, H. G.; PARK, J. Y.; JUNG, Y. I.; PARK, J. H.; KOO, Y. H. A study of the oxidation of FeCrAl alloy in pressurized water and high-temperature steam environment. *Corrosion Science*, roč. 94, s. 459–465. ISSN 0010-938X. Dostupné z DOI: 10.1016/j.corsci.2015.02.027.
55. GAMBLE, K. A.; BARANI, T.; PIZZOCRI, D.; HALES, J. D.; TERRANI, K. A.; PASTORE, G. An investigation of FeCrAl cladding behavior under normal operating and loss of coolant conditions. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 491, s. 55–66. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2017.04.039.
56. TERRANI, K. A.; ZINKLE, S. J.; SNEAD, L. L. Advanced oxidation-resistant iron-based alloys for LWR fuel cladding. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 448, č. 1, s. 420–435. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.06.041.
57. TERRANI, K. A.; PINT, B. A.; KIM, Y. -J.; UNOCIC, K. A.; YANG, Y.; SILVA, C. M.; MEYER, H. M.; REBAK, R. B. Uniform corrosion of FeCrAl alloys in LWR coolant environments. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 479, s. 36–47. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2016.06.047.
58. PAN, D.; ZHANG, R.; WANG, H.; LU, C.; LIU, Y. Formation and stability of oxide layer in FeCrAl fuel cladding material under high-temperature steam. *Journal of Alloys and Compounds*, roč. 684, s. 549–555. ISSN 0925-8388. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.05.145.

59. QIU, B.; WANG, J.; DENG, Y.; WANG, M.; WU, Y.; QIU, S. Z. A review on thermohydraulic and mechanical-physical properties of SiC, FeCrAl and Ti₃SiC₂ for ATF cladding. *Nuclear Engineering and Technology*, roč. 52, č. 1, s. 1–13. ISSN 1738-5733. Dostupné z DOI: 10.1016/j.net.2019.07.030.
60. ARAGÓN, P.; FERIA, F.; HERRANZ, L. E. Modelling FeCrAl cladding thermo-mechanical performance. Part I: Steady-state conditions. *Progress in Nuclear Energy*, roč. 153, s. 104417. ISSN 0149-1970. Dostupné z DOI: 10.1016/j.pnucene.2022.104417.
61. JÖNSSON, B.; BERGLUND, R.; MAGNUSSON, J.; HENNING, P.; HÄTTESTRAND, M. High Temperature Properties of a New Powder Metallurgical FeCrAl Alloy. *Materials Science Forum*, roč. 461-464, s. 455–462. ISSN 1662-9752. Dostupné z DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.461-464.455.
62. UKAI, S.; KATO, S.; FURUKAWA, T.; OHTSUKA, S. High-temperature creep deformation in FeCrAl-oxide dispersion strengthened alloy cladding. *Materials Science and Engineering: A*, roč. 794, s. 139863. ISSN 0921-5093. Dostupné z DOI: 10.1016/j.msea.2020.139863.
63. PINT, B. A.; DRYEPONDT, S.; UNOCIC, K. A.; HOELZER, D. T. Development of ODS FeCrAl for Compatibility in Fusion and Fission Energy Applications. *JOM*, roč. 66, č. 12, s. 2458–2466. ISSN 1543-1851. Dostupné z DOI: 10.1007/s11837-014-1200-z.
64. JIA, H.; WANG, Y.; WANG, Y.; HAN, L.; ZHANG, Y.; ZHOU, Z. Recent Progress on Creep Properties of ODS FeCrAl Alloys for Advanced Reactors. *Materials*, roč. 16, č. 9, s. 3497. ISSN 1996-1944. Dostupné z DOI: 10.3390/ma16093497.
65. YAMAMOTO, Y.; PINT, B. A.; TERRANI, K. A.; FIELD, K. G.; YANG, Y.; SNEAD, L. L. Development and property evaluation of nuclear grade wrought FeCrAl fuel cladding for light water reactors. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 467, s. 703–716. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2015.10.019.
66. MASSEY, C. P.; TERRANI, K. A.; DRYEPONDT, S. N.; PINT, B. A. Cladding burst behavior of Fe-based alloys under LOCA. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 470, s. 128–138. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2015.12.018.
67. GARRISON, B.; CINBIZ, M. N.; GUSSEV, M.; LINTON, K. Burst characteristics of advanced accident-tolerant FeCrAl cladding under temperature transient testing. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 560, s. 153488. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2021.153488.

68. BELL, S. B.; KANE, K. A.; MASSEY, C. P.; BALDESBERGER, L. A.; LUTZ, D.; PINT, B. A. Strength and rupture geometry of un-irradiated C26M FeCrAl under LOCA burst testing conditions. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 557, s. 153242. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2021.153242.
69. HU, X.; TERRANI, K. A.; WIRTH, B. D.; SNEAD, L. L. Hydrogen permeation in FeCrAl alloys for LWR cladding application. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 461, s. 282–291. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2015.02.040.
70. LEVCHUK, D.; BOLT, H.; DÖBELI, M.; EGGENBERGER, S.; WIDRIG, B.; RAMM, J. Al–Cr–O thin films as an efficient hydrogen barrier. *Surface and Coatings Technology*, roč. 202, č. 20, s. 5043–5047. ISSN 0257-8972. Dostupné z DOI: 10.1016/j.surfcoat.2008.05.012.
71. CAUSEY, R.; KARNESKY, R.; SAN MARCHI, C. Tritium Barriers and Tritium Diffusion in Fusion Reactors. *Comprehensive Nuclear Materials*, roč. 4, s. 511–549. ISSN 9780080560335. Dostupné z DOI: 10.1016/B978-0-08-056033-5.00116-6.
72. GEORGE, N. M.; TERRANI, K.; POWERS, J.; WORRALL, A.; MALDONADO, I. Neutronic analysis of candidate accident-tolerant cladding concepts in pressurized water reactors. *Annals of Nuclear Energy*, roč. 75, s. 703–712. ISSN 0306-4549. Dostupné z DOI: 10.1016/j.anucene.2014.09.005.
73. ABE, A. Revisiting Stainless Steel as PWR Fuel Rod Cladding after Fukushima Daiichi Accident. *Journal of Power and Energy Engineering*.
74. BALDEV, R.; KAMACHI MUDALI, U.; VIJAYALAKSHMI, M.; MATHEW, M.; BHADURI, A.; CHELLAPANDI, P.; VENUGOPAL, S.; SUNDAR, C.; RAO, B.; VENKATRAMAN, B. Development of Stainless Steels in Nuclear Industry: With Emphasis on Sodium Cooled Fast Spectrum Reactors History, Technology and Foresight. *Advanced Materials Research*, roč. 794, s. 3–25. ISSN 1662-8985. Dostupné z DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.794.3.
75. SANGLAP, M. T. E.; SHAHRIAR, S. R. Influence of Accident-Tolerant Fuel With Steel Cladding for Sustainable Heat Transfer in the Reactor Core of VVER-1200. *ASME Open Journal of Engineering*, roč. 1, s. 011023. ISSN 2770-3495. Dostupné z DOI: 10.1115/1.4054476.
76. GANGULY, C.; ROY, P. *A comparative study of zircaloy and stainless steel as cladding material for pressurised water reactor*. Bombay, India, 1977. Tech. zpr. Bhabha Atomic Research Centre. Dostupné také z: https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/08/334/8334554.pdf. BARC–914 INIS Reference Number: 8334554.

77. SEDRIKS, A. J. Stress-Corrosion Cracking of Stainless Steels. In: JONES, R. H. (ed.). *Stress-Corrosion Cracking: Materials Performance and Evaluation (Second Edition)*. ASM International. ASM Technical Books. ISBN 978-1-62708-266-2. Dostupné z DOI: 10.1361/sccm1992p091.
78. *Stress corrosion cracking in light water reactors: good practices and lessons learned*. Vienna: INTERNATIONAL ATOMIC ENERGY AGENCY. IAEA nuclear energy series Technical reports, č. NP-T-3.13. ISBN 978-92-0-117210-5.
79. SHEWMON, P. G. Radiation-Induced Swelling of Stainless Steel. *Science*, roč. 173, č. 4001, s. 987–991. Dostupné z DOI: 10.1126/science.173.4001.987.
80. CHUNG, H. M. *Assessment of void swelling in austenitic stainless steel PWR core internals*. 2006-01. Tech. zpr., ANL-04/28, NUREG/CR-6897. U.S. Nuclear Regulatory Commission, Argonne National Laboratory. Dostupné z DOI: 10.2172/985106.
81. DE SOUZA GOMES, D.; ABE, A.; SILVA, A. T. E.; GIOVEDI, C.; MARTINS, M. R. Evaluation of corrosion on the fuel performance of stainless steel cladding. *EPJ Nuclear Sciences & Technologies*, roč. 2, s. 40. ISSN 2491-9292. Dostupné z DOI: 10.1051/epjn/2016033.
82. PINT, B. A.; TERRANI, K. A.; BRADY, M. P.; CHENG, T.; KEISER, J. R. High temperature oxidation of fuel cladding candidate materials in steam–hydrogen environments. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 440, č. 1, s. 420–427. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.05.047.
83. AVELAR, A. M.; GIOVEDI, C.; ABE, A. Y.; MOURÃO, M. B. Oxidation of AISI 304L and 348 Stainless Steels in Water at High Temperatures. *Materials Research*, roč. 23, č. 6, e20200373. ISSN 1980-5373, ISSN 1516-1439. Dostupné z DOI: 10.1590/1980-5373-mr-2020-0373.
84. CHENG, T.; KEISER, J. R.; BRADY, M. P.; TERRANI, K. A.; PINT, B. A. Oxidation of fuel cladding candidate materials in steam environments at high temperature and pressure. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 427, č. 1, s. 396–400. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2012.05.007.
85. BRASSFIELD, H. C.; WHITE, J. F.; SJODAHL, L.; BITTEL, J. T. *Recommended property and reaction kinetics data for use in evaluating a light-water-cooled reactor loss of coolant incident involving Zircaloy-4 or 304SS Clad UO₂*. 1968-04. Tech. zpr., GEMP-482. General Electric Co., Cincinnati, OH (United States). Missile a Space Division. Dostupné z DOI: 10.2172/4521035.
86. *Accident Tolerant Fuel* [online]. [cit. 2023-06-17]. Dostupné z: <https://www.ga.com/nuclear-fission/accident-tolerant-fuel>.

87. KIM, W.-J.; KIM, D.; PARK, J. Y. Fabrication and Material Issues for the Application of SiC Composites to LWR Fuel Cladding. *Nuclear Engineering and Technology*, roč. 45, č. 4, s. 565–572. ISSN 1738-5733. Dostupné z DOI: 10.5516/NET.07.2012.084.
88. YUEH, K.; TERRANI, K. A. Silicon carbide composite for light water reactor fuel assembly applications. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 448, č. 1, s. 380–388. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.12.004.
89. SNEAD, L. L.; NOZAWA, T.; KATOH, Y.; BYUN, T.-S.; KONDO, S.; PETTI, D. A. Handbook of SiC properties for fuel performance modeling. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 371, č. 1, s. 329–377. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2007.05.016.
90. POWERS, J. J.; WORRALL, A.; ROBB, K. R.; GEORGE, N. M.; MALDONADO, G. I. ORNL Analysis of Operational and Safety Performance for Candidate Accident Tolerant Fuel and Cladding Concepts. In: *Accident Tolerant Fuel Concepts for Light Water Reactors*. Oak Ridge, TN, USA: Oak Ridge National Lab. (ORNL), Oak Ridge, TN (United States). Dostupné také z: <https://www.osti.gov/biblio/1286859>.
91. KATOH, Y.; SNEAD, L. L.; SZLUFARSKA, I.; WEBER, W. J. Radiation effects in SiC for nuclear structural applications. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, roč. 16, č. 3, s. 143–152. ISSN 1359-0286. Dostupné z DOI: 10.1016/j.cossms.2012.03.005.
92. KATOH, Y.; NOZAWA, T.; SNEAD, L. L.; OZAWA, K.; TANIGAWA, H. Stability of SiC and its composites at high neutron fluence. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 417, č. 1, s. 400–405. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2010.12.088.
93. KATOH, Y.; OZAWA, K.; HINOKI, T.; CHOI, Y.; SNEAD, L. L.; HASEGAWA, A. Mechanical properties of advanced SiC fiber composites irradiated at very high temperatures. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 417, č. 1, s. 416–420. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2011.02.006.
94. KATOH, Y.; OZAWA, K.; SHIH, C.; NOZAWA, T.; SHINAVSKI, R. J.; HASEGAWA, A.; SNEAD, L. L. Continuous SiC fiber, CVI SiC matrix composites for nuclear applications: Properties and irradiation effects. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 448, č. 1, s. 448–476. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.06.040.
95. CHEN, P.; QIU, B.; LI, Y.; WU, Y.; HUI, Y.; DENG, Y.; ZHANG, K. An evaluation on in-pile behaviors of SiCf/SiC cladding under normal and accident conditions with updated FROBA-ATF code. *Nuclear Engineering and Technology*, roč. 53, č. 4, s. 1236–1249. ISSN 1738-5733. Dostupné z DOI: 10.1016/j.net.2020.09.023.

96. TERRANI, K.; YANG, Y.; KIM, Y.-J.; REBAK, R.; MEYER, H.; GER-CZAK, T. Hydrothermal corrosion of SiC in LWR coolant environments in the absence of irradiation. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 465, s. 488–498. ISSN 00223115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2015.06.019.
97. YANG, H.; LI, X.; LIU, C.; ZHAO, Y.; CHEN, B.; YANG, X.; CHENG, L.; ZHANG, L. Hydrothermal corrosion behavior of SiCf/SiC composites candidate for PWR accident tolerant fuel cladding. *Ceramics International*, roč. 44, č. 18, s. 22865–22873. ISSN 0272-8842. Dostupné z DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.09.079.
98. PARK, J.-Y.; KIM, I.-H.; JUNG, Y.-I.; KIM, H.-G.; PARK, D.-J.; KIM, W.-J. Long-term corrosion behavior of CVD SiC in 360°C water and 400°C steam. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 443, č. 1, s. 603–607. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.07.058.
99. KIM, D.; LEE, H.-G.; PARK, J. Y.; PARK, J.-Y.; KIM, W.-J. Effect of dissolved hydrogen on the corrosion behavior of chemically vapor deposited SiC in a simulated pressurized water reactor environment. *Corrosion Science*, roč. 98, s. 304–309. ISSN 0010-938X. Dostupné z DOI: 10.1016/j.corsci.2015.05.031.
100. KONDO, S.; LEE, M.; HINOKI, T.; HYODO, Y.; KANO, F. Effect of irradiation damage on hydrothermal corrosion of SiC. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 464, s. 36–42. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2015.04.034.
101. SNEAD, M. A.; KATOH, Y.; KOYANAGI, T.; SINGH, G. P. *SiC/SiC Cladding Materials Properties Handbook*. 2017-08. Tech. zpr., ORNL/TM–2017/385, 1399957. Dostupné z DOI: 10.2172/1399957.
102. KIM, D.; LIM, K.; DO, A.; LEE, H.; PARK, J.; KIM, W. J. Corrosion and Mechanical Properties of SiC-Based ATF Fuel Cladding. In: *Transactions of the Korean Nuclear Society Autumn Meeting*. Goyang, Korea. Dostupné také z: <https://www.semanticscholar.org/paper/Corrosion-and-Mechanical-Properties-of-SiC-Based-Kim-Lim/0b12a0633edcc5786b55ee10aafe480efb154ca4>.
103. PAREEK, V.; SHORES, D. A. Oxidation of Silicon Carbide in Environments Containing Potassium Salt Vapor. *Journal of the American Ceramic Society*, roč. 74, č. 3, s. 556–563. ISSN 1551-2916. Dostupné z DOI: 10.1111/j.1151-2916.1991.tb04059.x.
104. ZHENG, Z.; TRESSLER, R. E.; SPEAR, K. E. The effect of sodium contamination on the oxidation of single crystal silicon carbide. *Corrosion Science*, roč. 33, č. 4, s. 545–556. ISSN 0010-938X. Dostupné z DOI: 10.1016/0010-938X(92)90203-F.
105. OPILA, E. The Influence of Alumina Reaction Tube Impurities on the Oxidation of CVD SiC. *Journal of the American Ceramic Society*, roč. 78. Dostupné z DOI: 10.1111/j.1151-2916.1995.tb08449.x.

106. PHAM, H.; KURATA, M.; STEINBRÜCK, M. Steam Oxidation of Silicon Carbide at High Temperatures for the Application as Accident Tolerant Fuel Cladding, an Overview. *Thermo*, roč. 1, s. 151–167. Dostupné z DOI: 10.3390/thermo1020011.
107. TERRANI, K. A.; PINT, B. A.; PARISH, C. M.; SILVA, C. M.; SNEAD, L. L.; KATOH, Y. Silicon Carbide Oxidation in Steam up to 2 MPa. *Journal of the American Ceramic Society*, roč. 97, č. 8, s. 2331–2352. ISSN 1551-2916. Dostupné z DOI: 10.1111/jace.13094.
108. ARNOLD, R. P. *Silicon carbide oxidation in high temperature steam*. Dostupné také z: <https://dspace.mit.edu/handle/1721.1/76940>. Thesis. Massachusetts Institute of Technology.
109. LEE, Y.; MCKRELL, T. J.; YUE, C.; KAZIMI, M. S. Safety Assessment of SiC Cladding Oxidation under Loss-of-Coolant Accident Conditions in Light Water Reactors. *Nuclear Technology*, roč. 183, č. 2, s. 210–227. ISSN 0029-5450, ISSN 1943-7471. Dostupné z DOI: 10.13182/NT12-122.
110. FURUMOTO, K.; WATANABE, S.; SATO, D.; OKAMOTO, M.; YAMATO, M.; YAMASHITA, S.; FUKAHORI, T. Out of Pile Test with SiC Cladding Simulating LOCA Conditions. In: *TopFuel 2018*. Prague. Dostupné také z: <https://www.euronuclear.org/archiv/topfuel2018/fullpapers/TopFuel2018-A0155-fullpaper.pdf>.
111. FEINROTH, H. Silicon Carbide Triplex Nuclear Fuel Cladding An Alternative to Zircaloy that Avoids Severe Core Damage during Accidents. In: *26 Conference of the Nuclear Societies in Israel*. Israel: NSI. INIS Reference Number: 44128609.
112. FEINROTH, H.; CERAMIC, G.; ALES, M. Silicon Carbide TRIPLEX cladding; recent advances in manufacturing and testing. *LWR Fuel Performance Meeting, Top Fuel 2013*, roč. 2, s. 928–935.
113. PINT, B. A.; TERRANI, K. A.; YAMAMOTO, Y.; SNEAD, L. L. Material Selection for Accident Tolerant Fuel Cladding. *Metallurgical and Materials Transactions E*, roč. 2, č. 3, s. 190–196. ISSN 2196-2944. Dostupné z DOI: 10.1007/s40553-015-0056-7.
114. TAO, Z.; WANG, P.; WANG, C.; MA, Z.; ZHANG, Y.; XUE, F.; BAI, G.; YUAN, Y.; LAN, R. Design and characterisation of AlCrFeCuNbx alloys for accident-tolerant fuel cladding. *Journal of Alloys and Compounds*, roč. 859, s. 157805. ISSN 0925-8388. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157805.
115. ZHANG, Z.; HAN, E.-H.; XIANG, C. Irradiation behaviors of two novel single-phase bcc-structure high-entropy alloys for accident-tolerant fuel cladding. *Journal of Materials Science & Technology*, roč. 84, s. 230–238. ISSN 1005-0302. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jmst.2020.12.058.

116. KAREER, A.; WAITE, J. C.; LI, B.; COUET, A.; ARMSTRONG, D. E. J.; WILKINSON, A. J. Short communication: ‘Low activation, refractory, high entropy alloys for nuclear applications. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 526, s. 151744. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2019.151744.
117. ZHANG, H.; ZHU, Z.; HUANG, H.; HE, T.; YAN, H.; ZHANG, Y.; LU, Y.; WANG, T.; LI, T. Microstructures, mechanical properties, and irradiation tolerance of the Ti–Zr–Nb–V–Mo refractory high-entropy alloys. *Intermetallics*, roč. 157, s. 107873. ISSN 0966-9795. Dostupné z DOI: 10.1016/j.intermet.2023.107873.
118. CHENG, B. Fuel Behavior in Severe Accidents and Potential Accident Tolerance Fuel Designs. In: *OECD – NEA Meeting*. Dostupné také z: <https://www.sinn-schaffen.de/hans-jochen-luhmann/wp-content/uploads/sites/12/2019/03/Bo-Cheng-Fuel-behaviour-in-the-case-of-severe-accidents.pdf>.
119. CHENG, B.; CHOU, P.; KIM, Y.-J. Evaluations of Mo-alloy for light water reactor fuel cladding to enhance accident tolerance. *EPJ Nuclear Sciences & Technologies*, roč. 2, s. 5. Dostupné z DOI: 10.1051/epjn/e2015-50060-7.
120. CHENG, B.; KIM, Y.-J.; CHOU, P. Improving Accident Tolerance of Nuclear Fuel with Coated Mo-alloy Cladding. *Nuclear Engineering and Technology*, roč. 48, č. 1, s. 16–25. ISSN 1738-5733. Dostupné z DOI: 10.1016/j.net.2015.12.003.
121. GONG, X.; LI, S.; LI, R.; YAN, J.; XUE, J.; REN, Q.; LIU, T.; AN, G.; SU, Y. Progress of Developing ODS Mo Alloy for Accident Tolerant Fuel Cladding at CGN. In: dostupné také z: https://www.researchgate.net/publication/319622877_PROGRESS_OF_DEVELOPING_ODS_MO_ALLOY_FOR_ACCIDENT_TOLERANT_FUEL_CLADDING_AT_CGN.
122. KOH, H. C.; HOSEMANN, P.; GLAESER, A. M.; CIONECA, C. Compatibility studies on Mo-coating systems for nuclear fuel cladding applications. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 496, s. 367–378. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2017.09.034.
123. NELSON, A. T.; SOOBY, E. S.; KIM, Y. -J.; CHENG, B.; MALOY, S. A. High temperature oxidation of molybdenum in water vapor environments. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 448, č. 1, s. 441–447. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.10.043.
124. COCKERAM, B. V.; SMITH, R. W.; SNEAD, L. L. The influence of fast neutron irradiation and irradiation temperature on the tensile properties of wrought LCAC and TZM molybdenum. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 346, č. 2, s. 145–164. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2005.06.016.

125. BYUN, T. S.; LI, M.; COCKERAM, B. V.; SNEAD, L. L. Deformation and fracture properties in neutron irradiated pure Mo and Mo alloys. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 376, č. 2, s. 240–246. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2008.03.004.
126. BRACHET, J. C.; URVOY, S.; ROUESNE, E.; NONY, G.; DUMERVAL, M.; SAUX, M. L.; OTT, F.; MICHAU, A.; SCHUSTER, F.; MAURY, F. DLI-MOCVD CrxCy coating to prevent Zr-based cladding from inner oxidation and secondary hydriding upon LOCA conditions. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 550, s. 152953. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2021.152953.
127. TANG, C.; STUEBER, M.; SEIFERT, H. J.; STEINBRUECK, M. Protective coatings on zirconium-based alloys as accident-tolerant fuel (ATF) claddings. *Corrosion Reviews*, roč. 35, č. 3, s. 141–165. ISSN 2191-0316. Dostupné z DOI: 10.1515/corrrev-2017-0010.
128. BISCHOFF, J.; VAUGLIN, C.; DELAFOY, C.; BARBERIS, P.; PERCHE, D.; GUERIN, B. Development of Cr-coated Zirconium Alloy Cladding for Enhanced Accident Tolerance. In: *Topfuel 2016 - Light Water Reactor (LWR) Fuel Performance Meeting*. Boise, United States. cea-02438699. Dostupné také z: <https://cea.hal.science/cea-02438699v1/>. HAL ID: cea-02438699v1.
129. YOUINOU, G.; SEN, R. S. *Enhanced Accident Tolerant Fuels for LWRs - A Preliminary Systems Analysis*. 2013-09. Tech. zpr., INL/EXT-13-30211, 1111499. Idaho National Lab. (INL). Dostupné z DOI: 10.2172/1111499.
130. BRACHET, J.-C.; IDARRAGA-TRUJILLO, I.; FLEM, M.; LE SAUX, M.; VANDENBERGHE, V.; URVOY, S.; ROUESNE, E.; GUILBERT, T.; TOFFOLON-MASCLET, C.; TUPIN, M.; PHALIPPOU, C.; LOMELLO, F.; SCHUSTER, F.; BILLARD, A.; VELISA, G.; DUCROS, C.; SANCHETTE, F. Early studies on Cr-Coated Zircaloy-4 as enhanced accident tolerant nuclear fuel claddings for light water reactors. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 517, s. 268–285. ISSN 00223115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2019.02.018.
131. KREJČÍ, J.; KABÁTOVÁ, J.; MANOCH, F.; KOČÍ, J.; CVRČEK, L.; MÁLEK, J.; KRUM, S.; ŠUTTA, P.; BUBLÍKOVÁ, P.; HALODOVÁ, P.; NAMBURI, H. K.; ŠEVEČEK, M. Development and testing of multi-component fuel cladding with enhanced accidental performance. *Nuclear Engineering and Technology*, roč. 52, č. 3, s. 597–609. ISSN 1738-5733. Dostupné z DOI: 10.1016/j.net.2019.08.015.
132. ŠEVEČEK, M.; GURGEN, A.; SESHADRI, A.; CHE, Y.; WAGIH, M.; PHILLIPS, B.; CHAMPAGNE, V.; SHIRVAN, K. Development of Cr cold spray-coated fuel cladding with enhanced accident tolerance. *Nuclear Engineering and Technology*, roč. 50, č. 2, s. 229–236. ISSN 1738-5733. Dostupné z DOI: 10.1016/j.net.2017.12.011.

133. WEI, T.; ZHANG, R.; YANG, H.; LIU, H.; QIU, S.; WANG, Y.; DU, P.; HE, K.; HU, X.; DONG, C. Microstructure, corrosion resistance and oxidation behavior of Cr-coatings on Zircaloy-4 prepared by vacuum arc plasma deposition. *Corrosion Science*, roč. 158, s. 108077. ISSN 0010-938X. Dostupné z DOI: 10.1016/j.corsci.2019.06.029.
134. MAIER, B.; YEOM, H.; JOHNSON, G.; DABNEY, T.; WALTERS, J.; XU, P.; ROMERO, J.; SHAH, H.; SRIDHARAN, K. Development of cold spray chromium coatings for improved accident tolerant zirconium-alloy cladding. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 519, s. 247–254. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2019.03.039.
135. KREJČÍ, J. Využití tenkých vrstev na bázi chromu pro povlakování palivového pokrytí. In: *Technický seminář věnovaný problematice Zr-slitin*. Barrandov.
136. MA, H.-B.; YAN, J.; ZHAO, Y.-H.; LIU, T.; REN, Q.-S.; LIAO, Y.-H.; ZUO, J.-D.; LIU, G.; YAO, M.-Y. Oxidation behavior of Cr-coated zirconium alloy cladding in high-temperature steam above 1200 °C. *npj Materials Degradation*, roč. 5, č. 1, s. 1–11. ISSN 2397-2106. Dostupné z DOI: 10.1038/s41529-021-00155-8.
137. BISCHOFF, J.; DELAFOY, C.; CHAARI, N.; VAUGLIN, C.; BUCHANAN, K.; BARBERIS, P.; SCHUSTER, F.; BRACHET, J.-C.; NIMISHAKAVI, K. Cr-coated cladding development at Framatome. In: *Topfuel 2018 - Light Water Reactor (LWR) Fuel Performance Meeting 2018*. Dostupné také z: <https://cea.hal.science/cea-02328963>. HAL ID: cea-02328963.
138. OELRICH, R.; RAY, S.; KAROUTAS, Z.; XU, P.; ROMERO, J.; SHAH, H.; LAHODA, E.; BOYLAN, F. Overview of Westinghouse lead accident tolerant fuel program. In: *TopFuel 2018*. Prague. Dostupné také z: <https://www.euronuclear.org/archiv/topfuel2018/fullpapers/TopFuel2018-A0151-fullpaper.pdf>.
139. BRACHET, J.-C.; DUMERVAL, M.; LEZAUD-CHAILLIOUX, V.; LE SAUX, M.; ROUESNE, E.; HAMON, D.; URVOY, S.; GUILBERT, T.; HOUMAIRE, Q.; COBAC, C.; NONY, G.; ROUSSELOT, J.; LOMELLO, F.; SCHUSTER, F.; PALANCHER, H.; BISCHOFF, J.; POUILLIER, E. Behavior of chromium coated M5TM claddings under loca conditions. In: *WRFPM 2017 Water Reactor Fuel Performance Meeting*. Jeju, South Korea. Dostupné také z: <https://hal.science/hal-02417726/>. HAL ID: hal-02419638.
140. HU, X.; DONG, C.; WANG, Q.; CHEN, B.; YANG, H.; WEI, T.; ZHANG, R.; GU, W.; CHEN, D. High-temperature oxidation of thick Cr coating prepared by arc deposition for accident tolerant fuel claddings. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 519, s. 145–156. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2019.01.039.

141. KIM, H.-G.; KIM, I.-H.; JUNG, Y.-I.; PARK, D.-J.; PARK, J.-Y.; KOO, Y.-H. Adhesion property and high-temperature oxidation behavior of Cr-coated Zircaloy-4 cladding tube prepared by 3D laser coating. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 465, s. 531–539. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2015.06.030.
142. KIM, H.-G.; KIM, I.-H.; JUNG, Y.-I.; PARK, D. J.; PARK, J.-Y.; KOO, Y.-H. High-temperature oxidation behavior of Cr-coated Zirconium alloy. In: *LWR Fuel Performance Meeting, Top Fuel 2013*, sv. 2. Dostupné také z: https://www.researchgate.net/profile/Yang-Hyun-Koo/publication/258852673_High-temperature_oxidation_behavior_of_Cr-coated_Zirconium_alloy/links/0c960529430f223739000000/High-temperature-oxidation-behavior-of-Cr-coated-Zirconium-alloy.pdf.
143. PARK, J.-H.; KIM, H.-G.; PARK, J.-y.; JUNG, Y.-I.; PARK, D.-J.; KOO, Y.-H. High temperature steam-oxidation behavior of arc ion plated Cr coatings for accident tolerant fuel claddings. *Surface and Coatings Technology*, roč. 280, s. 256–259. ISSN 0257-8972. Dostupné z DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.09.022.
144. CHAARI, N.; BISCHOFF, J.; BUCHANAN, K.; DELAFOY, C.; BARBERIS, P.; AUGEREAU, J.; NIMISHAKAVI, K. The Behavior of Cr-Coated Zirconium Alloy Cladding Tubes at High Temperatures. In: *Zirconium in the Nuclear Industry: 19th International Symposium*. ASTM International, s. 189–210. Dostupné z DOI: 10.1520/STP162220190014.
145. SHAH, H.; ROMERO, J.; XU, P.; MAIER, B.; JOHNSON, G.; WALTERS, J.; DABNEY, T.; YEOM, H.; SRIDHARAN, K. Development of Surface Coatings for Enhanced Accident Tolerant Fuel (ATF). In: *2017 Water Reactor Fuel Performance Meeting*. Jeju, South Korea. Dostupné také z: https://www.researchgate.net/publication/320190475_Development_of_Surface_Coatings_for_Enhanced_Accident_Tolerant_Fuel_ATF.
146. SHAHIN, M.; PETRIK, J.; SESHADRI, A.; PHILLIPS, B.; SHIRVAN, K. Experimental investigation of cold-spray chromium cladding. In: *Topfuel 2018*. Prague, Czech Republic. Dostupné také z: <https://www.euronuclear.org/archiv/topfuel2018/fullpapers/TopFuel2018-A0193-fullpaper.pdf>.
147. KIM, D.; STEINBRÜCK, M.; GROSSE, M.; TANG, C.; LEE, Y. Eutectic reaction and oxidation behavior of Cr-coated Zircaloy-4 accident-tolerant fuel cladding under various heating rates. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 583, s. 154538. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2023.154538.
148. LIU, J.; TANG, C.; STEINBRÜCK, M.; YANG, J.; STEGMAIER, U.; GROSSE, M.; YUN, D.; SEIFERT, H. J. Transient experiments on oxidation and degradation of Cr-coated Zircaloy in steam up to 1600 °C. *Corrosion Science*, roč. 192, s. 109805. ISSN 0010-938X. Dostupné z DOI: 10.1016/j.corsci.2021.109805.

149. BRACHET, J.-C.; GUILBERT, T.; LE SAUX, M.; ROUSSELOT, J.; NONY, G.; TOFFOLON-MASCLET, C.; MICHAU, A.; SCHUSTER, F.; PALANCHER, H.; BISCHOFF, J.; AUGEREAU, J.; POUILLIER, E. Behavior of cr-coated m5 claddings during and after high temperature steam oxidation from 800c up to 1500c. In: *Topfuel 2018*. Prague, Czech Republic. Dostupné také z: <https://hal.science/cea-02328975>. cea-02328975.
150. BRACHET, J.-C.; LE SAUX, M.; LEZAUD-CHAILLIOUX, V.; DUMERVAL, M.; HOUMAIRE, Q.; LOMELLO, F.; SCHUSTER, F.; MONSIFROT, E.; BISCHOFF, J.; POUILLIER, E. Behavior under LOCA conditions of Enhanced Accident Tolerant Chromium Coated Zircaloy-4 Claddings. In: *Topfuel 2016 - Light Water Reactor (LWR) Fuel Performance Meeting*. Boise, United States. Dostupné také z: <https://cea.hal.science/cea-02438712v1/>. HAL ID: cea-02438712.
151. DUMERVAL, M.; HOUMAIRE, Q.; BRACHET, J.-C.; PALANCHER, H.; BISCHOFF, J.; POUILLIER, E. Behavior of chromium coated M5 claddings upon thermal ramp tests under internal pressure (loss-of-coolant accident conditions). In: *Topfuel 2018 - Light Water Reactor (LWR) Fuel Performance Meeting 2018*. Prague, Czech Republic. Dostupné také z: <https://hal.science/cea-02328967>. cea-02328967.
152. CHALUPOVÁ, A.; KREJČÍ, J.; CVRČEK, L.; ŠEVEČEK, M.; ROZKOŠNÝ, V.; PŘIBYL, A.; HALODOVÁ, P.; GÁVELOVÁ, P. Coated cladding behavior during high-temperature transients. *Acta Polytechnica CTU Proceedings*, roč. 24. ISSN 2336-5382. Dostupné z DOI: 10.14311/APP.2019.24.0009.
153. SWEET, R.; MOUCHE, P.; BELL, S.; KANE, K.; CAPPS, N. Chromium-coated cladding analysis under simulated LOCA burst conditions. *Annals of Nuclear Energy*, roč. 176, s. 109275. ISSN 0306-4549. Dostupné z DOI: 10.1016/j.anucene.2022.109275.
154. ZHONG, W.; MOUCHE, P. A.; HEUSER, B. J. Response of Cr and Cr-Al coatings on Zircaloy-2 to high temperature steam. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 498, s. 137–148. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2017.10.021.
155. KIM, H.-G.; KIM, I.-H.; JUNG, Y.-I.; PARK, D.-J.; PARK, J.-H.; CHOI, B.-K.; LEE, Y.-H. Out-of-pile performance of surface-modified Zr cladding for accident tolerant fuel in LWRs. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 510, s. 93–99. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2018.07.061.
156. LEE, Y.-H.; PARK, J.-H.; KIM, I.-H.; PARK, D.-J.; JUNG, Y.-I.; CHOI, B.-K.; KIM, H.-G. Enhanced wear resistance of CrAl-coated cladding for accident-tolerant fuel. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 523, s. 223–230. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2019.06.011.

157. MA, B.; LUO, B.; WANG, Z.; MENG, C.; HE, X. Friction and Wear Properties of CrAl-Based Coatings for Nuclear Fuel Cladding. *Frontiers in Energy Research*, roč. 9. ISSN 2296-598X. Dostupné z DOI: 10.3389/ferg.2021.622708.
158. KIM, S. E.; KIM, D. H.; HONG, J. D.; KIM, J.-Y.; KIM, H.-G. Enhanced crud resistance of CrAl coated ATF claddings in simulated PWR conditions. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 578, s. 154357. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2023.154357.
159. TERRANI, K. A.; PARISH, C. M.; SHIN, D.; PINT, B. A. Protection of zirconium by alumina- and chromia-forming iron alloys under high-temperature steam exposure. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 438, č. 1, s. 64–71. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2013.03.006.
160. DABNEY, T.; JOHNSON, G.; YEOM, H.; MAIER, B.; WALTERS, J.; SRIDHARAN, K. Experimental evaluation of cold spray FeCrAl alloys coated zirconium-alloy for potential accident tolerant fuel cladding. *Nuclear Materials and Energy*, roč. 21, s. 100715. ISSN 2352-1791. Dostupné z DOI: 10.1016/j.nme.2019.100715.
161. ZHONG, W.; MOUCHE, P. A.; HAN, X.; HEUSER, B. J.; MANDAPAKA, K. K.; WAS, G. S. Performance of iron–chromium–aluminum alloy surface coatings on Zircaloy 2 under high-temperature steam and normal BWR operating conditions. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 470, s. 327–338. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2015.11.037.
162. SRIDHARAN, K.; HARRINGTON, S. P.; JOHNSON, A. K.; LICHT, J. R.; ANDERSON, M. H.; ALLEN, T. R. Oxidation of plasma surface modified zirconium alloy in pressurized high temperature water. *Materials & Design*, roč. 28, č. 4, s. 1177–1185. ISSN 0261-3069. Dostupné z DOI: 10.1016/j.matdes.2006.01.019.
163. KIM, H.-G.; KIM, I.-H.; JUNG, Y.-I.; PARK, D.-J.; PARK, J.-Y.; KOO, Y.-H. Microstructure and mechanical strength of surface ODS treated Zircaloy-4 sheet using laser beam scanning. *Nuclear Engineering and Technology*, roč. 46, č. 4, s. 521–528. ISSN 1738-5733. Dostupné z DOI: 10.5516/NET.07.2014.027.
164. USUI, T.; SAWADA, A.; AMAYA, M.; SUZUKI, A.; CHIKADA, T.; TERAJ, T. SiC coating as hydrogen permeation reduction and oxidation resistance for nuclear fuel cladding. *Journal of Nuclear Science and Technology*, roč. 52, č. 10, s. 1318–1322. ISSN 0022-3131. Dostupné z DOI: 10.1080/00223131.2015.1020901.
165. AFORNU, B.; LIDER, A.; KASHKAROV, E.; SYRTANOV, M. Oxidation features of sintered SiC composites deposited on E110 alloy at 1200 °c in air for fuel cladding studies. *Journal of Physics: Conference Series*, roč. 1989, s. 012010. Dostupné z DOI: 10.1088/1742-6596/1989/1/012010.

166. LEE, K.; KIM, D.; YOON, Y. S. SiC/Si thin film deposited on zircaloy to improved accident tolerant fuel cladding. *Thin Solid Films*, roč. 660, s. 221–230. ISSN 0040-6090. Dostupné z DOI: 10.1016/j.tsf.2018.06.006.
167. KASHKAROV, E. B.; SYRTANOV, M. S.; MURASHKINA, T. L.; KU-ROCHKIN, A. V.; SHANENKOVA, Y.; OBROSOV, A. Hydrogen Sorption Kinetics of SiC-Coated Zr-1Nb Alloy. *Coatings*, roč. 9, č. 1, s. 31. ISSN 2079-6412. Dostupné z DOI: 10.3390/coatings9010031.
168. MENG, C.; YANG, L.; WU, Y.; TAN, J.; DANG, W.; HE, X.; MA, X. Study of the oxidation behavior of CrN coating on Zr alloy in air. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 515, s. 354–369. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2019.01.006.
169. DAUB, K.; VAN NIEUWENHOVE, R.; NORDIN, H. Investigation of the impact of coatings on corrosion and hydrogen uptake of Zircaloy-4. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 467, s. 260–270. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2015.09.041.
170. LIU, J.; HAO, Z.; CUI, Z.; MA, D.; LU, J.; CUI, Y.; LI, C.; LIU, W.; XIE, S.; HU, P.; HUANG, P.; BAI, G.; YUN, D. Oxidation behavior, thermal stability, and the coating/substrate interface evolution of CrN-coated Zircaloy under high-temperature steam. *Corrosion Science*, roč. 185, s. 109416. ISSN 0010-938X. Dostupné z DOI: 10.1016/j.corsci.2021.109416.
171. KREJČÍ, J.; ŠEVEČEK, M.; CVRČEK, L. Development of chromium and chromium nitride coated cladding for VVER reactors. In: *2017 Water Reactor Fuel Performance Meeting*. Jeju, South Korea. Dostupné také z: https://www.researchgate.net/publication/319728256_DEVELOPMENT_OF_CHROMIUM_AND_CHROMIUM_NITRIDE_COATED_CLADDING_FOR_VVER_REACTORS.
172. FAZI, A.; LOKHANDE, P.; LOPES, D. A.; STILLER, K.; ANDRÉN, H.-O.; THUVANDER, M. Comparing CrN and TiN Coatings for Accident-Tolerant Fuels in PWR and BWR Autoclaves. *Journal of Nuclear Engineering*, roč. 3, č. 4, s. 321–332. ISSN 2673-4362. Dostupné z DOI: 10.3390/jne3040019.
173. NIEUWENHOVE, R. V.; ANDERSSON, V.; BALAK, J.; OBERLÄNDER, B. In-Pile Testing of CrN, TiAlN, and AlCrN Coatings on Zircaloy Cladding in the Halden Reactor. In: *Zirconium in the Nuclear Industry: 18th International Symposium*. ASTM International, s. 965–982. Dostupné z DOI: 10.1520/STP159720160011.
174. KREJČÍ, J.; ŠEVEČEK, M.; KABÁTOVÁ, J.; MANOCH, F.; KOČÍ, J.; BUBLÍKOVÁ, P.; HALODOVA, P.; NAMBURI, H. Experimental behavior of chromium-based coatings. In: *Topfuel 2018*. Prague, Czech Republic. Dostupné také z: https://www.researchgate.net/publication/328066345_EXPERIMENTAL_BEHAVIOR_OF_CHROMIUM-BASED_COATINGS.

175. LIU, J.; CUI, Z.; MA, D.; LU, J.; CUI, Y.; LI, C.; LIU, W.; HAO, Z.; HU, P.; YAO, M.; HUANG, P.; BAI, G.; YUN, D. Investigation of oxidation behaviors of coated Zircaloy as accident-tolerant fuel with CrAlN and CrAlSiN coatings in high-temperature steam. *Corrosion Science*, roč. 175, s. 108896. ISSN 0010-938X. Dostupné z DOI: 10.1016/j.corsci.2020.108896.
176. KHATKHATAY, F.; JIAO, L.; JIAN, J.; ZHANG, W.; JIAO, Z.; GAN, J.; ZHANG, H.; ZHANG, X.; WANG, H. Superior corrosion resistance properties of TiN-based coatings on Zircaloy tubes in supercritical water. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 451, č. 1, s. 346–351. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2014.04.010.
177. DO, A.; KIM, D.; KIM, W.-J.; PARK, J. Y.; LEE, H.-G.; CHOI, H.-J. Hydrothermal Corrosion Behavior of TiN and TiCrN as an Environmental Barrier Coating for ATF claddings. In: *Transactions of the Korean Nuclear Society Virtual Spring Meeting*. Dostupné také z: <https://journal-home.s3.ap-northeast-2.amazonaws.com/site/kns2020spring/presentation/20S-672.pdf>.
178. *KOROZE*, interní databáze UJP Praha a.s. [online]. [cit. 2023-07-27].
179. SUNG, J. H.; KIM, T. H.; KIM, S. S. Fretting damage of TiN coated zircaloy-4 tube. *Wear*, roč. 250, č. 1, s. 658–664. ISSN 0043-1648. Dostupné z DOI: 10.1016/S0043-1648(01)00674-3.
180. ALAT, E.; HU, J.; WOLFE, D. E.; MOTTA, A. T. Corrosion and Ion Irradiation Behavior of Ceramic-Coated Nuclear Fuel Cladding. In: *Zirconium in the Nuclear Industry: 19th International Symposium*. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, s. 149–171. ISBN 978-0-8031-7690-4. Dostupné z DOI: 10.1520/STP162220190029.
181. BARSOUM, M. W. The MN+1AXN phases: A new class of solids: Thermodynamically stable nanolaminates. *Progress in Solid State Chemistry*, roč. 28, č. 1, s. 201–281. ISSN 0079-6786. Dostupné z DOI: 10.1016/S0079-6786(00)00006-6.
182. BARSOUM, M.; EL-RAGHY, T. The MAX Phases: Unique new Carbide and Nitride Materials. *American Scientist - AMER SCI*, roč. 89. Dostupné z DOI: 10.1511/2001.28.736.
183. TANG, C.; STEINBRUECK, M.; STUEBER, M.; GROSSE, M.; YU, X.; ULRICH, S.; SEIFERT, H. J. Deposition, characterization and high-temperature steam oxidation behavior of single-phase Ti₂AlC-coated Zircaloy-4. *Corrosion Science*, roč. 135, s. 87–98. ISSN 0010-938X. Dostupné z DOI: 10.1016/j.corsci.2018.02.035.

184. TANG, C.; STEINBRÜCK, M.; GROSSE, M.; ULRICH, S.; STUEBER, M.; SEIFERT, H. Improvement of the High-Temperature Oxidation Resistance of Zr Alloy Cladding by Surface Modification with Aluminum-Containing Ternary Carbide Coatings. In: *The 2018 International Congress on Advances in Nuclear Power Plants*. Charlotte, North Carolina, USA. Dostupné také z: https://www.researchgate.net/publication/324703711_Improvement_of_the_High-Temperature_Oxidation_Resistance_of_Zr_Alloy_Cladding_by_Surface_Modification_with_Aluminum-Containing_Ternary_Carbide_Coatings.
185. GARCIA-DIAZ, B.; OLSON, L.; VERST, C.; SINDELAR, R.; HOFFMAN, E.; HAUCH, B.; MAIER, B.; SRIDHARAN, K. MAX phase coatings for accident tolerant nuclear fuel. *Transactions of the American Nuclear Society*, roč. 110, s. 994–996.
186. TANG, C.; GROSSE, M. K.; TRTIK, P.; STEINBRÜCK, M.; STÜBER, M.; SEIFERT, H. J. H₂ permeation behavior of Cr₂AlC and Ti₂AlC max phase coated zircaloy-4 by neutron radiography. *Acta Polytechnica*, roč. 58, č. 1, s. 69–76. ISSN 1805-2363. Dostupné z DOI: 10.14311/AP.2018.58.0069.
187. OUGIER, M.; MICHAU, A.; LOMELLO, F.; SCHUSTER, F.; MASKROT, H.; SCHLEGEL, M. L. High-temperature oxidation behavior of HiPIMS as-deposited Cr–Al–C and annealed Cr₂AlC coatings on Zr-based alloy. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 528, s. 151855. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2019.151855.
188. LAPAUW, T.; LAMBRINOU, K.; CABIOC'H, T.; HALIM, J.; LU, J.; PESACH, A.; RIVIN, O.; OZERI, O.; CASPI, E. N.; HULTMAN, L.; EKLUND, P.; ROSÉN, J.; BARSOUM, M. W.; VLEUGELS, J. Synthesis of the new MAX phase Zr₂AlC. *Journal of the European Ceramic Society*, roč. 36, č. 8, s. 1847–1853. ISSN 0955-2219. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2016.02.044.
189. TANG, C.; STEINBRÜCK, M.; GROSSE, M.; ULRICH, S.; STUEBER, M.; SEIFERT, H. Evaluation of magnetron sputtered protective Zr-Al-C coatings for accident tolerant Zircaloy claddings. In: *2017 Water Reactor Fuel Performance Meeting*. Jeju, South Korea. Dostupné také z: https://www.researchgate.net/publication/320255441_Evaluation_of_magnetron_sputtered_protective_Zr-Al-C_coatings_for_accident_tolerant_Zircaloy_claddings.
190. LI, Z.; LIU, C.; CHEN, Q.; YANG, J.; LIU, J.; YANG, H.; ZHANG, W.; ZHANG, R.; HE, L.; LONG, J.; CHANG, H. Microstructure, high-temperature corrosion and steam oxidation properties of Cr/CrN multilayer coatings prepared by magnetron sputtering. *Corrosion Science*, roč. 191, s. 109755. ISSN 0010-938X. Dostupné z DOI: 10.1016/j.corsci.2021.109755.

191. SIDELEV, D.; SYRTANOV, M.; RUCHKIN, S.; PIROZHKOVA, A.; KASHKAROV, E. Protection of Zr Alloy under High-Temperature Air Oxidation: A Multilayer Coating Approach. *Coatings*, roč. 11, s. 227. Dostupné z DOI: 10.3390/coatings11020227.
192. SIDELEV, D. V.; RUCHKIN, S. E.; SYRTANOV, M. S.; KASHKAROV, E. B.; SHELEPOV, I. A.; MALGIN, A. G.; POLUNIN, K. K.; STOYKOV, K. V.; MOKRUSHIN, A. A. Protective Cr coatings with CrN/Cr multilayers for zirconium fuel claddings. *Surface and Coatings Technology*, roč. 433, s. 128131. ISSN 0257-8972. Dostupné z DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.128131.
193. KREJČÍ, J. Experimental Behavior of Chromium-based PVD-coated Cladding Materials During LOCA Transient. In: *Global/Topfuel 2019*. Seattle, WA, USA.
194. ALAT, E.; MOTTA, A. T.; COMSTOCK, R. J.; PARTEZANA, J. M.; WOLFE, D. E. Multilayer (TiN, TiAlN) ceramic coatings for nuclear fuel cladding. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 478, s. 236–244. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2016.05.021.
195. MAIER, B. R.; GARCIA-DIAZ, B. L.; HAUCH, B.; OLSON, L. C.; SINDELAR, R. L.; SRIDHARAN, K. Cold spray deposition of Ti₂AlC coatings for improved nuclear fuel cladding. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 466, s. 712–717. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2015.06.028.
196. LI, W.; WANG, Z.; SHUAI, J.; XU, B.; WANG, A.; KE, P. A high oxidation resistance Ti₂AlC coating on Zirlo substrates for loss-of-coolant accident conditions. *Ceramics International*, roč. 45, č. 11, s. 13912–13922. ISSN 0272-8842. Dostupné z DOI: 10.1016/j.ceramint.2019.04.089.
197. ŠEVEČEK, M.; SHIRVAN, K.; BALLINGER, R. Study of thermal creep of coated cladding materials. *Acta Polytechnica CTU Proceedings*, roč. 19, s. 22. Dostupné z DOI: 10.14311/APP.2018.19.0022.
198. YEOM, H.; MAIER, B.; JOHNSON, G.; DABNEY, T.; WALTERS, J.; SRIDHARAN, K. Development of cold spray process for oxidation-resistant FeCrAl and Mo diffusion barrier coatings on optimized ZIRLO™. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 507, s. 306–315. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2018.05.014.
199. PARK, D. J.; KIM, H. G.; JUNG, Y. I.; PARK, J. H.; YANG, J. H.; KOO, Y. H. Behavior of an improved Zr fuel cladding with oxidation resistant coating under loss-of-coolant accident conditions. *Journal of Nuclear Materials*, roč. 482, s. 75–82. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: 10.1016/j.jnucmat.2016.10.021.
200. CHALUPOVÁ, A. *Chování palivového pokrytí s ochrannou vrstvou v podmínkách vysokoteplotního přechodu*. Praha. Bakalářská práce. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta jaderná a fyzikálně inženýrská.

201. KINKOROVÁ, T. *Hodnocení porušení palivového proutku při havarijních stavech*. Praha. Výzkumný úkol. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta jaderná a fyzikálně inženýrská.
202. *BURST*, interní databáze UJP Praha a.s. [online]. [cit. 2023-07-03].
203. CHALUPOVÁ, A.; KREJČÍ, J.; ČERVENKA, P.; ROZKOŠNÝ, V.; PŘIBYL, A.; MANOCH, F.; SÝKORA, J.; HALODOVÁ, P.; GÁVELOVÁ, P. Deformace a selhání palivového pokrytí při vysokoteplotních přechodech. In: *Technický seminář ČEZ věnovaný problematice Zr-slitin*. Praha.

Příloha

Fotografie vzorků



T79-750-6



T79-750-6

Obr. A.1: Referenční vzorek bez coatingu, 750 °C, 6 MPa



9Cr4-06-750-6



9Cr4-06-750-6

Obr. A.2: Vzorek E110 s Cr coatingem, 750 °C, 6 MPa



9CrN0-750-2

Obr. A.3: Vzorek s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem, 750 °C, 2 MPa

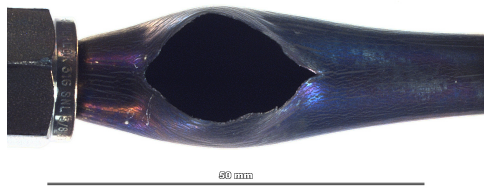


9CrN0-06-750-4

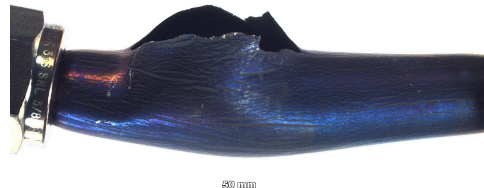


9CrN0-06-750-4

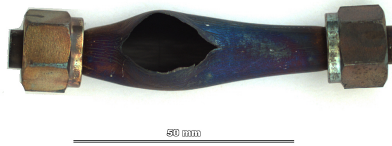
Obr. A.4: Vzorek s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem, 750 °C, 4 MPa



9CrN0-06-750-6

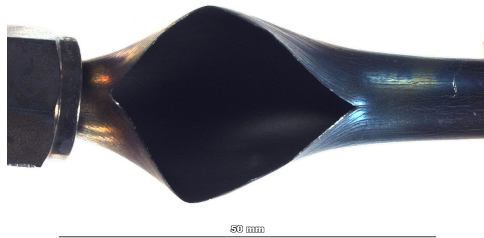


9CrN0-06-750-6

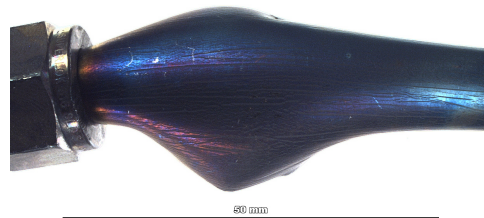


9CrN0-06-750-6

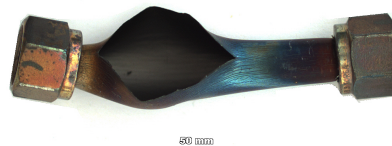
Obr. A.5: Vzorek s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem, 750 °C, 6 MPa



9CrN0-06-750-10

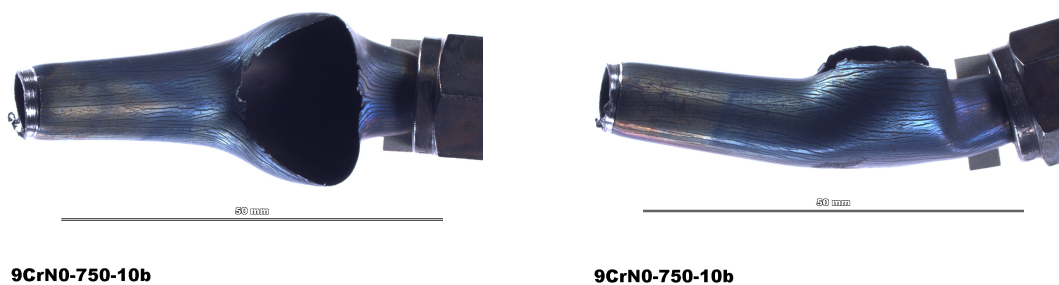


9CrN0-06-750-10

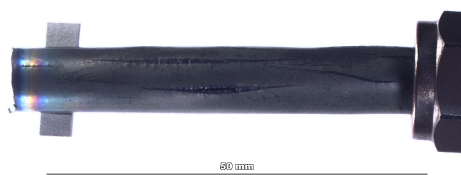


9CrN0-06-750-10

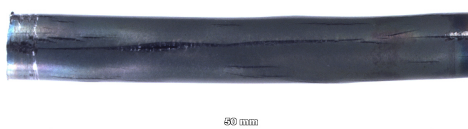
Obr. A.6: Vzorek s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem, 750 °C, 8 MPa



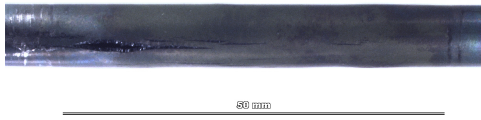
Obr. A.7: Vzorek s Cr₉₀N₁₀ coatingem, 750 °C, 10 MPa



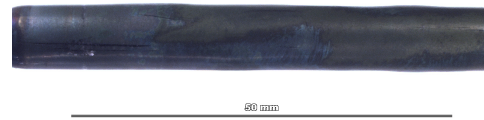
Obr. A.8: Vzorek s Cr₉₀N₁₀ coatingem, 950 °C, 0,9 MPa



Obr. A.9: Vzorek s Cr₉₀N₁₀ coatingem, 950 °C, 1,1 MPa

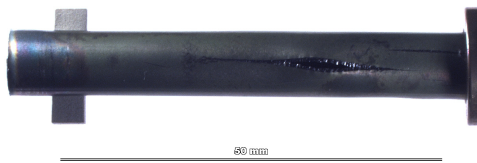


9CrN0-950-1,3



9CrN0-950-1,3

Obr. A.10: Vzorek s Cr₉₀N₁₀ coatingem, 950 °C, 1,3 MPa

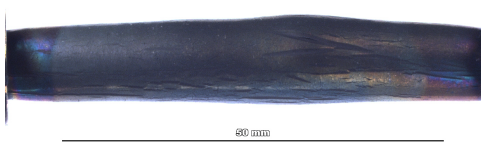


9CrN0-950-1,5



9CrN0-950-1,5

Obr. A.11: Vzorek s Cr₉₀N₁₀ coatingem, 950 °C, 1,5 MPa

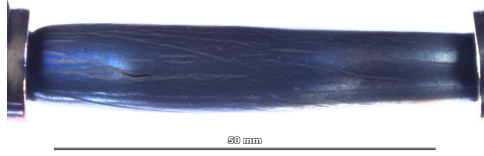


9CrN1-750-2,5

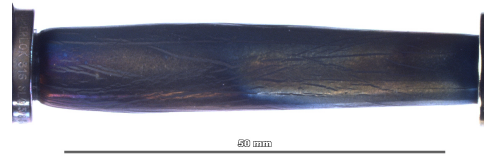


9CrN1-750-2,5

Obr. A.12: Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 750 °C, 2,5 MPa

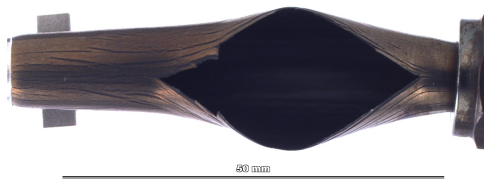


9CrN1-750-4

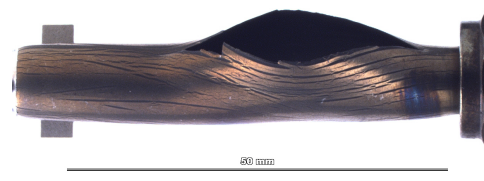


9CrN1-750-4

Obr. A.13: Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 750 $^{\circ}\text{C}$, 4 MPa

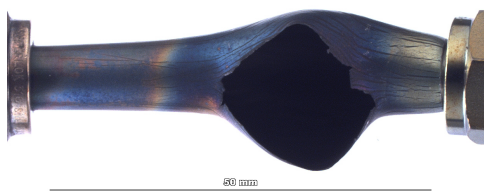


9CrN1-750-6

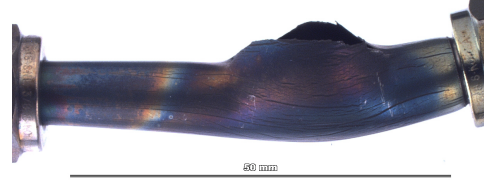


9CrN1-750-6

Obr. A.14: Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 750 $^{\circ}\text{C}$, 6 MPa

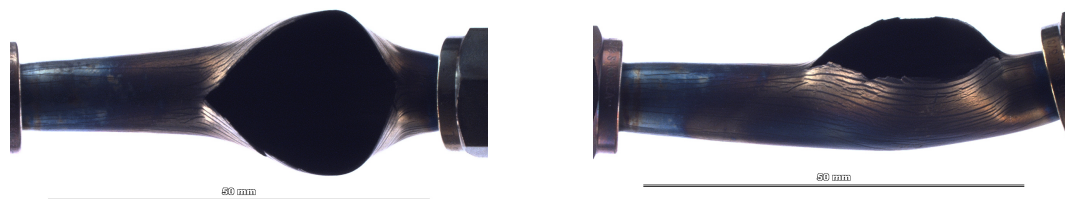


9CrN1-750-8



9CrN1-750-8

Obr. A.15: Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 750 $^{\circ}\text{C}$, 8 MPa



9CrN1-750-10

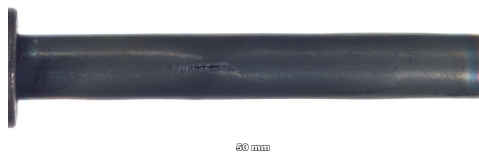
9CrN1-750-10

Obr. A.16: Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 750 $^{\circ}\text{C}$, 10 MPa



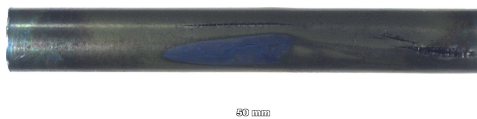
9CrN1-950-0,9

Obr. A.17: Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 950 $^{\circ}\text{C}$, 0,9 MPa

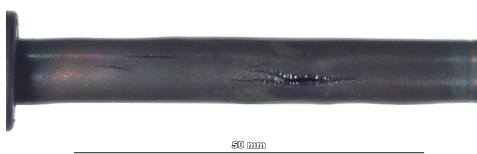


9CrN1-950-1,1

Obr. A.18: Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 950 $^{\circ}\text{C}$, 1,1 MPa

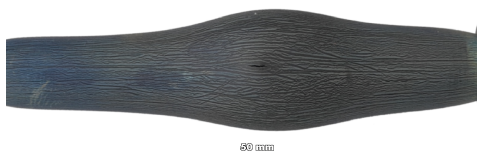


Obr. A.19: Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 950 $^{\circ}\text{C}$, 1,3 MPa



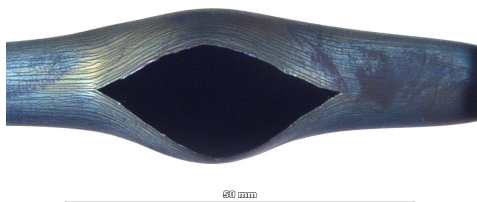
9CrN1-950-1,5b

Obr. A.20: Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), 950 $^{\circ}\text{C}$, 1,5 MPa



ZCr6-28-750-2,5

Obr. A.21: Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 750 $^{\circ}\text{C}$, 2,5 MPa



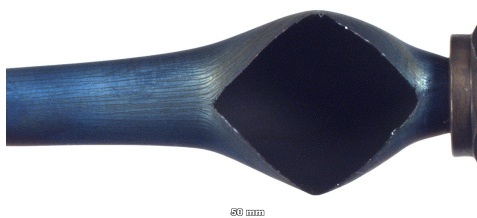
ZCr6-27-750-4

Obr. A.22: Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 750 °C, 4 MPa



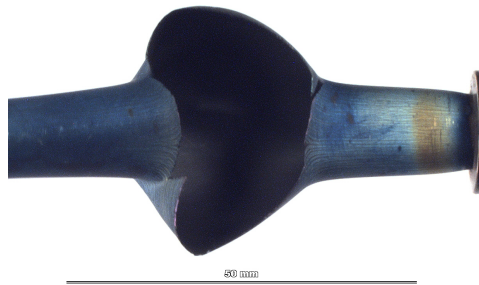
ZCr6-26-750-6

Obr. A.23: Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 750 °C, 6 MPa



ZCr6-25-750-8

Obr. A.24: Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 750 °C, 8 MPa



ZCr6-24-750-10

Obr. A.25: Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 750 °C, 10 MPa



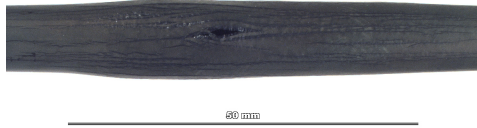
ZCr6-23-950-0,9

Obr. A.26: Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 950 °C, 0,9 MPa



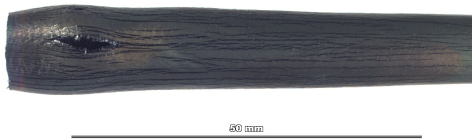
ZCr6-21-950-1,3

Obr. A.27: Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 950 °C, 1,3 MPa



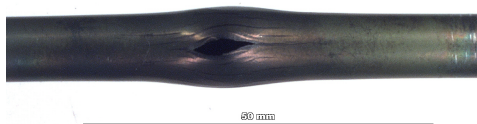
ZCr6-22-950-1,3b

Obr. A.28: Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 950 °C, 1,3 MPa



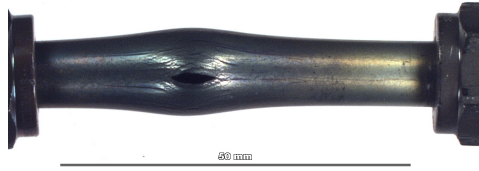
ZCr6-20-950-1,5

Obr. A.29: Vzorek Opt ZIRLO s Cr coatingem, 950 °C, 1,5 MPa



9CrN0-1050-2r

Obr. A.30: Vzorek s Cr₉₀N₁₀ coatingem, ramp test, 2 MPa



9CrN0-1050-4r

Obr. A.31: Vzorek s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem, ramp test, 4 MPa



9CrN0-1050-6r

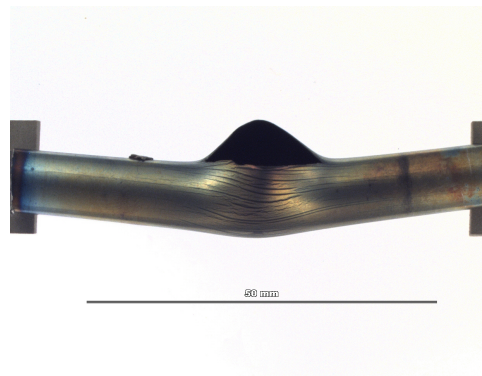


9CrN0-1050-6r

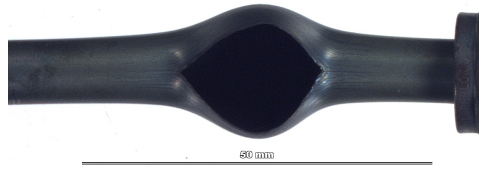
Obr. A.32: Vzorek s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem, ramp test, 6 MPa



9CrN0-1050-8r

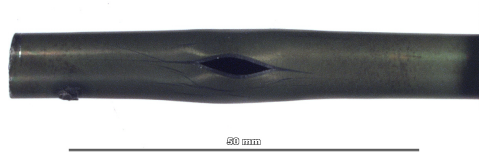


Obr. A.33: Vzorek s $\text{Cr}_{90}\text{N}_{10}$ coatingem, ramp test, 8 MPa



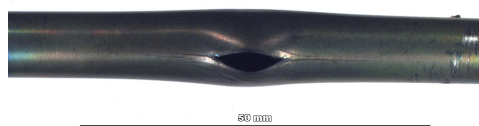
9CrN0-1050-10r

Obr. A.34: Vzorek s CrN+Cr coatingem (16,7 μm), ramp test, 10 MPa



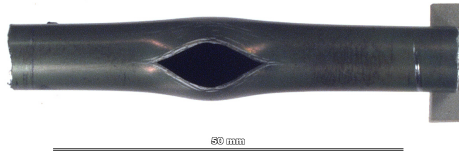
9CrN1-1050-2r

Obr. A.35: Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), ramp test, 2 MPa



9CrN1-1050-4r

Obr. A.36: Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), ramp test, 4 MPa



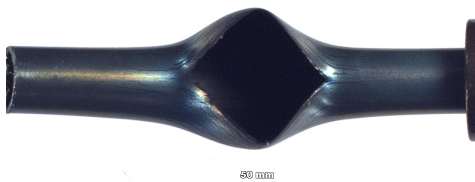
9CrN1-1050-6r

Obr. A.37: Vzorek s Cr/CrN+Cr coatingem, ramp test, 6 MPa



9CrN1-1050-8r

Obr. A.38: Vzorek s Cr/CrN+Cr coatingem, ramp test, 8 MPa



9CrN1-1050-10r

Obr. A.39: Vzorek s CrN+Cr coatingem (22,6 μm), ramp test, 10 MPa