

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE

FAKULTA JADERNÁ A FYZIKÁLNĚ INŽENÝRSKÁ

KATEDRA JADERNÝCH REAKTORŮ



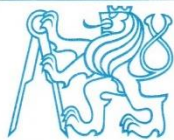
BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Experimentální chování pokročilých typů jaderného paliva

Autor: Jakub Vrzal

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

Praha, 2023



ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

Student: **Jakub Vrzal**

Studijní program: Aplikace přírodních věd

Obor: Jaderné inženýrství

Název práce česky: **Experimentální chování pokročilých typů jaderného paliva**

Název práce anglicky: Experimental Behavior of Advanced Technology Fuels for Light Water Reactors

Pokyny pro vypracování:

1. Seznamte se obecně s problematikou havárie se ztrátou chladiva (LOCA) a nadprojektových havárií (DEC) v lehkovodních reaktorech. Dále se seznamte s koncepty jaderných paliv se zvýšenou odolností při haváriích (ATF). Zaměřte se na palivová pokrytí, a to zejména materiály alternativní pro zirkoniové slitiny.
2. Proved'te stručnou rešerši variant ATF pokrytí, které se uvažují jako alternativní materiály pro zirkoniové slitiny. Diskutujte možné výhody a nevýhody těchto materiálů oproti standardním zirkoniovým slitinám. Doplňte rešerši o dostupné experimenty a modely zaměřené na vysokoteplotní oxidaci těchto materiálů v páře. Data utříd'te a popište s ohledem na jejich další možné využití pro porovnání s výsledky vlastních experimentů.
3. Seznamte se s experimentálním zařízením pro zkoušky vysokoteplotní oxidace v páře v UJP PRAHA a.s. a zařízení stručně popište.
4. Zvolte si vhodné podmínky (odpovídající LOCA a DEC) a proved'te několik experimentů vysokoteplotní oxidace v páře pro vzorky palivového pokrytí ze slitiny alternativní pro zirkonium (např. FeCrAl, SiC/SiC nebo 42XHM) a pro referenční zirkoniovou slitinu. Vyhodnot'te stav vzorků po ukončení experimentů a diskutujte rozdíly v korozní odolnosti ve srovnání s referenční zirkoniovou slitinou.

Doporučená literatura:

- [1] Olander D. R.: Fundamental Aspects of Nuclear Reactor Fuel Elements, ISBN 0-87079-031-5 (v.1), TID-26711-P1, 1976
- [2] 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
- [3] Zhang Y. P., Niu S. P, Zhang L. T., Qiu S. Z., Su G. H., Tian W. X.: A review on analysis of LWR severe accident, Journal of Nuclear Engineering and Radiation Science, 2015 Oct 1;1(4)
- [4] OECD/NEA State-of-the-Art Report on Light Water Reactor Accident-Tolerant Fuels, No. NEA--7317, Organisation for Economic Co-Operation and Development, 2018
- [5] Steinbrück M., Vér N., Große M.: Oxidation of advanced zirconium cladding alloys in steam at temperatures in the range of 600–1200 °C, Oxidation of Metals 76:215–232, 2011

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

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

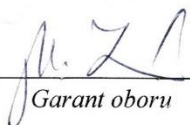
Datum zadání bakalářské práce: 11.10. 2021

Datum odevzdání bakalářské práce: 7.7. 2022

Doba platnosti zadání je dva roky od data zadání.

V Praze dne 11.10. 2021

doc. Ing. Martin Kropík, CSc.



Garant oboru

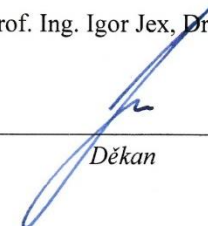
Ing. Jan Rataj, Ph.D.



Vedoucí katedry



prof. Ing. Igor Jex, DrSc.



Děkan

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem svou bakalářskou práci vypracoval samostatně a použil jsem pouze podklady uvedené v příloženém seznamu.

V Praze dne 02. 08. 2023



Jakub Vrzal

Poděkování

Na tomto místě bych rád poděkoval vedoucímu své práce Ing. Jakubu Krejčímu, Ph.D., za podmětné rady a odbornou pomoc, kterou mi poskytl při zpracování této bakalářské práce, a především za čas, který mi věnoval. Současně bych chtěl vyjádřit poděkování zaměstnancům z týmu Zr-slitiny z UJP Praha, kteří mi pomohli od přípravy vzorků až po jejich vyhodnocení.

Jakub Vrzal

Název práce: **Experimentální chování pokročilých typů jaderného paliva**

Autor: Jakub Vrzal

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: Cílem této bakalářské práce je experimentálně popsat chování paliva se zvýšenou odolností, které zastupuje slitina FeCrAl B136Y3, při vysokoteplotní oxidaci simulující podmínky, kterým je vystaveno palivové pokrytí během havárií se ztrátou chladiva. Práce shrnuje dosavadní informace o havárii se ztrátou chladiva, vysokoteplotní oxidaci a zejména o palivu se zvýšenou odolností. Praktická část je věnována experimentům vysokoteplotní oxidace na B136Y3 při různých teplotách a době expozice. Na závěr se práce zabývá spjitostí tvorby oxidu s průběhem a teplotou expozice.

Klíčová slova: palivo se zvýšenou odolností (ATF), havárie se ztrátou chladiva (LOCA), vysokoteplotní oxidace, slitina FeCrAl

Title: **Experimental Behavior of Advanced Technology Fuels for Light Water Reactor**

Author: Jakub Vrzal

Abstract: The aim of the bachelor thesis is to experimentally describe the behaviour of the fuel with increased resistance, represented by the FeCrAl B136Y3 alloy, during high temperature oxidation simulating the conditions to which the fuel casing is subjected during accidents with loss of coolant. The paper summarises existing information on loss-of-coolant accidents, high-temperature oxidation and, in particular, on fuel with enhanced durability. The practical part is devoted to experiments on high-temperature oxidation of B136Y3 fuel at different temperatures and exposure times. Finally, the paper discusses the relation of oxide formation with the exposure time and temperature.

Key words: Accident Tolerant Fuel (ATF), Loss of Coolant Accident (LOCA), High Temperature Oxidation, Nuclear-grade alloy FeCrAl

Obsah

Seznam použitých zkratek.....	9
Seznam obrázků	10
Seznam tabulek	12
Úvod	13
1 Havárie se ztrátou paliva (LOCA – Loss of Coolant Accident).....	14
1.1 Fenomenologický popis havárie LOCA.....	14
1.1.1 Dekomprese a vyprazdňování primárního okruhu (<i>blow-down</i>).....	16
1.1.2 Opětné zaplavení spodního prostoru reaktorové nádoby	16
1.1.3 Opětné zaplavení aktivní zóny (<i>reflood</i>).....	16
1.1.4 Dlouhodobé dochlazování aktivní zóny	17
1.2 Kritéria LOCA	17
1.3 Vysokoteplotní oxidace pokrytí.....	18
1.3.1 Absorpce kyslíku a vodíku.....	18
1.4 Oxidační kritéria	21
1.4.1 Kritérium ECR.....	21
1.4.2 Kritérium K.....	22
1.4.3 Kritérium Op.....	22
2 Rozšířené projektové podmínky DEC.....	23
2.1 DEC A	24
2.2 DEC B.....	24
3 Palivo se zvýšenou odolností – ATF.....	25
3.1 Pokrytí palivových proutků	27
3.1.1 Vylepšené zirkoniové pokrytí.....	28
3.1.2 Pokročilé oceli FeCrAl.....	30
3.1.3 Žáruvzdorné kovy.....	32
3.1.4 Kompozity s keramickou maticí SiC/SiC.....	34
3.1.5 Ostatní typy.....	37
3.1.5.1 Pseudodvoustvrstvé pokrytí.....	37
3.1.5.2 Dvoustvrstvé pokrytí ze slitin ADSS	39

3.2	Palivové peletky	40
3.2.1	Modifikované UO ₂	40
3.2.1.1	Dopované UO ₂	41
3.2.1.2	UO ₂ s vyšší tepelnou vodivostí.....	42
3.2.2	Peletky o vysoké hustotě.....	43
3.2.2.1	Nitridy	43
3.2.2.2	Křemíkové palivo	44
3.2.2.3	Karbidy.....	44
3.2.2.4	Kovová paliva.....	45
3.2.3	Zapouzdřené palivo (TRISO SiC).....	45
3.3	Nepalivové elementy	47
3.3.1	Regulační tyče ze vzácných zemin.....	47
3.3.2	Keramický box varných reaktorů	48
4	Použitá experimentální zařízení a metody.....	49
4.1	Příprava vzorků.....	49
4.2	Popis provedení experimentu	50
4.3	Hodnocení vzorků po expozici	53
4.3.1	Hmotnostní přírůstek.....	53
4.3.2	Hodnocení teplotního průběhu	53
4.3.3	Příprava metalografických výbrusů.....	54
4.3.4	Hodnocení metalografických výbrusů	56
5	Zpracování a vyhodnocení experimentálních dat.....	57
5.1	Vizuální vyhodnocení vzorků.....	57
5.2	Ekvivalentní časy vysokoteplotní oxidace.....	58
5.3	Hmotnostní přírůstky	59
5.4	Optická a elektronová mikroskopie	64
	Závěr	67
	Reference.....	68

Seznam použitých zkratk

ADSS	Alumina-forming duplex stainless steels (Hliníkonerezové duplexní oceli)
APMT	Advanced powder metallurgy tubing (Trupky z pokročilé práškové metalurgie)
ATF	Accident tolerant fuels (Paliva se zvýšenou odolností)
AZ	Active zone (Aktivní zóna)
CP	Cathcart-Pawel
CS	Cold spraying (Nízkoteplotní nástřik)
CVD	Chemical vapour deposition (Chemická depozice z plynné fáze)
DBA	Design basis accident (Základní projektová nehoda)
DEC	Design extension condition (Rozšířené projektové podmínky), DEC A – událost bez vážného poškození paliva, DEC B – událost s vážným poškozením paliva
DiD	Defense in Depth (Bezpečnost do hloubky)
FCM	Fully ceramic micro-encapsulated fuel (Zapouzdřené micro–keramické palivo)
FR	Fast–neutron reaktor (Rychlý reaktor)
HTGR	High-temperature gas reactor (Vysokoteplotní plynem chlazený reaktor)
JE	Jaderná elektrárna
JZ	Jaderná zařízení –
LOCA	Loss of Coolant Accident (Havárie se ztrátou chladiva), LB-LOCA – velká LOCA, SB-LOCA – malá LOCA
MPH	Maximální projektová havárie
PCI	Pellet cladding interation (Reakce mezi pokrytím a palivem)
PTSD	Pseudo-single tube with double layer (Pseudodvoustvrstvé pokrytí)
PVD	Physical vapour deposition (Fyzikální dispozice z plynné fáze)
SCC	Stress corrosion cracking (Korozní praskání pod napětím)
SEM	Scanning Electron Microscope (Řádkovací elektronová mikroskopie)
SÚJB	Státní úřad pro jadernou bezpečnost
TSD	Thermal spraying (Vysokoteplotní stříkání kovů)
TZM	Titanium zirconium molybdenum alloy (Slitina titanu zirkonia a molybdenu)
UJP	Společnost UJP PRAHA a.s.

Seznam obrázků

Obrázek 1: Orientační průběh teploty (zeleně) a tlaku (červeně) pro havárii LB-LOCA (upraveno) [3]	15
Obrázek 2: Struktura a rozložení kyslíku ve slitině Zircaloy-4 oxidované při 1 200 °C (upraveno) [2]	19
Obrázek 3: Přehled opatření na zvýšení bezpečnosti v JE Temelín (upraveno) [16]	23
Obrázek 4: Předpokládaná doba zavedení ATF spolu s mírou přínosu (upraveno) [21].....	26
Obrázek 5: Rozdělení ATF (upraveno) [22].....	26
Obrázek 6: Hmotnostní přírůstek čtyř zástupců FeCrAl-slitin (upraveno) [29].....	31
Obrázek 7: Průběh testu QUENCH-19 s FeCrAl-slitinou zároveň s porovnáním s QUENCH-15 (upraveno) [30].....	32
Obrázek 8: Třívrstvý systém pokrytí TZM [31]	33
Obrázek 9: Hmotnostní přírůstek čtyř zástupců FeCrAl-slitin (upraveno) [30]	34
Obrázek 10: Trojvrstvé uspořádání SiC/SiC-pokrytí (upraveno).....	36
Obrázek 11: Hmotnostní změna zástupce SiC/SiC-pokrytí (upraveno) [33].....	37
Obrázek 12: Struktura pseudodvouvrstvého pokrytí (upraveno) [35]	38
Obrázek 13: Hmotnostní přírůstek PTSD-pokrytí (upraveno) [35].....	39
Obrázek 14: Hmotnostní přírůstek ADSS-pokrytí (upraveno) [36].....	40
Obrázek 15: Keramické mini peletky (upraveno) [33]	42
Obrázek 16: Součinitel tepelné vodivosti pro tři zástupce UO ₂ -paliva s vyšší tepelnou vodivostí (upraveno) [38].....	43
Obrázek 17: Struktura TRISO-částice (upraveno) [40]	45
Obrázek 18: Struktura palivového proutku při použití TRISO-částic (upraveno) [24]	46
Obrázek 19: Opracovaný vzorek slitiny B136Y3	49
Obrázek 20: Váha METTLER TOLEDO XS105	50
Obrázek 21: Schéma použité aparatury pro vysokoteplotní oxidaci (upraveno) [6]	51
Obrázek 22: Odporová pec	51
Obrázek 23: Uchycený vzorek.....	52
Obrázek 24: Kalení vzorku po expozici.....	53
Obrázek 25: Teplotní průběh vysokoteplotní oxidace vzorku FCL_2011 při teplotě 1 360 °C	54
Obrázek 26: Lineární pila Buehler IsoMet 5000 [50].....	55
Obrázek 27: Poloautomatická bruska s leštičkou Buehler AutoMet 250	55
Obrázek 28: Vzorek zalitý pryskyřicí připravený pod mikroskop.....	55

Obrázek 29: Mikroskop Nikon ECLIPSE MA2000	56
Obrázek 30: Elektronový mikroskop JOEL JSM 5510 LV [51]	56
Obrázek 31: Vzorky po vysokoteplotní oxidaci. Vzorky vystavené 1 300 °C po dobu 30 min (vlevo) a 1 350 °C po dobu 180 minut (vpravo).....	57
Obrázek 32: Vzorky po vysokoteplotní oxidaci. Vzorky vystavené 1 360 °C po dobu 5 min (vlevo), 1 375 °C po dobu 5 minut (uprostřed) a 1 375 °C po dobu 30 minut (vpravo).....	58
Obrázek 33: Vzorek FCL_2012 z ramp testu vysokoteplotní oxidace	58
Obrázek 34: Vyhodnocení hmotnostního přírůstku vysokoteplotní oxidace při 1 300 °C..	60
Obrázek 35: Vyhodnocení hmotnostního úbytku vysokoteplotní oxidace při 1 300 °C.....	60
Obrázek 36: Vyhodnocení hmotnostního přírůstku vysokoteplotní oxidace při 1 350 °C..	60
Obrázek 37: Vyhodnocení hmotnostního úbytku vysokoteplotní oxidace při 1 350 °C	61
Obrázek 38: Vyhodnocení hmotnostního přírůstku vysokoteplotní oxidace při 1 360 °C..	61
Obrázek 39: Vyhodnocení hmotnostního přírůstku vysokoteplotní oxidace při 1 375 °C..	62
Obrázek 40: Vyhodnocení hmotnostního přírůstku ramp testu v rozsahu teplot 900 °C-1 375 °C.....	62
Obrázek 41: Snímky FCL_2004 z optického mikroskopu při 10-, 50- a 100násobném zvětšení	64
Obrázek 42: Snímky FCL_2005 z optického mikroskopu při 10-, 50- a 100násobném zvětšení	64
Obrázek 43: Vzorek FCL_2007 s vyznačenými místy provedených snímků elektronovým mikroskopem.....	65
Obrázek 44: Elektronový snímek oblasti 1 (vlevo) a oblasti 2 (vpravo)	65
Obrázek 45: Elektronový snímek oblasti 3	66
Obrázek 46: Elektronový snímek oblasti 5 (vlevo) spolu s jeho zvětšením (vpravo)	66

Seznam tabulek

Tabulka 1: Přehled korelací a jejich použití (upraveno) [3]	20
Tabulka 2: Současně používané slitiny zirkoniového pokrytí (upraveno) [23]	27
Tabulka 3: Fyzikální vlastnosti FeCrAl pokrytí (upraveno) [24]	30
Tabulka 4: Chemické složení čtyř zástupců FeCrAl-slitin (upraveno) [29]	31
Tabulka 5: Fyzikální vlastnosti žáruvzdorného pokrytí [31]	33
Tabulka 6: Fyzikální vlastnosti Sic/SiC-pokrytí [33] [34]	35
Tabulka 7: Chemické a fyzikální vlastnosti PSTD-pokrytí [35]	38
Tabulka 8: Chemické složení tří zástupců ADSS-pokrytí (upraveno) [36]	39
Tabulka 9: Vypočtené ekvivalentní časy odpovídající expozičním	59
Tabulka 10: Souhrn údajů jednotlivých vzorků, včetně hmotnostního přírůstku	63

Úvod

Primární otázkou při provozu jaderných zařízení zůstává bezpečnost. Z tohoto důvodu se neustále pracuje na zlepšení všech dosavadních technologií, jež mají vliv na tuto problematiku. Palivové pokrytí, jež představuje první ochranou bariéru mezi radioaktivními produkty ze štěpení a okolím, není výjimkou. Neboť konvekčně používané zirkoniové pokrytí vykazuje určité vlastnosti, které přináší určitá úskalí, a právě proto se neustále pracuje na zdokonalení nebo vhodné alternativě.

První kapitola spolu s druhou představuje některé z abnormálních stavů jaderné elektrárny. Ačkoliv výskyt těchto situací je značně nepravděpodobný, musí být vypracovány náležitě postupy, které jim předchází, a pokud nastanou, tak jejich řešení spolu s přípustnými limity. První kapitola se především věnuje havárii se ztrátou chladiva a jejímu vlivu na primární okruh spolu s jejím dopadem na palivové pokrytí. Rozebírá vysokoteplotní oxidaci, její vliv a maximálně přípustné hodnoty zoxidovaného pokrytí a různá kritéria, která slouží pro stanovení těchto hodnot.

Následující kapitola je věnována tématu paliv se zvýšenou odolností. Zmíněný koncept se zabývá zvýšením bezpečnosti i zefektivnění běžného provozu skrze vývoj nových nebo zdokonalených paliv, pokrytí a jiných nepalivových elementů. Paliva se zvýšenou odolností lze rozdělit na tři skupiny, a to podle toho, o který ze zmíněných prvků se jedná. U každé ze skupin je uveden popis charakterizující její výhody, nevýhody, zástupce, a jestliže její stupeň vývoje umožňuje podstoupit experimenty, pak i dostupná experimentální data.

Praktická část práce se zabývá chováním palivového pokrytí ze slitiny FeCrAl B136Y3, která spadá do skupiny paliv se zvýšenou odolností, podrobené experimentům vysokoteplotní oxidace. Proběhlo několik sad pokusů o různých teplotách a délkách expozice. Experimenty si kladly za cíl ověřit údaje, které lze najít ve volně dostupné literatuře [1], a zejména pak vliv průběhu expozice na tvorbu oxidu, který významně ovlivňuje vlastnosti palivového pokrytí.

1 Havárie se ztrátou paliva (LOCA – Loss of Coolant Accident)

Jedná se o jednu ze základních projektových nehod (DBA – design basic accident), které jsou uvažovány při návrhu jaderných zařízení (JZ). LOCA nazýváme havárii, kdy dochází ke ztrátě chladiva v takovém množství, které ovlivňuje schopnost chlazení JZ. Ztráta je způsobena například porušením těsnosti, prasknutím potrubí nebo kontejnmentu. Dále v závislosti na rozsahu porušení a množství unikajícího chladiva se havárie LOCAs rozdělují do dvou skupin [1]:

- large break LOCAs (LB-LOCAs) – Prasknutí hlavního potrubí primárního okruhu, potrubí s malým nebo středním únikem chladiva, popřípadě trubky parního generátoru,
- small break LOCAs (SB-LOCAs) – uvažují se tehdy, jestliže porušení má rozměr v průměru od 3/8 inch² do 1 ft² ¹ [2].

V případě, je-li porušení menšího rozsahu, než je uvedeno pro SB-LOCA, není ovlivněna schopnost chlazení JZ, neboť ztráta chladiva je vykompenzována nově dodaným. Poté je reaktor odstaven za pomoci ovládacích tyčí [2].

Havárie LOCA se netýkají pouze tlakovodních a varných reaktorů, nastat mohou také u plynem či kovem chlazených JZ.

1.1 Fenomenologický popis havárie LOCA

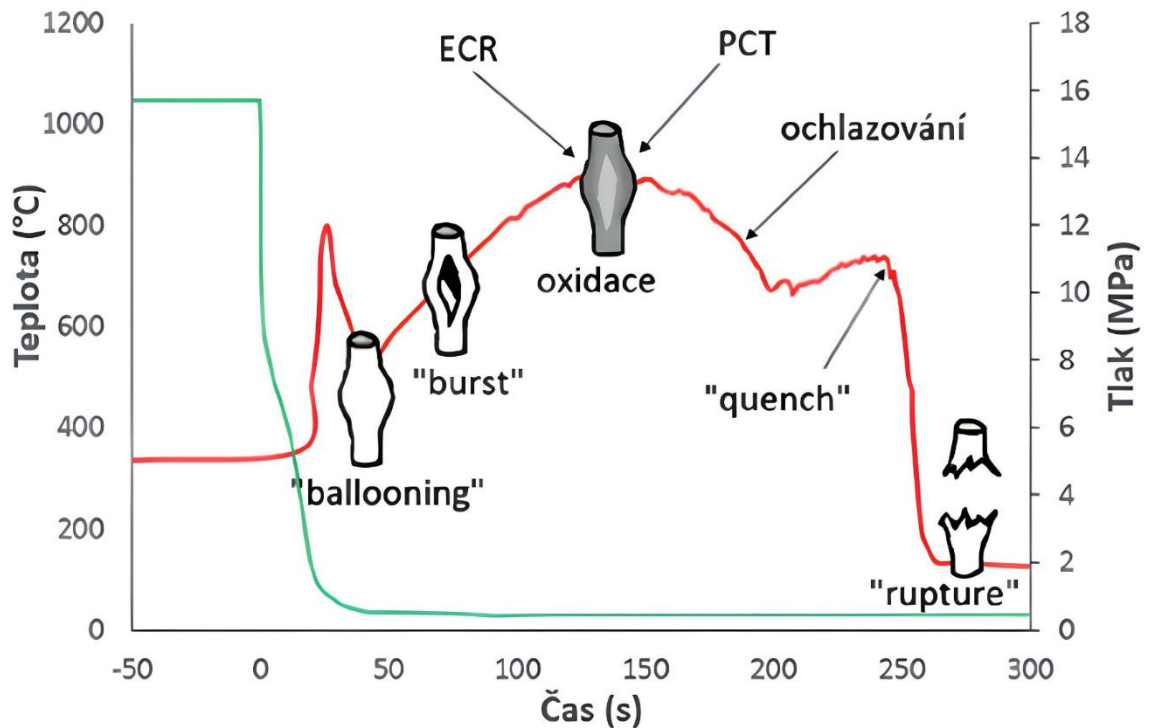
Jako nejčastější LOCA havárie se analyzuje prasknutí hlavního primárního potrubí s plným výtokem z obou konců (*double end rupture*), neboť se jedná o havárii s největším možným dopadem. Tento scénář se původně prezentoval i jako maximální projektová havárie – MPH při projektování JZ. Při této analýze se využívá několik zjednodušení a předpokladů. Hlavní příčinou je náročnost jevů a dějů, které probíhají a jejichž simulace je dosti náročná, kvůli množství získaných dat, složitosti termohydraulických dějů a matematického zpracování [1] [2].

¹ 0,90725 cm² – 930 cm²

Z tohoto důvodu se rozděluje průběh LOCA na čtyři základní fáze:

- dekomprese a vyprazdňování primárního okruhu (*blow-down*),
- opětné zaplavení spodního prostoru reaktorové nádoby (*refill*),
- opětné zaplavení aktivní zóny (*reflood*),
- dlouhodobé dochlazování aktivní zóny (*long term cooling*) [1]

Průběh teploty a tlaku během havárie LOCA je názorně zachycen na obrázku 1 níže. Dále ukazuje i vliv na pokrytí jaderného paliva.



Obrázek 1: Orientační průběh teploty (zeleně) a tlaku (červeně) pro havárii LB-LOCA (upraveno) [3]

Pokud však z jakéhokoliv důvodu nezasáhnou nouzové dochlazování systémy aktivní zóny – AZ, dochází následně k nekontrolovanému zahřívání paliva. Následkem tohoto může dojít až k tavení paliva.

1.1.1 Dekomprese a vyprazdňování primárního okruhu (*blow-down*)

První fáze trvá přibližně prvních 20 s od doby, kdy došlo k porušení chladné větve z reaktoru. Během několika setin sekundy chladivo uniká skrz prasklé potrubí. Teplota této tekutiny se nachází pod mezí sytosti, tím pádem dochází k velmi strmému poklesu tlaku. Po čase klesne tlak v horní komoře pod bod sytosti a dojde ke vzniku dvoufázové směsi vody a páry. Proudění této směsi do okolí je znatelně pomalejší. Toto je způsobeno zákonem kritického výtoku kapaliny pod tlakem. Následně se tlak stabilizuje. Ten je dán hydraulickými poměry potrubí v porušeném primárním okruhu [1].

Dalším dopadem dvoufázové směsi je samovolné zastavení štěpné reakce. Jelikož pára má záporný koeficient reaktivity, způsobí to pokles tepelného výkonu reaktoru i bez zasunutí absorpčních tyčí. Ty je přesto nutné zasunout, neboť v další fázi dochází k opětovnému zaplavení aktivní zóny vodou, a to by mohlo opět přivodit kritický stavu reaktoru [1].

Hydraulický poměr potrubí působí velice významně na množství uniklé kapaliny z obou konců potrubí. Významnější únik se uskuteční na straně reaktorové nádoby. Zde uniká chladivo z nosného válce, ale i chladivo z aktivní zóny, protože může nastat inverze proudu [1].

1.1.2 Opětné zaplavení spodního prostoru reaktorové nádoby

Ve druhé fázi dochází k nouzovému dochlazování aktivní zóny za použití hydroakumulátorů při poklesu tlaku mezi 1,4 MPa – 4,5 MPa. Avšak v tomto okamžiku je vstříkována studená voda do okruhu a nastávají jevy, které nepříznivě ovlivňují schopnost chlazení. Hlavním problémem je, že část studené vody se ztrácí, když obtéká nosný válec přímo do místa porušení. Toto způsobuje stoupající pára z AZ, která vytvoří parní polštář a unáší část vody ven. Následkem toho se voda nedostane do spodní části AZ. Tato část se postupně ohřívá. Nárůst teploty se může zastavit až v následující fázi, při které voda opětovně zatopí AZ [1].

1.1.3 Opětné zaplavení aktivní zóny (*reflood*)

Jakmile tlak v aktivní zóně padne pod hodnotu výtoku nízkotlakových čerpadel (asi 0,7 MPa), dochází k navýšení přívodu vody do nouzového dochlazování. Následně se spustí nízkotlaký systém, který zajistí zaplavení obnažené oblasti aktivní zóny a odvod tepla [1].

Odvod tepla je však omezen, neboť palivový sloup má teplotu přesahující Leidenfrostovu teplotu², což zabraňuje smočení povrchu palivových tyčí vodou. To má za následek vytvoření parního obalu okolo paliva ve vodě. Tento jev způsobuje výrazné snížení přenosu tepla. K dosažení trvalého ochlazení je tedy třeba aby teplota palivových tyčí klesla pod Leidenfrostovu teplotu [1].

1.1.4 Dlouhodobé dochlazování aktivní zóny

Tato fáze může trvat několik měsíců nebo několik let. Doba závisí na stupni vyhoření paliva v reaktoru. Dlouhodobé dochlazování je potřebné, aby se předešlo roztavení aktivní zóny, a tak i nejhoršímu možnému scénáři. Pokud by dochlazování nebylo dostatečné, roztavila by se aktivní zóna a došlo by k uvolnění radioaktivních látek, jako se stalo u nehody JE Fukušima [1].

1.2 Kritéria LOCA

Aby bylo JZ bezpečné, musí splňovat stanovená kritéria přijatelnosti. Důvodem je, aby při havárii LOCA byla dostatečně schopna omezit exotermickou reakci zirkoniové slitiny pokrytí a jaderného paliva s vodou při vysokých teplotách. Proto byla pro aktivní zónu stanovena následující kritéria, která upravovala vyhláška Státního úřadu pro jadernou bezpečnost č. 195/1999 Sb.:

- Maximální teplota palivového pokrytí nesmí překročit 1 200 °C.
- Lokální oxidace pokrytí maximálně 17 % z celkové tloušťky pokrytí před oxidací.
- Množství pokrytí, které reaguje s vodou nebo párou, nesmí přesáhnout 1 %.
- Musí být zajištěno dostatečné chlazení AZ během havárie i po ní, aby nedocházelo ke hromadění zbytkového tepla.
- Nesmí dojít v libovolném okamžiku k poškození paliva, jež by připustilo tavení paliva, byť i k lokálnímu [4].

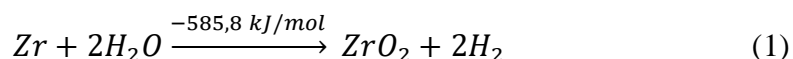
Tato široce používaná kritéria přijatelnosti se v průběhu let také mírně upravovala. Aktuální požadavky podle Státního úřadu pro jadernou bezpečnost (SÚJB) jsou sepsány v BB-JB-3.2 (Rev. 0.1) Projekt aktivní zóny tlakovodního reaktoru [5].

² Při rozdílu teplot mezi vodou a články větším než 193 °C. Více o jevu [42]

Tato kritéria se mohou u jednotlivých zemí nepatrně lišit. Například ve Spojených státech amerických je maximální teplota pokrytí 2 200 °F³, v Japonsku lokální oxidace nesmí přesáhnout 15 %, a v Německu dokonce 10 %.

1.3 Vysokoteplotní oxidace pokrytí

V běžných provozních podmínkách je zirkoniové pokrytí vystaveno vodě o tlaku 15,7 MPa a teplotě 290–330 °C. Zirkonium má za těchto podmínek výborné vlastnosti, co se týká oxidace, neboť rychlost oxidace se zřetelně projevuje s rostoucí teplotou, již je vystaveno. Zirkonium reaguje s vodou podle následující rovnice (1.1):



Z reakce je patrné, že daná reakce patří mezi exotermické neboli generuje teplo. Toto teplo za běžných podmínek zanedbáváme, avšak v havarijních stavech (například při LOCA), kdy rychlost reakce je zřetelně vyšší, toto teplo dosahuje hodnot blízkých se zbytkovému tepelnému výkonu reaktoru [6].

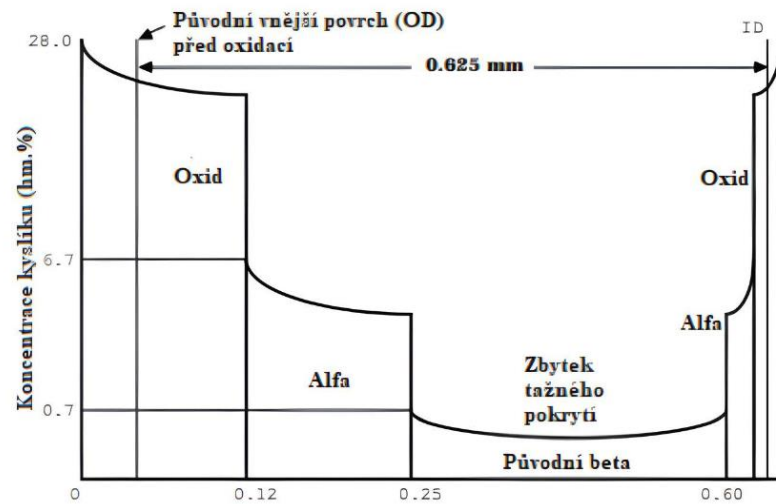
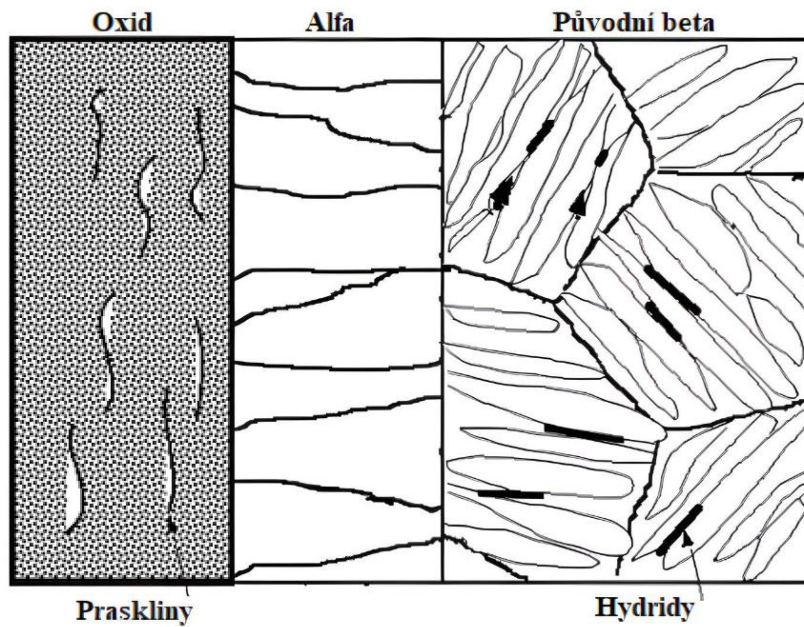
Tvorba ZrO_2 a difuze kyslíku ovlivňuje mechanické vlastnosti pokrytí [3].

1.3.1 Absorpce kyslíku a vodíku

Za nejdůležitější faktor způsobující křehnutí palivového pokrytí považujeme absorbovaný kyslík, neboť s rostoucím zastoupením v materiálu klesá jeho elasticita [6].

Vstřebaný kyslík stabilizuje fázi na $\alpha - \text{Zr}(O)$. Část kyslíku se rozpustí v $\beta - \text{Zr}$ fázi. Následnou strukturu a rozložení kyslíku pro pokrytí slitiny Zircaloy-4 oxidované při 1 200 °C schematicky zobrazuje obrázek 2 [2] [6].

³ 1 204,44 °C



Obrázek 2: Struktura a rozložení kyslíku ve slitině Zircaloy-4 oxidované při 1 200 °C (upraveno) [2]

Za účelem predikce a stanovení hmotnostního přírůstku kyslíku při oxidaci, popřípadě odhadu rychlosti oxidace se nabízí několik výpočetních korelací. Následující tabulka 1 obsahuje příklady metod spolu s informacemi ohledně rozsahu teplot a typů slitiny, na které se používají.

Tabulka 1: Přehled korelací a jejich použití (upraveno) [3]

Model	Slitina	Teplotní rozsah (°C)	Hm. přírůstek	Tloušťka oxidu	Tloušťka $\alpha - Zr(O)$
Baker-Just	Zirkonium	>1 000	✓	–	–
Cathcart-Pawel	Zircaloy-4, (ZIRLO)	1 000–1 500	✓	✓	✓
Urbanic-Heidric	Zircaloy-2, Zircaloy-4	–	✓	✓	✓
Solyany a kol.	E110 _{i/e}	900–1500	✓	✓	✓
Leistikov-Schanz	Zircaloy-4	–	✓	✓	–
Prater-Courtright	Zircaloy-4	1 300–2 400	✓	✓	–
Sokolov a kol.	E110 _{i/e}	–	–	✓	✓
Gyori a kol.	E110 _{i/e}	500– 1 200	✓	–	–
Grosse a kol.	E110 _{i/e} , M5, Zircaloy-4	800–1 400	✓	✓	✓
Négyesi a kol.	E110 _G	800–1 200	–	–	✓
Király a kol.	E110 _G	600–1 200	✓	–	–
Korelace UJP	E110 _G	600–1 300	✓	✓	✓

Cathcart-Pawel (CP) je v dnešní době jedna z nejrozšířenějších a nejpoužívanějších korelací pro Zircaloy-4 a ZIRLO. Tento model byl publikován v roce 1977 v Zirconium Metal-Water Oxidation Kinetics IV. Reaction Rate Studies [7]. Přednosti, které model nabízí, je možnost výpočtu hmotnostního přírůstku, tloušťky oxidu a tloušťky $\alpha - Zr(O)$ podle rovnic (2), (3), (4).

$$\frac{d^2 D_O}{d\tau} = 2 * 0,01126 e^{\frac{-35890}{RT}} \quad (2)$$

$$\frac{d^2 D_\alpha}{d\tau} = 2 * 0,7615 e^{\frac{-48140}{RT}} \quad (3)$$

$$\frac{d^2 WG}{d\tau} = 2 * 0,1811 e^{\frac{-39940}{RT}} \quad (4)$$

Přičemž D_O a D_α udávají tloušťku vrstev v cm, WG je hmotnostní přírůstek daný v g/cm². Přestože studie pracovala s teplotami od 905 °C, platnost vztahu se bere od 1 000 °C. To je dáno kinetikou oxidace, která pro nižší teploty není parabolická, a z tohoto důvodu je tento vztah silně konzervativní [3] [7].

Společně s kyslíkem dochází k absorpci vodíku. Množství ovlivňuje, o jakou slitinu se jedná, novější slitiny E110 nebo M5 W přijímají vodík velice málo za běžného provozu. K absorpci dochází při dlouhých expozicích [8].

Vodík působí negativně hlavně následovně. Přispívá k větší rozpustnosti kyslíku, snižuje teplotu přeměny $\alpha - Zr$ na $\beta - Zr$ a při ochlazení vytváří hydridy ve tvaru ZrH. Všechny zmíněné jevy podporují křehnutí a další nežádoucí mechanické vlastnosti u zirkoniových slitin.

Na tvorbu hydridů má výrazný vliv způsob ochlazování. Při postupném, a hlavně pomalejším ochlazování se formují hydridy ve formě ZrH_{2-x} , tím pádem je objem vytvořených hydridů až poloviční [9].

1.4 Oxidační kritéria

V průběhu LOCA je palivové pokrytí vystaveno náročným podmínkám působícím nepříznivě na mechanické vlastnosti, které jsou nutné pro úspěšné zvládnutí této situace.

Ke zdařilému překonání je zásadní dodržet tzv. kritéria přijatelnosti (viz Kritéria LOCA). Z tohoto důvodu se zavádějí oxidační kritéria, která nám sdělí, zda tato kritéria přijatelnosti byla dodržena, a jestli pokrytí vykazuje známky tažnosti, či nikoliv.

Takovýchto kritérií k popisu palivového pokrytí a k vyjádření, zda byly nebo budou dodrženy podmínky přijatelnosti, se publikovalo mnoho (viz [3] [10] [11]).

1.4.1 Kritérium ECR

Kritérium ECR (equivalent cladding reacted) popisuje podíl spotřebovaného palivového pokrytí na tvorbu oxidu ZrO_2 , při využití veškerého kyslíku ve slitině. Podle Nuclear Regulatory Commission je ECR definováno následovně.

$$ECR = 43,9 * \frac{\frac{WG}{h}}{1 - \frac{h}{D_{out}}} \quad (5)$$

$$ECR = 87,8 * \frac{WG}{h} \quad (6)$$

Formule (1.5) je pro jednostrannou oxidaci a (1.6) pro oxidaci oboustrannou. Dále ve vztahu vystupují veličiny $WG(g/cm^2)$ = hmotnostní přírůstek, h (cm) = tloušťka stěny a D_{out} = vnější průměr palivového pokrytí. Mezní hodnoty, při kterých dále nelze předpokládat tažnost materiálu, jsou 17 % a 18 % zoxidované tloušťky pokrytí, v závislosti na použití korelace pro výpočet WG. Při použití Cathcart-Pawel korelace bereme jako mezní hodnotu 18 % a v případě využití korelace Baker–Just 17 % [12].

1.4.2 Kritérium K

UJP v Praze v roce 2005 publikoval vlastní parametr K, který v závislosti na hodnotě dokáže sdělit, jestli je dané pokrytí křehké, nebo tažné. Toto kritérium lze využívat na slitiny Zircaloy-4, Zr1Nb, ZIRLO a E110, při rozsahu teplot 800 až 1 200 °C. Oproti ECR je konzervativnější, neboť počítá s obsahem vodíku ve slitině až do 600 ppm (lokálně až 1 000 ppm) [13].

$$K = 3\,800 * e^{\frac{-14170}{T}} * \sqrt{\tau} \quad (7)$$

kde jsou T (K) teplota a τ (s) čas expozice. K hodnotám parametru lze říct následující. Pokud $K < 1$, slitina pokrytí si zachovává tažnost. Oproti tomu pro $K > 1$ můžeme říct, že tuto vlastnost ztrácí, a je tedy křehká. Pokud nastane případ, kdy $K = 1$, řekněme, že zbytková tažnost není nulová, ale zároveň není větší než 1 % [13].

1.4.3 Kritérium O_β

I toto kritérium O_β bylo navrženo UJP v Praze v roce 2013. Oproti výše zmíněnému parametru K je méně konzervativní a nabízí menší rozsah použití. Experimentálně se pracovalo pouze se slitinou E110, v rozmezí teplot 950–1 200 °C a obsahem vodíku do 150 ppm. Ačkoliv se to může zdát velice nepraktické a zbytečné po kritériu K, má to svůj důvod. Příčinou jsou nové slitiny, které mají lepší vlastnosti ohledně absorpce vodíku za běžného provozu původní E110, a tím pádem parametr K je příliš konzervativní.

Dále toto kritérium vychází z limitní hodnoty obsahu kyslíku v $\beta - Zr$, a to pro 0,38 % hm. Z toho vychází následující rovnice (8) [14]:

$$O_\beta = 128 * e^{\frac{-10,875}{T}} * t^{\frac{1}{3}} \quad (8)$$

V tomto vztahu T (K) je teplota, které je slitina vystavena, a t (s) uvádí, po jaký čas. Jestliže $O_\beta < 1$, slitina má tažné vlastnosti, v opačném případě může být křehká [14].

2 Rozšířené projektové podmínky DEC

Rozšířenými projektovými havarijními podmínkami nazýváme situace vyvolané scénáři závažnějšími, než jsou základní projektové nehody, které jsou zohledněny při projektování jaderného zařízení (vyhláška č. 329/2017 Sb.).

DEC se zabýváme především proto, abychom stanovili schopnosti JZ ustát scénáře, které mohou mít závažnější průběh a následky než DBA, nebo alespoň omezit dopad na co nejméně možný. Tyto podmínky vznikají následkem vícenásobného selhání zařízení nebo lidských chyb, které mají nepříznivý vliv na průběh jejich zvládnutí [15].

Rozšířené projektové podmínky rozdělujeme podle poškození paliva:

- DEC A – nad projektové nehody, při kterých nedochází k tavení aktivní zóny reaktoru,
- DEC B – těžké havárie spojené s tavením aktivní zóny.

Pravděpodobnost, že něco takového nastane u DEC – A, se pohybuje v rozpětí 10^2 až 10^{-6} na jeden rok provozu, u DEC-B je dokonce ještě menší. Přesto jsou vypracovány postupy na jejich zvládnutí v rámci DiD – Defense in Depth⁴ (Ochrana do hloubky). Například v rámci JE Temelín mají tato opatření následující podobu, kterou zachycuje obrázek 3 níže [16].



Obrázek 3: Přehled opatření na zvýšení bezpečnosti v JE Temelín (upraveno) [16]

⁴ Více o tomto tématu, hlavně ve spojení s Českou republikou, uvádí [16]

2.1 DEC A

Při výběru DEC A havárií se berou v potaz scénáře a jejich kombinace, které přesahují DBA. Předpokládané okolnosti jsou takové, jež nejde s určitou jistotou vyloučit a vedou k poškození paliva, a to v reaktoru nebo při jeho skladování. Také se dbá na širokou diverzitu, aby se pokrylo co nejširší spektrum. Mezi DEC A lze zařadit následující situace:

- *přírodní katastrofy zemětřesení, záplavy, které přesahují DBA,*
- *LOCA, kdy nedochází ke správnému fungování HPI nebo LPI,*
- *vícenásobné prasknutí potrubí parogenerátorů,*
- *nekontrolované ředění boru,*
- *prodloužený výpadek stanice (SBO; až na několik dní) [17].*

Tento typ havárie lze dále rozdělit na lokální nebo globální událost, a to v závislosti na tom, zda dojde k narušení chodu jednoho bloku JE, nebo k rozsáhlejšímu ovlivnění chodu.

2.2 DEC B

Přestože tyto havárie jsou velice nepravděpodobné, nemůžeme je úplně zanedbat. Z tohoto důvodu musí být vypracována jednotlivá řešení, která zamezí úplnému roztavení jádra a zredukují možný dopad na minimum. Typické situace jsou:

- LB-LOCA se ztrátou všech zdrojů chlazení,
- narušení integrity kontejnmentu.

Aby situace byla vyhodnocena jako DEC B, musí dojít k informaci o nezvládnutí DiD 3b. Z fyzikálních parametrů to znamená, že teplota AZ přesáhla 550 °C. Následně se postupuje tak, aby byly dodrženy základní bezpečnostní funkce, které mají zabránit nejhoršímu. Následně se postupuje, jak popisuje kapitola 1.1 Fenomenologický popis havárie LOCA. Především dochází k opětovnému odvodu tepla z AZ, ke znemožnění rozvoje následné štěpné reakce, zachovává se neporušenost ochranné obálky a dochází k zamezení úniku radioaktivních látek [18].

3 Palivo se zvýšenou odolností – ATF

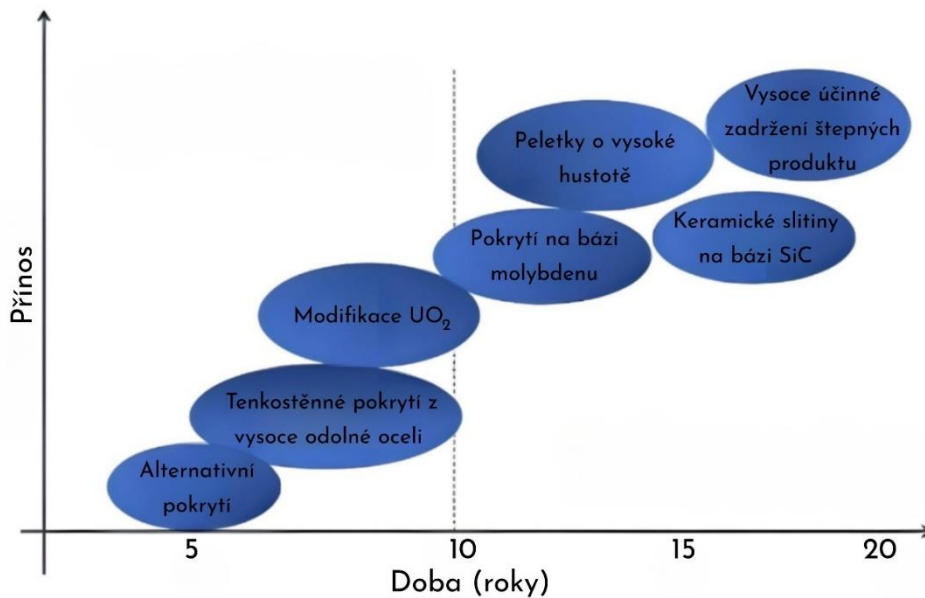
Mezi nejdůležitější aspekty každého jaderného zařízení patří bezpečnost a jeho přínos pro společnost. Ten může být například ekonomický, vzdělávací, anebo se může týkat vývoje nových technologií. Z tohoto důvodu nikdy neustal vývoj prvků, které se podílejí na jeho bezpečném provozu. Většina provozovaných lehkovodních jaderných elektráren (LWR) na světě využívá palivo z pelet oxidu uraničitého (UO_2) v pokrytí ze zirkoniové slitiny. Tento koncept se využívá už několik desetiletí a během toho prošel řadou optimalizací. Přesto je zde místo ke zlepšení, a to hlavně v havarijních podmínkách, kdy může docházet ke ztrátě integrity, a tedy vzniká riziko vážné nehody.

Samotný vývoj paliva se proto nikdy nezastavil. Tato snaha ještě vzrostla po roce 2011, jako reakce na havárii jaderné elektrárny ve Fukušimě. Nehodě předcházela vlna tsunami, kterou vyvolalo zemětřesení. Ta způsobila problémy s následným dochlazováním aktivní zóny a následné uvolnění radioaktivních látek do okolí. Následkem toho bylo nutné evakuovat obyvatele. Tato nehoda byla hodnocena úrovní sedm na International Nuclear and Radiological Event Scale vzhledem k celkově vysokému úniku záření 940 PBq [19].

Accident tolerant fuels (ATF) definuje U. S. NRC (United States Nuclear Regulatory Commission) jako „*soubor nových technologií, které mají potenciál zvýšit bezpečnost v jaderných elektrárnách tím, že poskytují lepší výkon během běžného provozu, v přechodných podmínkách i v případě havárií*“ [20].

Napříč publikacemi můžeme narazit i na pojmenování Advanced Technology Fuel, a to z toho důvodu, že dané prvky vykazují lepší chování jak při havarijních stavech, tak i za běžného provozu, o tomto však později v práci. I v českém překladu můžeme narazit na různá označení. Nejčastěji se používá označení paliva odolná proti nehodám nebo pokročilé jaderné palivo. Přesto není třeba rozlišovat mezi těmito označeními a zcela záleží na preferenci autora.

Celosvětově bylo navrženo několik desítek typů ATF a jako každá nová technologie musí projít řadou schvalovacích procesů, než vůbec bude možné její využití v běžném provozu. První zástupci už existují a probíhají s nimi testy v JZ (pokrytí s Cr-vrstvou), ale testy celé sazky můžeme očekávat ve druhé polovině tohoto desetiletí za předpokladu, že vše bude pokračovat podle očekávání. Doba vývoje spolu s potenciálním přínosem jednotlivých konceptu lze vyčíst v obrázku 4 [21].

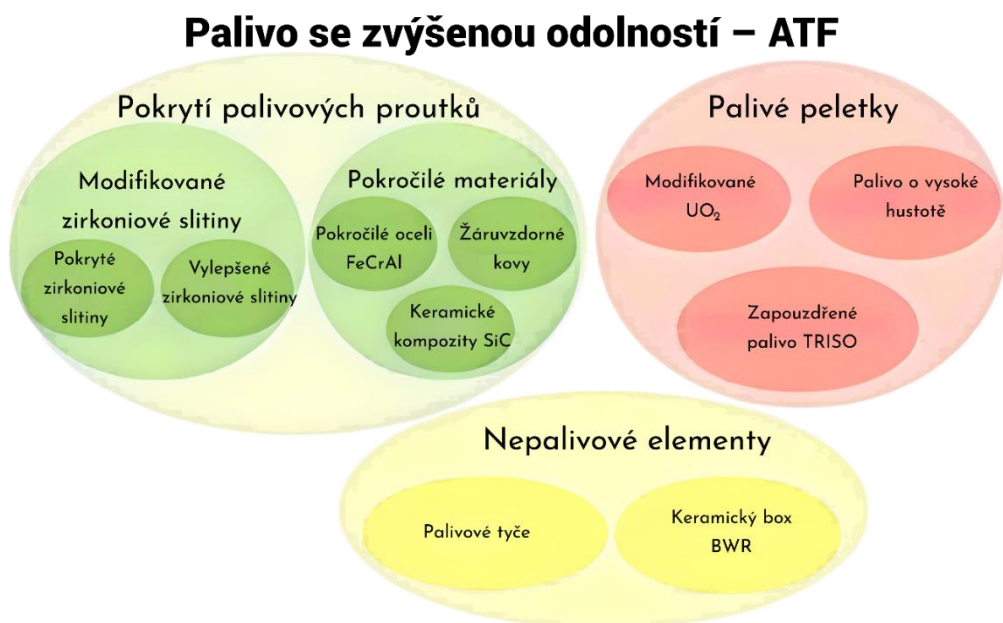


Obrázek 4: Předpokládaná doba zavedení ATF spolu s mírou přínosu (upraveno) [21]

ATF se všeobecně rozděluje do tří větších skupin, a to zejména podle následného využití:

- palivové peletky,
- pokrytí palivových proutků,
- nepalivové elementy.

Tyto kategorie obsahují další podskupiny, a to zejména podle materiálu nebo postupu, který byl použit při výrobě. Toto rozdělení ilustruje obrázek 5 [22].



Obrázek 5: Rozdělení ATF (upraveno) [22]

3.1 Pokrytí palivových proutků

Nedílnou součástí jaderného paliva je pokrytí palivových proutků, které má za úkol udržet produkty ze štěpení uvnitř, a zabránit tak kontaminaci moderátoru spolu s efektivním sdílením tepla do chladiva. V současnosti se využívají zirkoniové slitiny, jež byly vybrány pro nízkou absorpci tepelných neutronů, díky korozním a termomechanickým vlastnostem. Různé slitiny, které se používají v lehkovodních elektrárnách, popisuje tabulka 2 současně s podrobným složením. Ačkoliv se může zdát Zr-slitina ideální pro použití v jaderných elektrárnách, není to tak zcela pravda. Při havarijních stavech produkuje větší množství vodíku a ztrácí své mechanické vlastnosti, čímž může dojít k prasknutí. Více v kapitole 1.3.

Tabulka 2: Současně používané slitiny zirkoniového pokrytí (upraveno) [23]

Slitina	Zastoupení prvků ve slitině (wt. %)					
	Sn	Nb	Fe	Cr	Ni	O Zr
Zircaloy-2	1.5	–	0.15	0.1	0.05	0.1 Bal
Zircaloy-4	1.5	–	0.2	0.1	–	– Bal.
ZIRLO™	1.0	1.0	0.1	–	–	0.1 Bal.
M5	–	1.0	0.035	–	–	0.14 Bal.
E110	–	1.0	0.05	–	–	0.07 Bal.

Za účelem zvýšení bezpečnosti a výkonu jaderných reaktorů se pracuje na nových slitinách a materiálech, které by bylo možné použít jako náhradu, a zároveň by lépe odolávaly degradaci. Ideální pokrytí by mělo oplývat následujícími vlastnostmi [24]:

- zvýšenou odolností při vysokých teplotách,
- zvýšenou korozní odolností,
- zvýšenou radiační odolností,
- produkovat malé nebo žádné množství vodíku,
- zvýšenou teplotní vodivostí,
- kompatibilitou s nynějšími technologiemi.

V současné době se vyvíjí a testuje několik druhů ATF-pokrytí. Vyvíjené pokrytí lze rozdělit na následující skupiny [24]:

- vylepšené zirkoniové pokrytí,
- pokročilé oceli FeCrAl,
- žáruvzdorné kovy,
- kompozity s keramickou maticí SiC/SiC,
- ostatní typy.

Více informací spolu s experimentálními daty, pokud to bylo možné, o jednotlivých materiálech se nachází v jednotlivých kapitolách o daném typu pokrytí.

Důležité je si ale uvědomit, že tyto kategorie se nemusí nutně vylučovat, a mohou se i překrývat. Kromě toho lze najít i alternativy, které nemusí přesně zapadat do žádné ze zmíněných kategorií.

3.1.1 Vylepšené zirkoniové pokrytí

Prvním logickým krokem při vývoji vhodnějšího pokrytí bylo zkusit vylepšit zirkoniové slitiny, aby podávaly lepší výsledky při havarijních podmínkách. Důvodů bylo rovnou několik. Mezi hlavní patří charakteristika zirkonia ohledně průběhu štěpení (nízká absorpce), koroze ve vodě a mnoho informací o chování tohoto materiálu spolu s technologiemi na výrobu, zpracování atd. U této skupiny by měla modifikace spočívat v přidání další vrstvy (pokrytí). Momentálně se pracuje s těmito skupinami [24]:

- Keramické povlakování
 - nitridy: CrN, TiN, CrAlN,
 - MAX: Ti₂AlC, Cr₂AlC, Zr₂AlC, Zr₂SiC;
- Kovové povlakování
 - čisté Cr,
 - Cr-Al.

Důležitým parametrem u tohoto typu pokrytí je samotná tloušťka povlaku, která výrazně ovlivňuje výsledné chování. Optimálně se pracuje s tloušťkou do 20 μm, ta zaručuje zachování neutronových vlastností podobné, kdyby bylo použito jen zirkoniové slitiny, nebo velice podobné, které lze vyřešit drobnou úpravou. V opačném případě by docházelo k nežádoucímu navýšení ceny a zkrácení doby palivového cyklu [24].

Další věcí, která se podílí na chování a vlastnostech pokrytí, je technologie výroby. Tu lze rozdělit na následujících pět způsobů:

- Fyzikální depozice z plynné fáze (PVD) – vypaření částic z kapalně nebo pevně fáze ve vakuu s následnou kondenzací na výrobku.
- Chemická depozice z plynné fáze (CVD) – depozice atomů nebo molekul způsobená chemickými reakcemi při vysokých teplotách.
- Vysokoteplotní stříkání kovů (TSD) – kapičky materiálu jsou urychleny, aby při dopadu přilnuly k výrobku.
- Tisk 3D laserem – materiál v prášku je nanesen na povrch a poté laserem nataven.
- Nízkoteplotní nástřik (CS) – urychlené částice dopadají na materiál a podléhají plastické deformaci a přichycují se na povrch výrobku, ale na rozdíl od jiných metod nedochází k roztavení nanášených částic [22].

Většina organizací zabývajících se tímto typem pokrytí zvolila metodu PVD. Ta umožňuje tvoření vrstvy atom po atomu a díky tomu dovoluje vznik tenké vrstvy s minimálním rozdílem v tloušťce, bez jakéhokoliv ovlivnění zirkoniové slitiny, na kterou je nanášena. Existují vzorky, a dokonce komerční výrobky vzniklé touto metodou, což zaručuje použití [25].

Výhodami tohoto druhu ATF-pokrytí jsou komerční výroba a schvalování. Neboť se jedná zjednodušeně pouze o přidání vrstvy na zirkoniové pokrytí s drobnou modifikací v chování. Jako další pozitivum se nabízí dostupnost surovin a pouze mírné navýšení ceny produkce oproti ostatním ATF.

Aby mohl být koncept přijat, musí podstoupit řadu experimentů, které simulují podmínky v jaderné elektrárně. Nejprve je třeba provést testy simulující běžný chod. Neboli chování v roztoku identickém, jako u PWR při teplotě 360 °C následované radiačními experimenty. Dále se zkouší i za podmínek DAB a DEC. Doposud získané informace jsou skvěle popsány v práci [24].

Mezi nejslibnější představitele této skupiny patří především materiály Cr a CrN, a to převážně z toho důvodu, že vykazují zlepšení v odolnosti při běžném provozu, ale i za havarijních podmínkách, kdy značně snížily rychlost vysokoteplotní oxidace oproti dosavadnímu zirkoniovému pokrytí [25] [26].

3.1.2 Pokročilé oceli FeCrAl

Velice slibně se ukazuje palivové pokrytí ze slitin FeCrAl. Jak je patrné z názvu, hlavními prvky tvořícími slitinu jsou železo, chrom a hliník. Slitina může obsahovat i další příměsi, například yttrium, mangan, křemík, zirkon.

Výborná odolnost proti vysokoteplotní oxidaci se stala hlavním důvodem výběru této slitiny do programu ATF, a to i v prostředí páry do teploty 1 475 °C. Zirkoniové slitiny by za těchto podmínek dávno ztratily požadované mechanické vlastnosti a zoxidovaly by. Pro porovnání rychlosti oxidace FeCrAl za těchto podmínek je až 1 000× pomalejší. Porovnání fyzikálních vlastností zirkoniové slitiny a APMT, který je zástupcem FeCrAl, lze vidět níže v tabulce 3. Z té lze vyčíst, že měrná tepelná kapacita a součinitel tepelné vodivosti jsou vyšší oproti pokrytí ze zirkonia, na druhé straně teplota tání ATMP je o 249 °C nižší než u zirkoniového pokrytí [24] [27].

Tabulka 3: Fyzikální vlastnosti FeCrAl pokrytí (upraveno) [24]

Slitina	Součinitel tepelné vodivosti (W/m*K)	Měrná tepelná kapacita (kJ/kg*K)	Teplota tání (°C)
Zircaloy-2	14.5–14.2 (25–425 °C)	0.285–0.368 (25–700 °C)	1 849
APMT	11–21 (50–600 °C)	0.48–0.71 (20–600 °C)	1 500

Ekonomická stránka FeCrAl přináší pozitiva i negativa. Mezi hlavní pozitiva patří výrobní proces, který je obdobný jako u zirkoniových slitin, a kompatibilita s konvenčně používanými palivovými peletkami UO₂. Avšak oproti zirkoniovým slitinám na nich dochází k výraznější absorpci neutronů, což zvýší náklady na jeden cyklus provozu o 20 %. Navýšení ceny lze kompenzovat buďto pomocí zvýšení obohacení uranu, nebo menší tloušťkou pokrytí, aby nedocházelo k takovému množství absorpce [24].

Oproti zirkoniovým slitinám FeCrAl nedisponuje tak výraznou tvorbou vodíku při havarijních stavech, avšak dochází ke zvýšenému uvolňování tricia do chladiva. Přítomnost tricia není pro lehkovodní reaktory nebezpečná. Riziko nastává u BWR, u kterých není oddělený primární okruh.

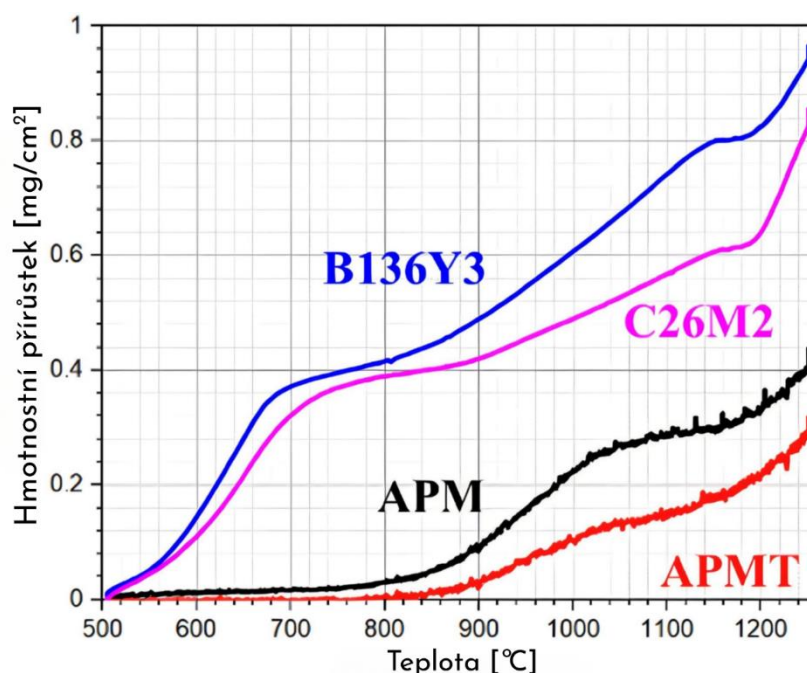
Slitina FeCrAl již podstoupila mnoho experimentů s podmínkami, které nastávají při běžném provozu. Probíhaly též experimenty ozařování, vysokoteplotní oxidace a mnoho dalších. Například bylo simulováno chování při vystavení podmínkám podobným běžnému provozu PWR, BWR reaktorů, a to po dobu 12 měsíců. Výsledky dopadly velice přívětivě, a pokrytí si dokonce zachová odolnost, pokud by nastala nečekaná situace a teplota by dosahovala 1 200 °C [28]. Zásadní otázkou ale zůstává přesné složení a poměr

jednotlivých komponentu spolu s legujícími prvky, aby se dále vyvážíly různé vlastnosti a získala se ideální kombinace. Zvýšenou odolnost slitiny způsobují především Cr a Al. Avšak příliš vysoký obsah Cr způsobí křehkost materiálu. Na druhé straně hliník, který projde ozářením, způsobuje zvýšení teploty přechodu tvárnost–křehkost, což ovlivní chování povrchu a to ztuhne. Chemické složení jednotlivých slitin FeCrAl popisuje tabulka 4 [29].

Tabulka 4: Chemické složení čtyř zástupců FeCrAl-slitin (upraveno) [29]

Wt. %	Fe	Cr	Al	Mo	Y	C	Si	Mn
APM	Bal.	20.5–23.5	5.8	–	–	<0.08	<0.7	<0.4
APMT		20.5–23.5	5.0	3.0	–	<0.08	<0.7	<0.4
B136Y3		12.97	6.19	–	0.03	<0.01	–	–
C26M2		11.87	6.22	1.98	0.03	<0.01	0.2	–

Excelentní korozní vlastnosti FeCrAl-slitin byly doloženy různými experimenty. Výsledky experimentu pro oxidaci při teplotách 500–1 200 °C po dobu 20 h ilustruje obrázek 6 nacházející se níže. Z něho je patrné, že hmotnostní přírůstky jednotlivých zástupců slitiny FeCrAl nepřesáhly 1 mg/cm². Oproti tomu u zirkoniových slitin tato hodnota nabývá hodnot téměř 1 000krát vyšších [29].



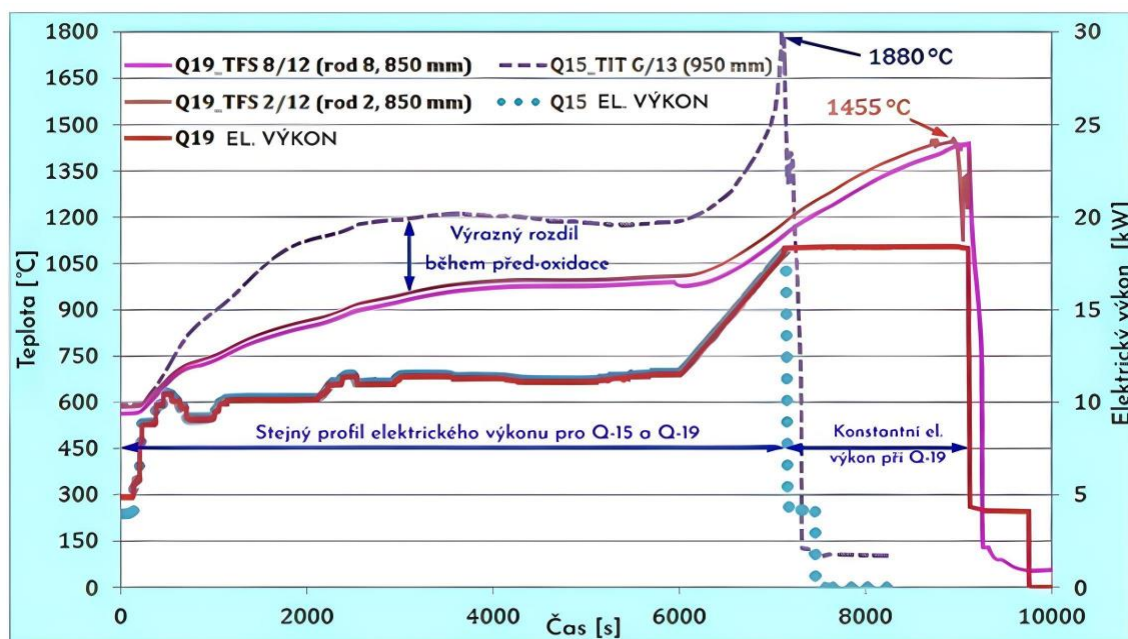
Obrázek 6: Hmotnostní přírůstek čtyř zástupců FeCrAl-slitin (upraveno) [29]

Dalším významným experimentem je QUENCH-19, který se uskutečnil konkrétně na slitině B136Y3. V době, kdy proběhl, se jednalo o první pokus svého druhu na ATF povrchu. Cílem bylo porovnání povrchu ze ZIRLO a FeCrAl. Samotný experiment měl čtyři

fáze. V prvních dvou fázích (předoxidace a přechodný stav) bylo elektrické napájení stejné jako v referenčním testu QUENCH-15 (ZIRLO). Třetí etapa oproti QUENCH-15 s konstantním elektrickým výkonem probíhala o 2 000 s déle. Následně zkouška byla ukončena zaplavením vodou, podobně jako u QUENCH-15 (čtvrtá fáze). Průběh pokusu je zachycen na obrázku 7. Podle očekávání u FeCrAl-pokrytí docházelo k výrazně nižší produkci vodíku než u referenční zkoušky QUENCH-15 s pláštěm ze ZIRLO-slitiny. Celková produkce vodíku činila 9,2 g (47,6 g u QUENCH-15), a to i přesto, že doba trvání zkoušky při maximálním příkonu byla o 2 000 s delší. Pozorování svazku po zkoušce ukázalo poškození několika plášťů ve výškách svazku mezi 850 a 1 000 mm. Obklady selhaly buďto v důsledku interakcí s roztavenými termočlánky, nebo odlupováním malých prstencových částí pláště. Kromě toho se neočekávaně některé tyče po obvodu zlomily nejspíše při opětovném zaplavení v důsledku větších koeficientů tepelné roztažnosti slitin FeCrAl ve srovnání se slitinami Zr. Nejpodstatnější informací získanou tímto experimentem je rozdíl maximálních teplot pokrytí. Maximální teplota u ZIRLO dosahovala 1 880 °C, zatímco u pokrytí z FeCrAl tato teplota byla bezmála o 325 °C nižší [30].

3.1.3 Žáruvzdorné kovy

Další podskupina ATF-pokrytí, se kterou se pracuje a probíhá na ní výzkum, se zabývá žáruvzdornými kovy. Jako nejslibnější zástupce se jeví pokrytí na bázi molybdenu, ale pracuje se i s alternativami na bázi V, Nb, Ta, Cr, W.



Obrázek 7: Průběh testu QUENCH-19 s FeCrAl-slitinou zároveň s porovnáním s QUENCH-15 (upraveno) [30]

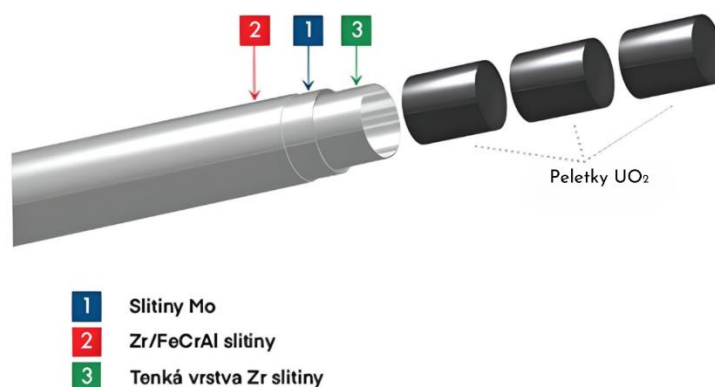
Slitina na bázi molybdenu byla vybrána z jednoduchého důvodu. Tím je vysoký bod tání pohybující se při teplotách okolo 2 600 °C a zvýšené mechanické odolnosti při teplotách převyšující 1 200 °C [30].

Podstatnou výhodou molybdenové slitiny je její součinitel tepelné vodivosti, který převyšuje zirkoniové pokrytí několikanásobně. V tabulce 5 níže je uvedeno srovnání zástupce molybdenového pokrytí a zirkoniového [31].

Tabulka 5: Fyzikální vlastnosti žáruvzdorného pokrytí [31]

Slitina	Součinitel tepelné vodivosti (W/m*K)	Měrná tepelná kapacita (kJ/kg*K)	Teplota tání (°C)
Zircaloy-2	14.5–14.2 (25–425 °C)	0.285–0.368 (25–700 °C)	1 849
TZM	126	0.305	2 597

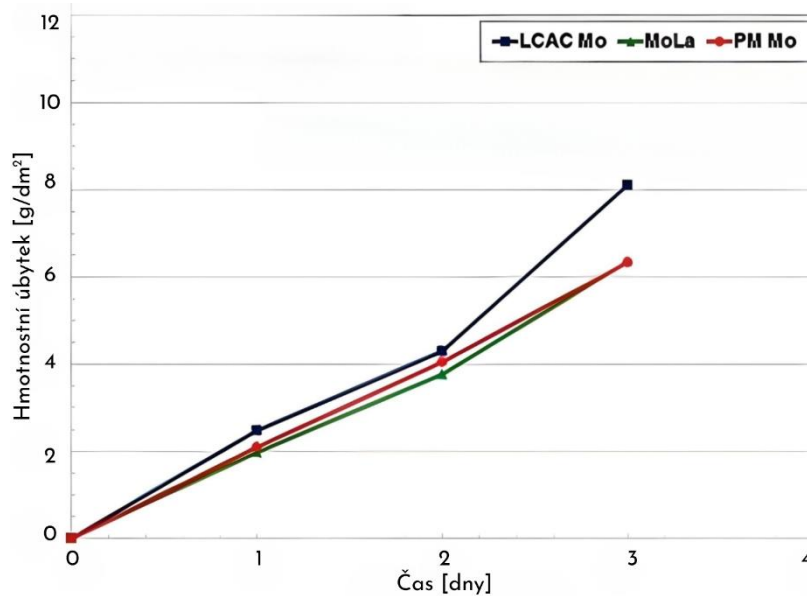
Nejvýznamnějším rozdílem od FeCrAl-skupiny je tzv. třívrstvý systém pokrytí. To ilustruje obrázek 8 níže. Důvodem tohoto konceptu je nejlépe využít vlastnosti molybdenové slitiny spolu s navýšením odolnosti pomocí zirkoniové a FeCrAl-vrstvy. Pohnutkou, která vedla k vývoji tohoto designu, je neutronová charakteristika molybdenu. Ten má vysoký průřez neutronové absorpce, z tohoto důvodu je vrstva limitována tloušťkou 0,2–0,25 mm. Aby se docílilo zvýšené odolnosti při dodržení tloušťky molybdenu, přidávají se vrstvy zirkoniové a FeCrAl-slitiny, se kterými se docílí celkové tloušťky 0,36–0,41 mm oproti konvekční 0,57 mm [24].



Obrázek 8: Třívrstvý systém pokrytí TZM [31]

Byly provedeny různé studie zaměřené na chování molybdenového pokrytí v nejrůznějších podmínkách. Ty prokázaly vynikající korozní vlastnosti při havarijních LOCA u LWR., při teplotách převyšujících 1 000 °C. Příklad prezentuje obrázek 9, který ukazuje úbytek hmotnosti při oxidaci v podmínkách LOCA při 1 000 °C po dobu jednoho,

dvou a tří dní. Průměrná oxidace byla $\sim 20 \mu\text{m}$ za den, přičemž tato hodnota představuje $<1\%$ oxidace u zirkoniového pokrytí za stejných podmínek. Pokrytí vykazuje také dostatečnou mechanickou pevnost a tažnost, přesto probíhají další zlepšení v této oblasti [30].



Obrázek 9: Hmotnostní přírůstek čtyř zástupců FeCrAl-slitin (upraveno) [30]

Co se týká komerční výroby, vyskytují se zde menší problémy, které je nutné vyřešit. Hlavním problémem je samotný postup výroby, nyní se spoléhá na PVD, ale tento proces výroby je neúměrně drahý a náročný na kontrolu kvality. Řešením by mohlo být výroba pokrytí mechanickou co-redukcí [30].

3.1.4 Kompozity s keramickou maticí SiC/SiC

Poslední skupinou pokrytí, které se tato práce věnuje, je pokrytí z keramických slitin, nejčastěji založené na bázi karbidu křemíku. Hlavní výhodou keramických slitin jsou jejich vlastnosti při vysokých teplotách a kontinuálním ozařování. Dále tyto materiály vynikají skvělou odolností proti oxidaci a nízkou vlastní aktivací oproti konvekčně používanému zirkoniovému pokrytí [24].

Kompozity s keramickou maticí SiC/SiC mají i nevýhody, které je nutné brát v úvahu. Jako nejdůležitější se ukazují:

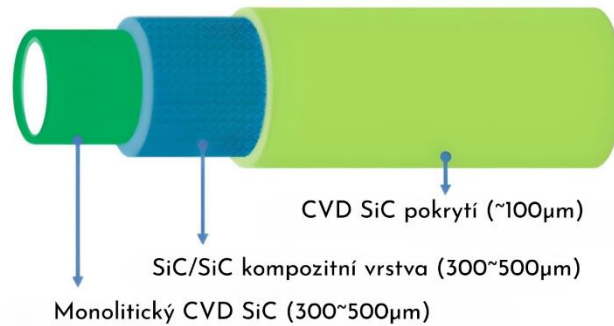
- Výroba tenkých palivových pokrytí, u kterých je třeba další vývoj, a následná technologie spojení koncových částí, ta se běžně provádí svařováním, což u keramických slitin není možné.
- Uvolňování tritia do chladiva reaktoru. Důvodem je štěpná reakce, při které SiC-kompozity nereagují s vodíkem za vzniku stabilních hydridů jako slitina na bázi zirkonia, což vede k vyšší propustnosti tritia přes plášť do chladiva reaktoru. Volba vhodného materiálu povlaku by mohla pomoci tento problém zmírnit.
- SiC/SiC má výrazně nižší tepelnou vodivost než slitiny zirkonia. Srovnání této hodnoty spolu s dalšími vlastnostmi popisuje tabulka 6. Tato skutečnost negativně ovlivňuje teploty ve středové linii pelet [32].

Tabulka 6: Fyzikální vlastnosti Sic/SiC-pokrytí [33] [34]

Slitina	Součinitel tepelné vodivosti (W/m*K)	Měrná tepelná kapacita (kJ/kg*K)	Teplota tání (°C)
Zircaloy-2	14.5–14.2 (25–425 °C)	0.285–0.368 (25–700 °C)	1 849
SiC/SiC	3–5	0.71–0.75	2 730

Keramické pokrytí SiC/SiC by mělo zcela nahradit zirkoniové pokrytí, z tohoto důvodu se zvažují různé typy s různým uspořádáním vrstev. Mezi nejpravděpodobnější jsou řazeny následující:

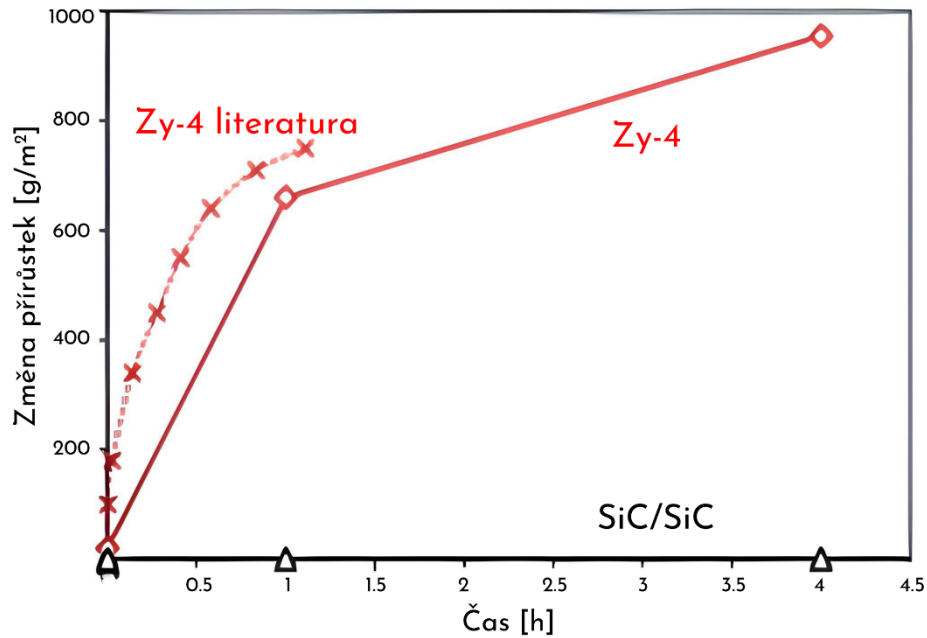
- Trojvrstvé uspořádání – vnitřní vrstvu tvoří monolitický CVD SiC, jehož účelem je zachycení produktů ze štěpení především plynů, které by jinak mohly uniknout skrze ostatní vrstvy. Druhá vrstva ze SiC/SiC zvyšuje mechanickou odolnost pokrytí a brání jeho selhání. Vnější vrstva se skládá z CVD SiC a brání korozi. Toto uspořádání ilustruje obrázek 10 níže [34].
- NITE (Nano-infiltration and Transient Eutectic phase) – koncept je obdobný předchozímu, jenom s tím rozdílem, že se uvažuje o vyplnění netěsností pomocí nanočástic, a tím pádem se únik plynů celkově zredukuje.
- „Sendvičové“ uspořádání – kovová vrstva oklopená SiC-kompozitem [24].



Obrázek 10: Trojvrstvé uspořádání SiC/SiC-pokrytí (upraveno)

Na rozdíl od předchozích typů pokrytí keramické kompozity ze SiC/SiC nepřináší za podmínek běžného provozu pouze zlepšení, ale i úskalí, které je nutné brát v úvahu. Mezi ně patří značná závislost složení chladiva, která ovlivňuje rychlost degradace ve vodě, a nízká tepelná vodivost. Zlepšení v těchto ohledech by mohla přinést speciální povrchová úprava nebo povlak, avšak pokud má být základem SiC/SiC-kompozit, nízkou tepelnou vodivost nelze podstatně zdokonalit. Na druhé straně podstatnými výhodami jsou nízká neutronová absorpce, vyšší kritický tepelný tok oproti konvenčním slitinám, což způsobuje lepší smáčení povrchu a mechanické vlastnosti, které se téměř nemění v závislosti na teplotě [33].

Dalším důležitým faktem je chování při vysokoteplotní oxidaci, která nastává za havarijních podmínek. Ohledně tohoto děje bylo vypracováno několik studií. Ty potvrdily vynikající odolnost SiC/SiC-kompozitů oproti konvenčním zirkoniovým slitinám. Velmi zajímavou výhodou pokrytí ze SiC/SiC je skutečnost, že si zachovává geometrii, kterou lze uchladiť i při vysokých teplotách. Potenciální produkce vodíku (a dalších plynů) společně s uvolněnou energií je výrazně nižší ve srovnání se slitinami zirkonia. Díky tomu má SiC/SiC oxidaci o 2–3 řády nižší. Viz obrázek 11 [33].



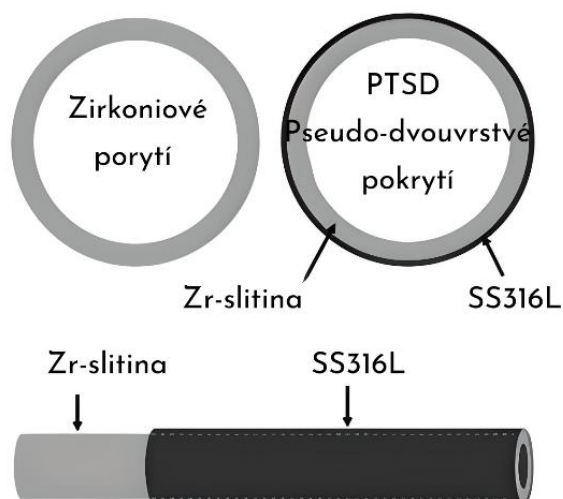
Obrázek 11: Hmotnostní změna zástupce SiC/SiC-pokrytí (upraveno) [33]

3.1.5 Ostatní typy

V této části práce se budeme věnovat alternativním pokrytím, která nelze jednoznačně zařadit do žádné z výše popsaných skupin, avšak v rámci této práce by neměly být opomenuty.

3.1.5.1 Pseudodvouvrstvé pokrytí

Jak napovídá název, jedná se o zirkoniové pokrytí s přidanou vnější vrstvou nerezové oceli SS316L. Strukturu tohoto pokrytí popisuje obrázek 12. Označení SS316L zastupuje austenickou nerezovou ocel, která vyniká dobrými vlastnostmi, jako jsou kompatibilita, korozní odolnost, tvárnost při nižších teplotách a odolnost při vysokých teplotách. Přesné chemické složení a fyzikální vlastnosti použitých materiálů lze vyčíst z tabulky 7. Oxidační vlastnosti tohoto typu byly experimentálně ověřeny. Získaná data svědčí o vlastnostech lepších, než jakými disponuje samotné zirkoniové pokrytí [35].



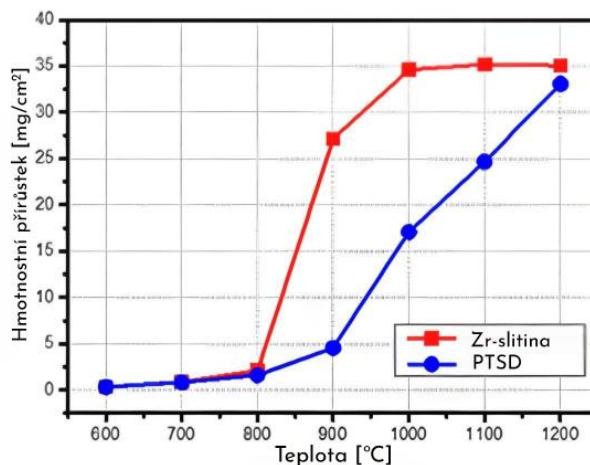
Obrázek 12: Struktura pseudodvouvrstvého pokrytí (upraveno) [35]

Otázkou ale zůstává optimální technologický postup jeho výroby, neboť je velice náročné vyrobit tento typ pokrytí na proutcích o délce 4 m. Zvláště pokud by se mělo jednat o postup pro velkoplošnou výrobu. Proto experimenty byly provedeny na trubce o celkové délce 2 m a 1 cm v průměru. Experimenty pak probíhaly na rozřezaných částech [35].

Tabulka 7: Chemické a fyzikální vlastnosti PTSD-pokrytí [35]

	Zr-slitina	SS316L
Chemické složení [wt. %]	Nb=1, Sn=1, O=0.01, Fe=0.2, Zr=zbytek	C=0.03, Cr=18, Mn=2, Ni=10, Mo=3, N=0.1, Fe=zbytek
Součinitel tepelné vodivosti [W/m*K]	21.5	17
Teplota tání [°C]	1 850	1 450

Při experimentech zaměřených na oxidaci ve vzduchu při teplotách 600 až 1 200 °C dvouvrstvé pokrytí vykazuje lepší výsledky než samostatné zirkoniové pokrytí. Výsledky experimentu jsou zobrazeny v obrázku 13. Avšak tyto výsledky nejsou nijak závratné. Největších rozdílů bylo dosaženo při teplotě 900 °C, kdy hmotnostní přírůstek byl 5,5krát menší. Na druhé straně pro teploty do 800 °C a pro teplotu 1 200 °C byly zjištěny téměř stejné hodnoty pro hmotnostní přírůstky. Celkově se však tento typ jeví velice slibně. [35]



Obrázek 13: Hmotnostní přírůstek PTSD-pokrytí (upraveno) [35]

3.1.5.2 Dvouvrstvé pokrytí ze slitin ADSS

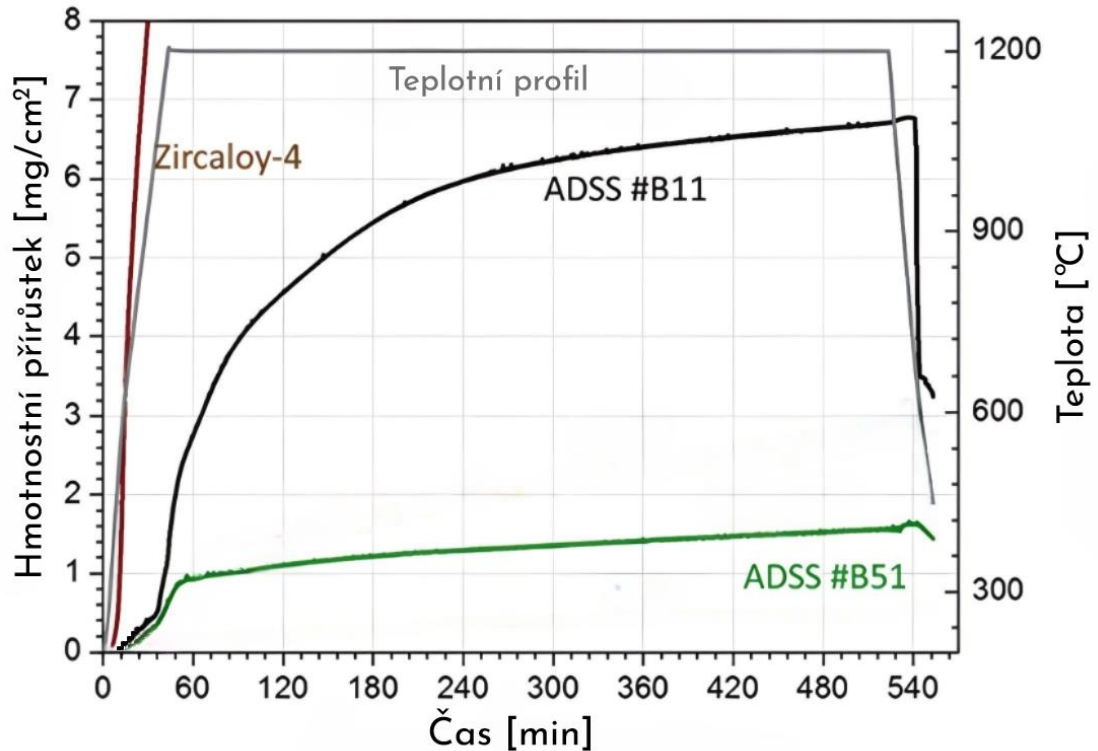
Poslední ATF-pokrytí, kterému se bude věnovat tato práce, je pokrytí z ADSS-slitin (Fe-based alumina-forming duplex stainless steels). Jedná se o slitiny s obsahem Fe, Ni, Cr, Al a dalších prvků. Bližší chemické složení různých ADSS-slitin popisuje tabulka 8. Vzhledem k tomu, že se jedná o relativně nový koncept, probíhají experimenty za účelem stanovení odolnosti vůči korozi, mechanických vlastností a v prostředí PWR [36].

Tabulka 8: Chemické složení tří zástupců ADSS-pokrytí (upraveno) [36]

Zastoupení [wt. %]	Fe	Ni	Cr	Al	Nb	Mn	Si	C
ADSS#B11	Bal.	18.3	16.2	4.93	1.39	1.22	0.34	0.11
ADSS#B31		21.4	20.9	5.50	1.04	1.04	0.32	0.12
ADSS#B51		18.7	16.3	0.53	1.04	1.04	0.31	0.11

Dosavadní získané výsledky ukazují excelentní korozní odolnost při oxidaci v LWR-podmínkách při teplotách v rozmezí 800–1 200 °C. Hmotnostní přírůstek pro oxidaci probíhající při 1 200 °C po dobu 8 h dosahoval přibližně 400× méně než zirkoniová slitina. Viz obrázek 14. Další předností se jeví mechanické vlastnosti slitin ADSS, ty dokonce dosahují lepších hodnot než slitiny FeCrAl.

Na druhé straně vyšší neutronová absorpce ve slitině je negativem. Ta probíhá především na Ni, Cr, Al a Fe. Nicméně tento nedostatek lze vykompenzovat kombinací tenčího pokrytí a vyššího obohacení paliva. Dalším problémem by mohla být produkce helia při reakci neutronů s Ni. Naštěstí se ukázalo, že při teplotách do 600 °C to není problém, a tím pádem lze vnímat jako potencionální ATF-pokrytí [36].



Obrázek 14: Hmotnostní přírůstek ADSS-pokrytí (upraveno) [36]

3.2 Palivové peletky

Současné palivové peletky z oxidu uraničitého (UO_2) nelze považovat za špatné, ale ani bezchybné, to je způsobeno především špatnou tepelnou vodivostí, která má za následek vyšší teplotu ve středu proutků. Z tohoto důvodu se kladou na nové palivové peletky následující požadavky [37]:

- vyšší tepelná vodivost,
- kompaktnější zadržení štěpných materiálů.

Pro zlepšení zmíněných vlastností se pracuje s následujícími náhradami:

- modifikované UO_2 -peletky,
- peletky o vysoké hustotě,
- zapouzdřené peletky.

Podrobnější informace o jednotlivých konceptech spolu s informacemi o jejich stupni vývoje a další užitečné informace popisuje tento dokument níže [24].

3.2.1 Modifikované UO_2

Využití modifikovaného UO_2 nabízí několik důležitých výhod. Nejvýznamnější je velmi dobrá znalost chování UO_2 , která byla získána během několika desítek let využití tohoto paliva v jaderných elektrárnách po celém světě. Další výhodou skýtá již zavedené

technologické vybavení pro zpracování, obohacení a následný transport. To má příznivý vliv především na dobu schvalování a na ekonomickou stránku.

Modifikované UO_2 palivo se dělí na několik skupin a následně podskupin. Rozdělení je postaveno na způsobu upravení a materiálu, který byl během tohoto procesu použit. Modifikované UO_2 palivo dělíme na následující dvě hlavní skupiny [24]:

- dopované UO_2 ,
- UO_2 s vyšší tepelnou vodivostí.

3.2.1.1 Dopované UO_2

Podle funkce přidaných aditiv rozdělujeme dopované UO_2 koncepty na následující dvě skupiny:

- s příměsí zaměřené na větší zrna, které zlepšují viskoplastické vlastnosti:
 - Cr_2O_3 (French Joint Programme AREVA-CEA-EDF),
 - $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3$ (Westinghouse ADOPT);
- mini pelety UO_2 za účelem stabilnějšího štěpení:
 - na základě Si (Korea Atom Energy Research Institute KAERI) [24].

UO_2 s příměsí (Cr_2O_3 a $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3$)

Po pečlivém výběru, které příměsí se využijí za účelem zvětšení zrn, AREVA NP zvolila příměs oxidu chromitého (Cr_2O_3). Na druhé straně Westinghouse vybral kombinaci oxidu chromitého a oxidu hlinitého ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3$). V literatuře jej můžeme nalézt s označením ADOPT: Advanced Doped Pellet Technology. Výhodou této kombinace je menší obsah Cr, který oproti Al více reaguje s tepelnými neutrony [24].

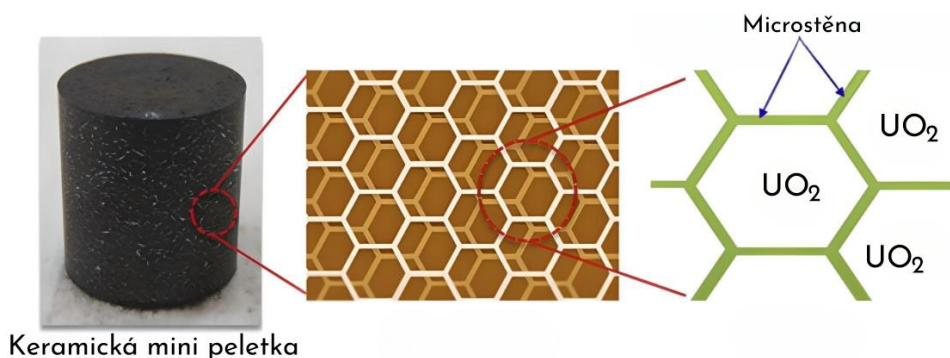
Obě zmíněné varianty dosahují požadovaných vlastností na zvýšení hustoty a zvětšení zrn. Výhody, které tato změna přináší, jsou zvýšená odolnost ohledně PCI (pellet cladding interaction), SCC (stress corrosion cracking) spolu s lepší schopností zadržet plyny ze štěpení, což příznivě působí na únik plynu například při nehodách. V ostatních vlastnostech se přibližují k UO_2 nebo jsou téměř totožné [24].

Jako výhoda se ukazuje i snadná výroba. Postup produkce je téměř totožný jako u UO_2 , pouze s tím rozdílem, že daný oxid se přidá do směsi UO_2 během výroby. Samotná dostupnost oxidů též nepředstavuje žádné komplikace [24].

Keramické mini peletky UO_2

Keramické mini peletky oproti klasickému palivu disponují zvýšenou schopností zadržení štěpných produktů především Cs a I. To způsobuje charakter keramických látek spolu se strukturou mini článku, ty navíc přispívají k tepelné vodivosti celku, a tak k lepší výměně tepla zároveň při menší teplotě peletek. Peletky také vykazují zlepšení, co se týká

PCI, SCC a celkové odolnosti. Strukturu a vzhled keramické mini peletky zobrazuje obrázek 15 [33].



Obrázek 15: Keramické mini peletky (upraveno) [33]

Za účelem vhodného výběru daných materiálů mini článků byly provedeny studie. Z těch nejslibněji vycházely Cr a Mo, jako důvody se ukazují vysoký bod tání, vysoká tepelná vodivost a interakce s neutrony v rámci možností. Dále se pracuje i s variantou SiO₂ oxidem [33].

Zhotovení peletek se opět nijak zásadně neodlišuje. Pomocí slinování⁵ v kapalně fázi se přidávají látky do směsi UO₂ a následně se pokračuje standardním postupem [24].

3.2.1.2 UO₂ s vyšší tepelnou vodivostí

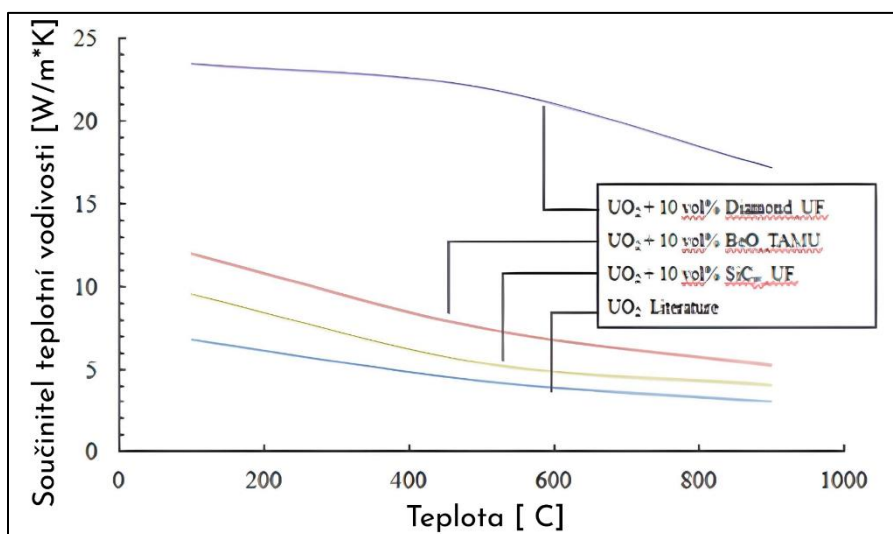
Tato podskupina se snaží dosáhnout lepší tepelné vodivosti paliva, které u konvenčně používaného UO₂ není optimální. Požadovaného zlepšení se dosahuje pomocí příměsí. Pracuje se s kovovými a keramickými příměsemi. V závislosti na tom, které byly použity, získává palivo určité chování. Obecně ji můžeme najít pod zkratkou CERMET (Ceramic-Metal) [33].

Zástupci kovových příměsí jsou Cr a Mo, experimentuje se 5–10% zastoupením v palivu, na druhé straně zástupci keramických příměsí jsou BeO, SiC a diamant. Keramická skupina má navíc tu výhodu, že nereaguje s neutrony v takovém rozsahu jako kovové prvky. Pokud by se chtěl zachovat provozní cyklus, muselo by dojít k navýšení obohacení u Cr ~0.5 % a u Mo ~ 1 % [33].

V obou případech se dosahuje požadovaného zlepšení tepelné vodivosti paliva, a tím lepšího chování. Zvýšení tepelné vodivosti je znatelnější u keramických zástupců, které dosahuje přes 50 %, u diamantové příměsi dokonce 500 %. Viz obrázek 16. Oproti tomu kovové příměsi se vyznačují lepším zachytem štěpných produktů, a tím pádem palivové pokrytí lépe oxiduje [38].

⁵ Vysvětlení a více o tomto procesu v následující literatuře [43].

Výrobní náklady bohužel oproti klasickému UO_2 vzrostou, a to především u kovových zástupců vlivem nutného vyššího obohacení a ceny Mo. U keramických přísad se cena předpokládá podobná, případně mírně vyšší, s výjimkou SIC a diamantu, u kterých probíhá pouze laboratorní výroba [38].



Obrázek 16: Součinitel tepelné vodivosti pro tři zástupce UO_2 -paliva s vyšší tepelnou vodivostí (upraveno) [38]

3.2.2 Peletky o vysoké hustotě

Velmi důležitou vlastností paliva je jeho reakce s moderátorem. Například u LWR se tím míní reakce s vodou a párou. Bohužel žádné palivo o vysoké hustotě nemá odolnost převyšující současné palivo UO_2 , avšak to neznamená, že by se tento koncept měl vyloučit. Důvodem je finální citlivost kombinace paliva a pokrytí. Z tohoto důvodu se hledá ideální kombinace, která by tuto slabinu pokryla. Všechna zmíněná paliva v této podkapitole však zatím nejsou ani zdaleka připravena ke komerčnímu použití v LWR [33].

Palivo o vysoké hustotě dělíme na následující skupiny:

- nitridy,
- křemíkové palivo,
- karbidy,
- kovové palivo.

3.2.2.1 Nitridy

První skupinou je palivo obohacené podílem dusíku. V přírodní směsi dusíku se vyskytuje izotop ^{15}N pouze v 0,4 %. Problém způsobuje klasický dusík ^{14}N , který negativně podléhá reakci s neutrony. Při této reakci vzniká buďto ^{14}C , anebo He. Tvorbu

těchto prvků nechceme: ^{14}C z důvodu dlouhé radioaktivní životnosti a He z důvodu zvyšování tlaku v palivu, které může vést až k napuchnutí [33].

Podstatnou nevýhodou tohoto konceptu je cena výroby. Výroba gramu ^{15}N je několiknásobně dražší než gram UO_2 . Dalším nedostatkem zůstává nedostatek informací, neboť výroba se drží v rámci experimentálního množství.

Chování paliva v běžném provozu nebo havarijních podmínkách také není zcela prozkoumáno, a to především u LWR, ale z dosavadních experimentů a z chování v rychle množivých reaktorech se ukazuje následující. Při běžném provozu docházelo k většímu množství bobtnání a při DBA a DEC docházelo k praskání pokrytí. Na druhé straně nitridy vykazují dobré mechanické vlastnosti: vyšší Youngův modul, ojedinělejší praskání způsobené radiací a teplotou [33].

3.2.2.2 Křemíkové palivo

Jediným zástupcem, který se jeví použitelně, je U_3Si_2 . Ostatní zástupci bohužel mají nízký bod tání a vyskytuje se u nich nadměrně bobtnání. Zatím probíhá optimalizace budoucí výroby, ale neočekávají se žádné problémy [33].

Coby hlavní přednosti se ukazují vyšší tepelná vodivost, ta je oproti konvenčnímu palivu 5–10 vyšší, a větší obsah uranu ve směsi. Předchozí informace se získaly při běžném použití v LHGRs. Dalším důležitým faktorem je neutronová interakce srovnatelná s UO_2 . To umožňuje kombinaci s ATF pokrytími, jež byla zmíněna výše. Kombinace však bude nutné ještě experimentálně ověřit [33].

Chování tohoto paliva v rámci LWR však není dostatečně známo. Předpokládá se, že při kontaktu s vodou a párou v okruhu nastane exotermičtější reakce než u UO_2 .

3.2.2.3 Karbidy

Teoreticky se ukazují karbidy jako další alternativa ke konvenčně používanému palivu. Výhody karbidů jsou především vyšší tepelná vodivost, která je 7–10× vyšší než u UO_2 , a vyšší obsah uranu ve směsi (přibližně o 24 %). Na druhé straně při experimentech s ozářeným palivem se ukázalo vyšší napuchání.

Pracuje se s karbidy ve formě UC a U(Pu)C. V normálním provozu tyto karbidy mají nižší teplotu, a dokonce i vyšší teplotu tání, která se pohybuje přes 2 470 °C. Tato teplota však není úplně určující, neboť plutonium se vypařuje již při 1 650 °C.

Celkově stále zůstávají značné překážky ve vývoji a je třeba vyřešit některé zbývající problémy. Na závěr peletky UC musí být po celou dobu chráněny před párou, aby nedošlo k nežádoucí reakci.

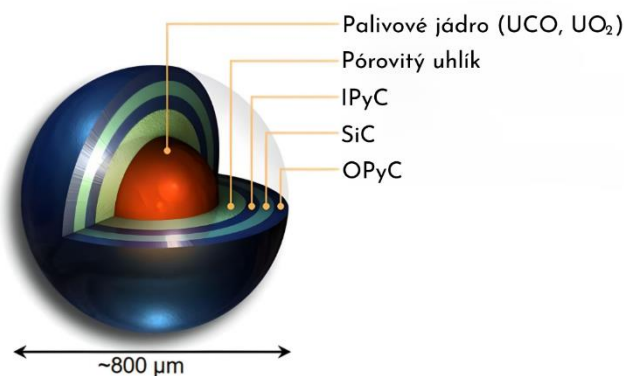
3.2.2.4 Kovová paliva

Za zmínku stojí dva zástupci této skupiny. První z nich (U-Pu-Zr) však není příliš diskutován ohledně použití v LWR. Hlavní příčinou této skutečnosti je, že obzvláště ozářený U-Pu-Zr při styku s vodou, popřípadě s párou generuje vodík a dochází k rozpadu. Na druhé straně díky svým vlastnostem našel použití ve sodíkem chlazených FR.

Druhým zástupcem je slitina U-Zr. Experimentuje se s obsahem Zr, až do 10 % a 50 %. Jeden z hlavních problémů, kterými trpí kovová paliva, se projevuje i zde, a to vyšší šance bobtnání již při nízkém ozáření. Další nevýhoda se projevuje při výrobě, ta je výrazně závislá na kvalitě prostředí. Výroba musí probíhat v komoře pod tlakem argonu nebo helia, aby se zajistila vysoká čistota. Bohužel, stejně jako je tomu u předchozího zástupce, chování při kontaktu s párou není příhodné.

3.2.3 Zapouzdřené palivo (TRISO SiC)

Následujícím typem paliva, který se jeví velmi slibně v rámci projektu ATF, jsou FCM (fully ceramic micro-encapsulated fuel). Předním zastupitelem tohoto typu je palivo TRISO-SiC. Vyvinuto bylo v rámci projektu Dragon Reactor ve Velké Británii v 60. letech minulého století. Využití našlo v plynem chlazených jaderných elektrárnách (HTGR) po celém světě, například v Německu, Japonsku. Hlavní důvod tohoto rozmachu a oblíbenosti spočívá v jeho odolnosti. Ta je dána jeho strukturou⁶. Tu ilustruje obrázek 17 níže [39] [37].

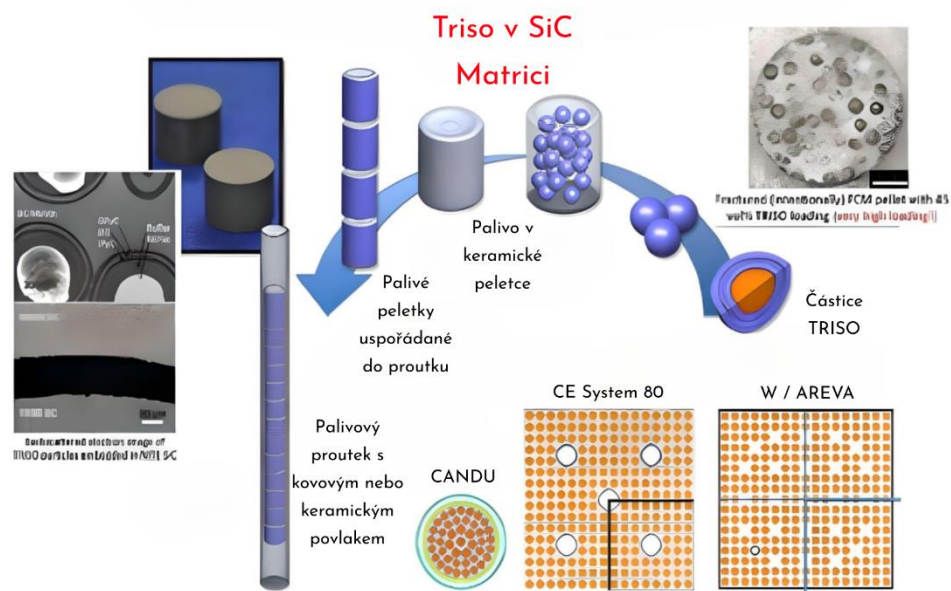


Obrázek 17: Struktura TRISO-částice (upraveno) [40]

Po úspěchu u HTGR spolu se snahou o vývoj ATF se začalo uvažovat o využití TRISO – SiC i u LWR, ačkoli koncept mezi těmito druhy JZ se výrazně odlišuje, především v běžném provozu a v havarijních situacích. U LWR se spoléhá především na

⁶ Podrobnější informace o struktuře, ale i o TRISO-palivu popisuje zdroj [41]

pokrytí, tlakovou nádobu a kontejnment. Oproti tomu u HTGR je palivo již s inherentními bezpečnostními prvky pro běžný provoz a pro stav havárie. V HTGR jednotlivé částice mají grafitovou matici, která zajišťuje vysokou teplotní odolnost, vodivost a zadržování štěpných plynů. Této vlastnosti se tedy chce docílit i u LWR. Způsob, jak toho má být dosaženo, je zasazení částic do matrice karbidu křemíku. Takto uložené částice do matrice z karbidu křemíku mají tvar a velikost jako standardní peletky, které se následně naskládají na sebe a vzniknou palivové proutky. Následkem je možné využít v nynějších systémech, což představuje značnou ekonomickou výhodu. Zmíněný proces zachycuje obrázek 18 níže. Další výhodou, kterou FCM poskytují, je vysoká odolnost díky mnoha vrstvám, které poskytují lepší tepelnou vodivost, mechanickou integritu a zároveň lepší schopnost udržet štěpné produkty uvnitř při normálním provozu, DAC a DEC. Nicméně přítomnost vrstev a následné zasazení do matice přináší nevýhodu. Ta spočívá v menším obsahu štěpného paliva na objem peletek, tím pádem nedostáváme stejný tepelný výkon. To se dá řešit zvýšením obohacení, avšak spíše se přistupuje k úpravě štěpného materiálu z UO_2 na UCO nebo ke zvětšení jádra, které obsahuje štěpný materiál na úkor zmenšení vrstev [24] [41].



Obrázek 18: Struktura palivového proutku při použití TRISO-částic (upraveno) [24]

Produkce tohoto paliva oproti standardnímu UO_2 nabývá na složitosti. A to zejména kvůli sérii procesů, které je nutné provést. Samotný proces lze rozdělit na tři hlavní kroky. První se skládá z vytvoření jádra částice TRISO, které obsahuje materiál ke štěpení. Ve druhém se jádro obalí všemi výše uvedenými vrstvami a v posledním kroku je vsazena TRISO-částice do SiC-matrice ve tvaru peletek, které se následně uspořádají do proutků [24].

3.3 Nepalivové elementy

Aktivní zóna jaderného reaktoru se neskládá pouze z paliva v pokrytí, ale i nepsalivových elementů. Pokud tedy chceme zvýšit bezpečnost v havarijních podmínkách nebo běžném provozu, nesmíme jej opomenout, neboť i ty jsou vystaveny extrémním podmínkám.

3.3.1 Regulační tyče ze vzácných zemin

U LWR hlavní nepsalivový element představují regulační tyče, které plní funkci regulace výkonu JR, nebo slouží k zastavení štěpné reakce a tzv. nouzovému odstavení reaktoru například při haváriích. Materiál regulačních tyčí tedy musí splňovat vysoký mikroskopický účinný průřez pro absorpci a odolat podmínkám v aktivní zóně. Konvenčně se používají slitiny kadmia (Ag-In-Cd) a karbid boru (B_4C), avšak slitiny kadmia mají teplotu tání již při 790 °C . Problém vzniká za havarijních podmínek, kdy teplota přesahuje tuto hodnotu, a tak dochází k poškození regulačních tyčí, což může vést k negativnímu vlivu na průběh zvládnutí havárie [24].

Z tohoto důvodu se hledají alternativní materiály, které by si zachovaly vysoký makroskopický účinný průřez pro absorpci a zároveň vydržely vyšší teploty. Potenciálními adepty se jeví především Sm_2O_3 , Eu_2O_3 , Dy_2O_3 nebo HfC.

Ve prospěch zmíněných alternativ hovoří, že zatím nebyl zjištěn žádný problém pro komerční výrobu, a hlavně jejich kompatibilita s nynějšími technologickými postupy.

Dalším pozitivem je chování v běžném provozu nebo v havarijních podmínkách, které se jeví též kladně. Příčinou je zachování požadovaných vlastností při správném návrhu a zlepšení v několika dalších aspektech. Mezi ně patří, že nedochází k bobtnání, tvorbě plynů, a díky vyšší teplotě tání u nich nedochází k tavení ani k rozpadu, a to z toho důvodu, že netvoří eutektikum s Fe i při teplotě 950 °C , na rozdíl od B_4C [24].

3.3.2 Keramický box varných reaktorů

Karbid křemíku SiC se bere v potaz i jako možná náhrada stávající zirkoniové slitiny u BWR. Především u kanálové skříně, která představuje 40 % veškeré zirkoniové slitiny v aktivní zóně varných reaktorů. Proběhla hodnocení, kdy došlo ke srovnání s konvekčními kanálovými skříněmi v několika bodech: požadavcích konstrukčně mechanických, odolnosti proti fragmentaci, ohledně seismického zatížení, bobtnání a mnoha dalších. Výsledky ukazují, že SiC může konkurovat, avšak kvůli charakteristice SiC může nežádoucím způsobem reagovat s vodou především za běžného provozu, kdy nedochází k tvorbě ochranné vrstvy oxidu. Z tohoto důvodu je třeba dalších studií [24].

Příčin ke zvažování SiC se nabízí několik. Jednou z nich je menší interakce s neutrony, a to o 40 % oproti zirkoniu, díky čemuž je možné snížit obohacení paliva nebo vyšší vyhoření paliva. Podstatnou výhodou se jeví koroze při vysokoteplotní oxidaci párou, která simuluje havarijní stavy. Ta probíhá 1 000× pomaleji se srovnání se zirkoniovými slitinami [24].

4 Použitá experimentální zařízení a metody

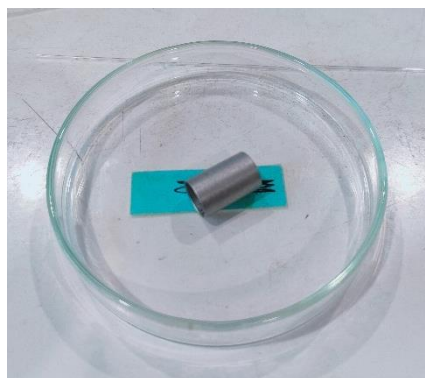
Experimentální část této práce se zabývá vysokoteplotní oxidací ve směsi z páry a argonu na neozářeném pokrytí, při teplotách, které mohou nastat při haváriích typu LB-LOCA. Materiálem pokrytí byla zvolena slitina FeCrAl s označením B136Y3, jejíž složení popisuje tabulka 4 v podkapitole Pokrytí FeCrAl této práce.

Materiál nutný pro experimenty a zařízení použité při experimentu byly poskytnuty institutem UJP PRAHA a. s., včetně odborného dohledu a asistence školených pracovníků ústavu.

4.1 Příprava vzorků

V první řadě, než se přistoupí k provedení jakéhokoliv experimentu, je nezbytné vzorky řádně nachystat. Důvodem je, aby se předešlo negativním vlivům na experiment. Příkladem může být opracování ostrých hran, vzniklých po řezání, na kterých dochází k urychlené oxidaci, což vede ke zkresleným výsledkům.

Segment palivového pokrytí o celkové délce 18,5 cm poskytl institut KIT Karlsruhe. Pomocí soustruhu proběhlo rozdělení na 12 částí. Každá část následně prošla opracováním, aby došlo ke zbavení ostrých hran pomocí ručních nástrojů. Vzorky se zbaví hrubých nečistot po opracování a následně se ponořují do acetonové, etanolové a destilované vodní lázně, a to za účelem odmaštění. Takto opracovaný vzorek ilustruje obrázek 19.



Obrázek 19: Opracovaný vzorek slitiny B136Y3

Takto připravené vzorky je nutné změřit, zvážit a zanést do systému. Na každém vzorku se měřila za použití posuvného digitálního měřítka s přesností $\pm 0,03$ mm v několika místech délka. Vnější průměr byl stanoven mikrometrickým šroubem o rozlišení $\pm 0,001$ mm. Vnitřní průměr se měřil pomocí cejchovaného digitálního mikrometru s rozlišením $\pm 0,001$ mm. Všechna měření se uskutečnila nejméně třikrát a z nich byl

stanoven průměr pro daný vzorek. Tyto hodnoty byly následně použity pro výpočet celkového povrchu. Následně byl ještě každý vzorek zvážen. Toto vážení proběhlo na váze firmy METTLER TOLEDO XS105 s přesností $\pm 0,01$ mg, která se nachází na obrázku 20.

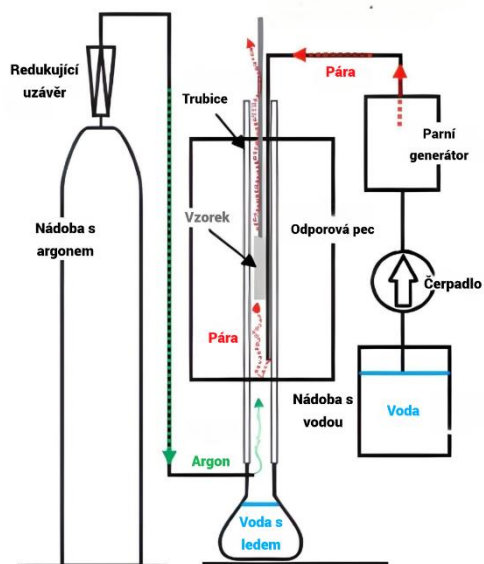


Obrázek 20: Váha METTLER TOLEDO XS105

4.2 Popis provedení experimentu

Cílem experimentů je charakterizovat kinetiku oxidace slitiny B136Y3 při vysokoteplotní oxidaci ve směsi páry a argonu ve srovnání s konvenčně používanými zirkoniovými slitinami.

Za tímto účelem byla zvolena oboustranná oxidace v odporové peci CLASIC za použití směsi páry a argonu podle schématu, které zachycuje obrázek 21. Odporová pec ve skutečnosti vypadala podle obrázku 22. Pára byla vytvořena z deionizované vody o tlaku 1 atm a měla průtok $5,5 \text{ mg/cm}^2\text{s}$, zatímco průtok argonu byl nastaven na 23 ml/s. Experimentů bylo provedeno několik, a to v rozmezí teplot $1\,300 \text{ }^\circ\text{C}$ až $1\,375 \text{ }^\circ\text{C}$ při různé době expozice.



Obrázek 21: Schéma použité aparatury pro vysokoteplotní oxidaci (upraveno) [6]



Obrázek 22: Odporová pec

Průběh experimentu byl následující. Nejdříve byl vzorek přichycen pomocí platinového drátku a skleněné závlačky k pohyblivé části aparatury, jejíž pomocí se vynáší vzorek do teplotního pásma, a zároveň tak, aby se termočlánek nacházel uvnitř a v polovině délky vzorku, jak je možné vidět na obrázku 23. Tím bylo dosaženo co možná nejpřesnějšího odečtu reálné teploty.



Obrázek 23: Uchycený vzorek

Před zavedením vzorku do pece se provedl proplach pece pomocí argonu. Tento proces trval pět minut. Následně se do pece vháněly směsi argonu a páry po dobu pěti minut. To bylo provedeno, aby se předešlo výskytu zbylého vzduchu v aparátu a aby se ustálil průtok směsi. Teplota pece se nastavila na požadovanou teplotu. Nejprve probíhaly izotermické experimenty s rozdílnými teplotami, a to s tím, že nejnižší teplota sady byla při 1 300 °C a sada s nejvyšší teplotou byla při 1 375 °C. Po dosažení stanovené teploty se vytáhl vzorek do teplotního pásma. Po vytažení teplota mírně kolísala, a tak byla nutná menší úprava výkonu pece, aby se teplota udržovala okolo požadované hodnoty.

Po uplynutí požadované doby expozice se prudkým pohybem pohyblivé části aparátu proti strhovacímu držáku uvnitř přelomila skleněná závlačka, která uvolnila vzorek. Ten spadl do síta umístěného v nádobě naplněné vodou a ledem. Viz obrázek 24. Účel síta spočívá v zachycení veškerých částí vzorku (zoxidované části) pro přesnější získání hmotnostního přírůstku, jenž je potřeba pro další vyhodnocení. Nakonec se vzorek spolu s drobnými zoxidovanými částmi vložil do pece o teplotě 90 °C a atmosférickém tlaku.

Na závěr byl proveden ramp test, u kterého se zavedl vzorek při teplotě 900 °C a teplota se postupně zvyšovala. Při dosažení teploty 1 375 °C se vzorek uvolnil a spadl do síta v nádobě s vodou a ledem, obdobně jako u experimentů popsaných v odstavci výše.



Obrázek 24: Kalení vzorku po expozici

4.3 Hodnocení vzorků po expozici

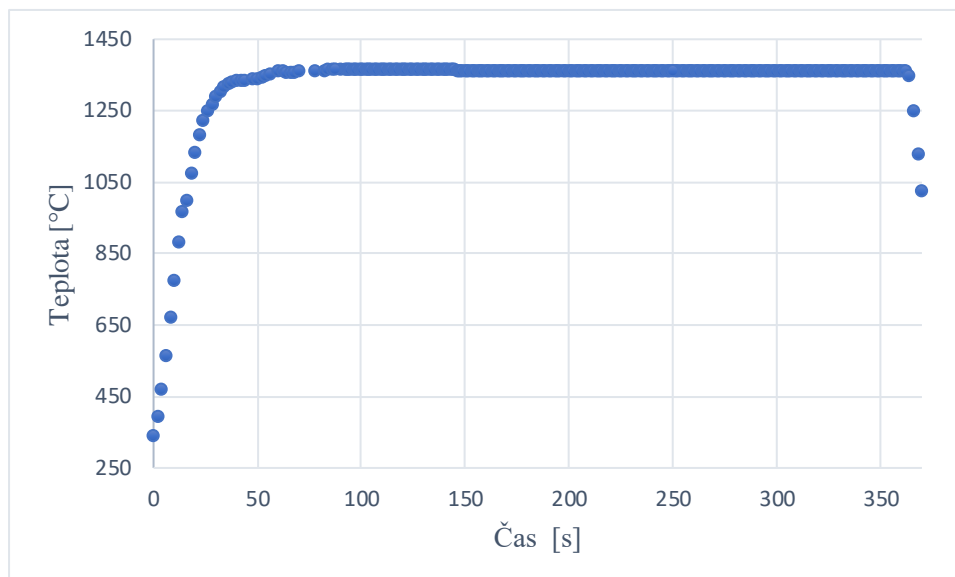
Vzorky, které prošly expozicí a následným usušením v peci, byly v první řadě znovu zváženy na váze METTLER TOLEDO XS105 s přesností $\pm 0,01$ mg a poté podrobeny celé řadě hodnocení. Nejdříve byly provedeny nedestruktivní zkoušky následované rozřezáním vzorků na menší segmenty, které byly podrobeny hodnocením, jež jsou popsána níže.

4.3.1 Hmotnostní přírůstek

Hmotnostní přírůstek ΔWG [mg/dm^2] byl stanoven z rozdílu hmotností mezi vážením vzorků před expozicí a po ní.

4.3.2 Hodnocení teplotního průběhu

Přestože se snažíme, aby se průběh všech experimentů co možná nejvíce blížil ideálu, není to možné zcela uskutečnit. Příkladem může být manipulace při zavádění vzorků do pece, kolísání teploty při regulaci nebo jiné nežádoucí jevy. Z tohoto důvodu je žádoucí převést dobu expozice na ekvivalentní čas. Ten uvádí hodnotu odpovídající času, při které by byla po celou dobu teplota konstantní.



Obrázek 25: Teplotní průběh vysokoteplotní oxidace vzorku FCL_2011 při teplotě 1 360 °C

Stanovení ekvivalentní doby τ_e [s], která odpovídá ekvivalentní teplotě T_e [K] dostaneme pomocí rovnice (9) získané z literatury [42]. Pro výpočet je dále třeba znát celkovou dobu oxidace τ_o [s], experimentální teplotu v čase $T(\tau)$ [K] a náležité koeficienty oxidace pro danou teplotu získané z korelace Cathcart-Pawel (4), neboť ta pobíhá závislosti na teplotním pásmu.

$$\tau_e = \frac{\int_0^{\tau_o} A(T(\tau)) * \tau^{n(T(\tau))} d\tau}{A(T_e) * \tau^{n(T_e)}} \quad (9)$$

Pro výpočet byly použity Microsoft Excel a funkce „hledání řešení“, kde vstupním parametrem je pro nás celkový hmotnostní přírůstek a jako výstup dostaneme odpovídající ekvivalentní čas.

4.3.3 Příprava metalografických výbrusů

Za účelem provedení metalografických výbrusů musely být nejprve vzorky nařezány lineární pilou Buehler IsoMet 5000 na menší segmenty. Lineární pilu zobrazuje obrázek 25 níže. Tyto segmenty měly tvar prstýnku o rozměrech 7 mm na délku, který se zalil pryskyřicí, aby bylo možné provést metalografii.



Obrázek 26: Lineární pila Buehler IsoMet 5000 [50]

Následně pomocí poloautomatické brusky s leštičkou Buehler AutoMet 250 se vytvořily metalografické výbrusy. Toto zařízení zachycuje obrázek 26. Prvním krokem bylo broušení, používaly se brusné papíry se zrnitostí od P600 do P4000. Oplach zajišťovala voda, která sloužila i jako kontinuální chlazení. Nakonec se výbrus vyleštil za použití kotouče potaženého sametem a leštičí emulzí. Finální připravený vzorek má následně podobu, kterou zachycuje obrázek 27.



Obrázek 27: Poloautomatická bruska s leštičkou Buehler AutoMet 250



Obrázek 28: Vzorek zalitý pryskyřicí připravený pod mikroskop

4.3.4 Hodnocení metalografických výbrusů

Na několika vzorcích bylo provedeno vyhodnocení optickou, popřípadě i elektronovou mikroskopií. Optická mikroskopie byla zvolena za účelem stanovení tloušťky a podoby zoxidované vrstvy vzorku. Optická mikroskopie byla provedena na mikroskopu Nikon ECLIPSE MA2000. Viz obrázek 29.

Dále se provedlo hodnocení lomových ploch pomocí pomocí SEM (Scanning Electron Microscope). Princip spočívá ve využití pohyblivého svazku elektronů k zobrazení povrchu pozorovaného vzorku. Toto se provedlo ve spolupráci s katedrou materiálu, na mikroskopu JEOL JSM 5510 LV zachycený na obrázku 30.



Obrázek 29: Mikroskop Nikon ECLIPSE MA2000



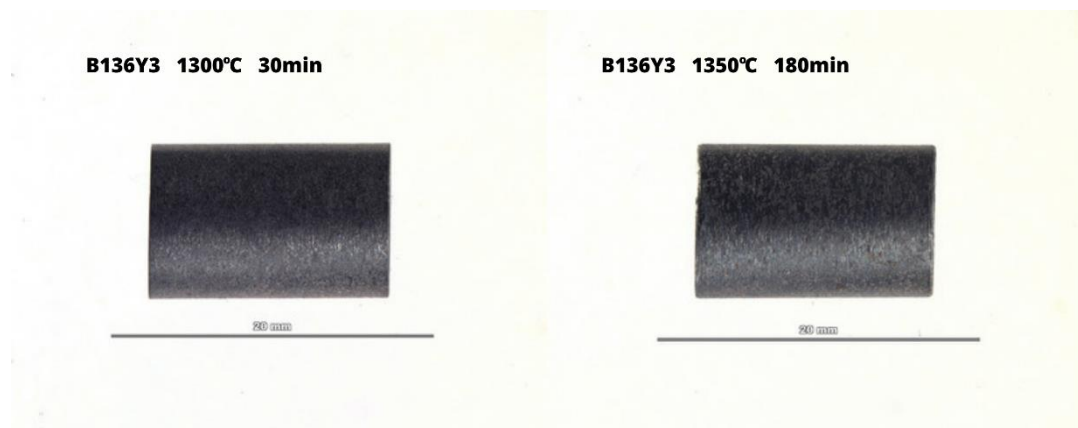
Obrázek 30: Elektronový mikroskop JOEL JSM 5510 LV [51]

5 Zpracování a vyhodnocení experimentálních dat

5.1 Vizuální vyhodnocení vzorků

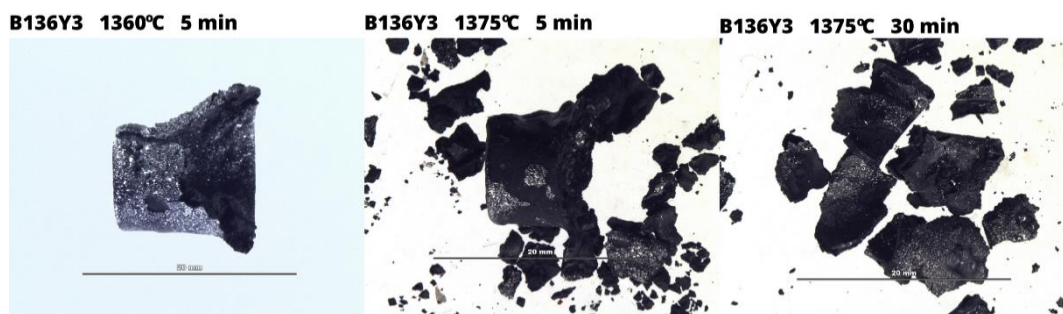
Jako první metoda pro vyhodnocení vzorků po vysokoteplotní oxidaci se nabízí vizuální hodnocení, při němž lze v některých případech na první pohled zhodnotit barvu, strukturu a míru zoxidování.

Z provedených experimentů v rámci této práce lze vyvodit několik důležitých závěrů. V první řadě vzorky podstupující vysokoteplotní oxidace při teplotách 1 300 °C a 1 350 °C neprojevovaly na první pohled deformace nebo jiné opotřebení. Při bližším prozkoumání bylo možné pozorovat rozdíl ve struktuře při době expozice 30 minut a 180 minut za teploty 1 350 °C, avšak tento rozdíl nebyl významný. Vzorky podstupující expozici při teplotě 1 300 °C vzhledově odpovídaly vzorkům před expozicí. Důvodem toho je výborná odolnost vůči oxidaci i při takto vysokých teplotách, a také to, že vzniklý oxid při kalení odpadl a nezachytilo jej ani síto, neboť se rozpadl na velmi malé částičky téměř na prach. Ukázky několika vzorků zobrazuje obrázek 31 níže.



Obrázek 31: Vzorky po vysokoteplotní oxidaci. Vzorky vystavené 1 300 °C po dobu 30 min (vlevo) a 1 350 °C po dobu 180 minut (vpravo)

Oproti tomu při teplotách 1 360 °C a 1 375 °C bylo na první pohled patrné, že vzorky neodolaly oxidaci při těchto teplotách, a to i přesto, že doba expozice nepřesáhla pět minut. Vzorky se zbarvily do černa a značně podlehly deformaci. Rozpadly se na menší části. Vzhled takto zoxidovaných vzorků zachycuje obrázek 32.



Obrázek 32: Vzorky po vysokoteplotní oxidaci. Vzorky vystavené 1 360 °C po dobu 5 min (vlevo), 1 375 °C po dobu 5 minut (uprostřed) a 1 375 °C po dobu 30 minut (vpravo).

Ačkoliv vzorek FCL_2012 během ramp testu byl vystaven vyšším teplotám než předchozí, odolal jim výrazně lépe. Na pohled spíše připomínal vzorky, jež podstoupily experimenty o teplotách maximálně 1 350 °C, třebaže na jednom místě byla zřejmá oxidace. Tento vzorek ilustruje obrázek 33.



Obrázek 33: Vzorek FCL_2012 z ramp testu vysokoteplotní oxidace

5.2 Ekvivalentní časy vysokoteplotní oxidace

Ekvivalentní čas uvádí hodnotu odpovídající času, za který by byla po celou dobu teplota konstantní. Z toho lze vyvodit, že nejpodstatnější rozdíl nabývá oproti času expozice, pokud manipulace, při které dochází ke kolísání teploty, trvá delší dobu, nebo jestliže interval expozice je krátký.

Expozice experimentů, které se uskutečnily v rámci této práce, probíhaly odlišně dlouhou dobu. Nejkratší trvala pět minut, ta nejdelší tři hodiny. Z toho lze vyvodit, že není nezbytné převádět každou na ekvivalentní čas, neboť u hodinových expozic bude rozdíl oproti skutečnému času expozice zanedbatelný. Proto se ekvivalentní čas zjišťoval pouze u vzorků FCL_2010, FCL_2011. Získané hodnoty podle vztahu (9) v kapitole 4.3.2 pro jednotlivé vzorky obsahuje tabulka 10.

Tabulka 9: Vypočtené ekvivalentní časy odpovídající expozicím

Vzorek	Čas expozice [s]	Ekvivalentní čas [s]
FCL_2010	300	330,18
FCL_2011	300	298,37

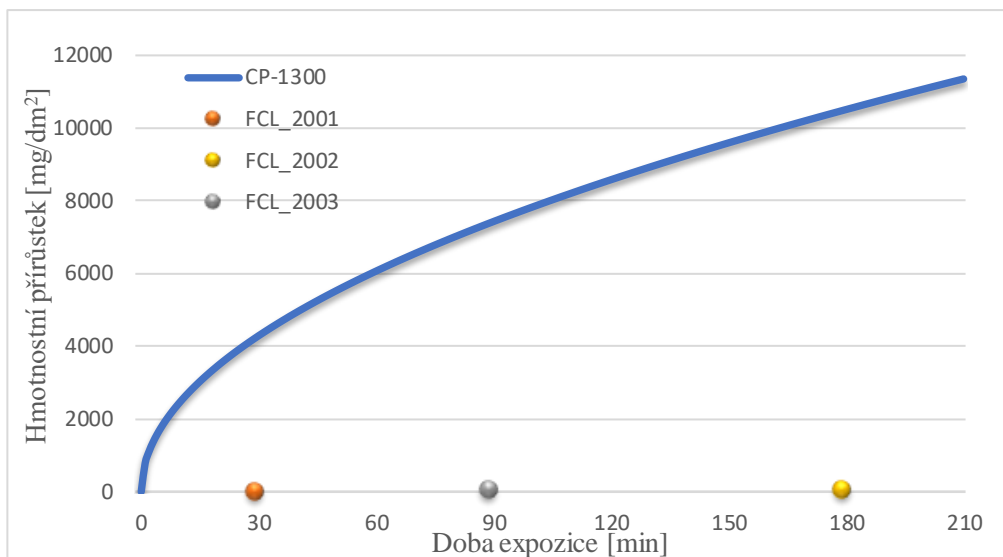
Ekvivalentní časy získané dříve popsaným výpočtem vykazují na první pohled značné rozdíly. U vzorku FCL_2010 se ekvivalentní čas se výrazněji neliší od skuteční doby expozice, ale oproti tomu u vzorku FCL_2011 je rozdíl podstatný. Způsobeno to je hlavně tepelným průběhem u FCL_2010 se podařilo lépe udržovat požadovanou teplotu, na druhou stranu u FCL_2011 se toto bohužel tak dobře nepovedlo.

5.3 Hmotnostní přírůstky

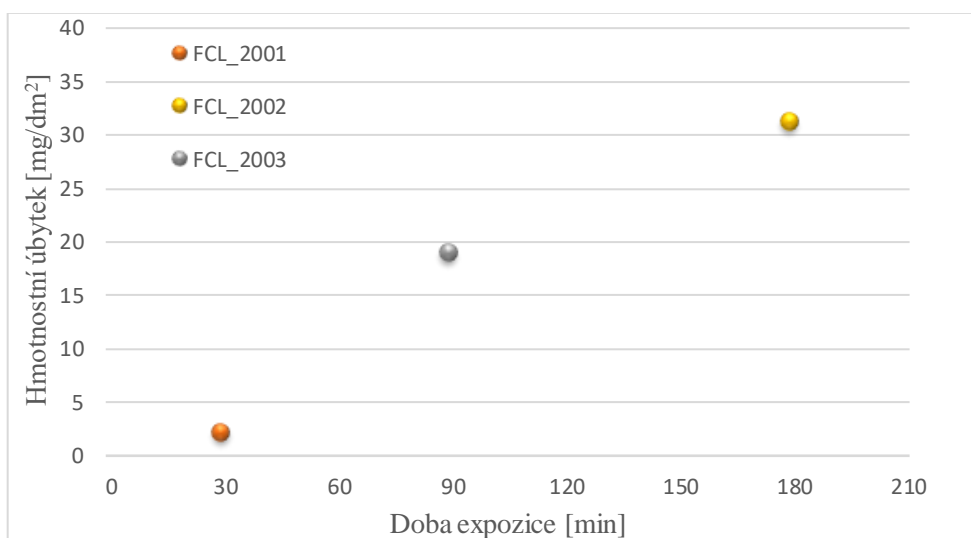
Důležitým parametrem, díky kterému lze vyhodnotit míru oxidace, je hmotnostní přírůstek. Ten je roven vzniklému oxidu během oxidace. Avšak při experimentech probíhajících při nižších teplotách, kdy množství vzniklého oxidu bylo velmi malé a docházelo k jeho odtrhnutí vlivem shoení do nádoby s vodou a ledem, se hmotnostní přírůstek projevil jako hmotnostní úbytek. Tomu mělo zabránit síto umístěné na dně nádoby, nicméně částičky oxidu byly tak malinké, že ani toto opatření nepomohlo. Aby se tedy zabránilo tomuto a dosáhlo se náležitějších hodnot, a tedy i u každého vzorku k hmotnostnímu přírůstku bylo by třeba provádět expozici na aparátů, který by byl schopná zachytit všechny odlupující oxid. Toto dostupné podmínky neumožňovaly.

Obrázky 34, 36, 38 a 39 znázorňují jednotlivé hmotnostní přírůstky v závislosti na teplotě a době expozice vysokoteplotní oxidaci. V každém grafu je vynesena křivka, znázorňující hmotnostní přírůstek odpovídající vztahu (4) Cathcart-Pawel podle kapitoly 1.3.1 při odpovídajících parametrech.

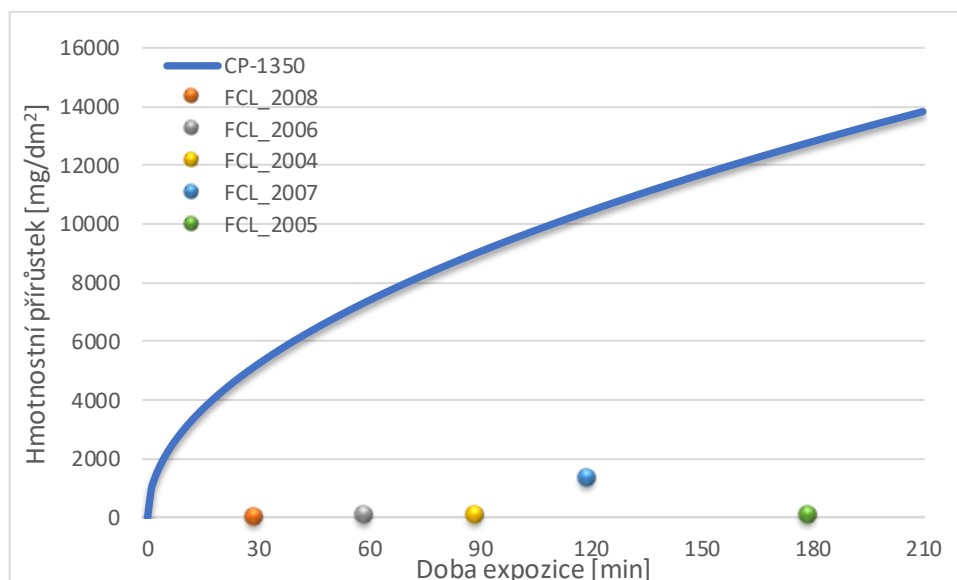
V obrázcích 34 a 36 pro expozice při teplotě 1 300 °C a 1 350 °C byly hmotnostní úbytky jednotlivých vzorků převedeny na odpovídající hodnotu přírůstku pro lepší porovnání se vztahem Cathcart-Pawel. Také pro další porovnání získaných výsledků pro expozici 1 350 °C byl odstraněn vzorek FCL_2007, který na první pohled vykazoval chybné hodnoty. Viz obrázek 36. Důvodem byla nesprávná instalace vzorku na aparaturu s následným přivařením termočlánku ke vzorku, což ovlivnilo výsledek, a byl tedy neplatný.



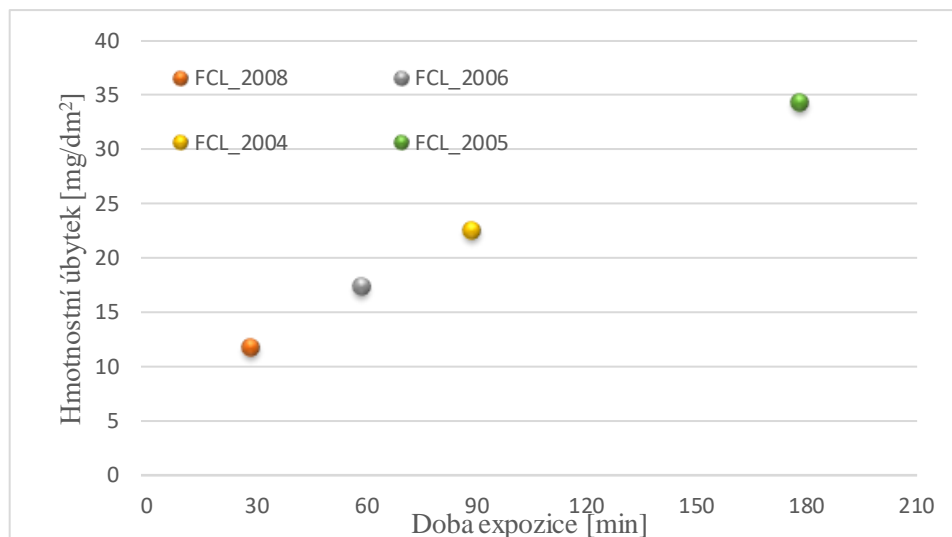
Obrázek 34: Vyhodnocení hmotnostního přírůstku vysokoteplotní oxidace při 1 300 °C



Obrázek 35: Vyhodnocení hmotnostního úbytku vysokoteplotní oxidace při 1 300 °C



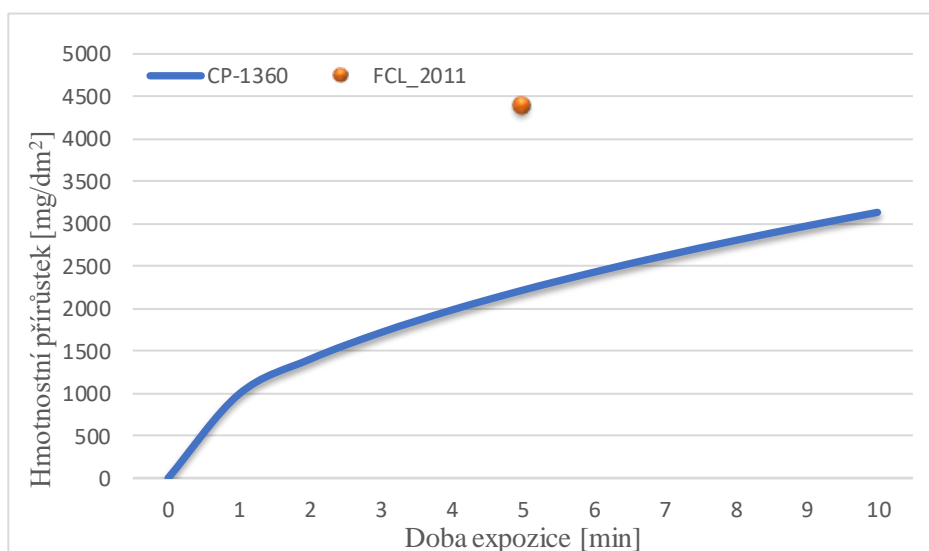
Obrázek 36: Vyhodnocení hmotnostního přírůstku vysokoteplotní oxidace při 1 350 °C



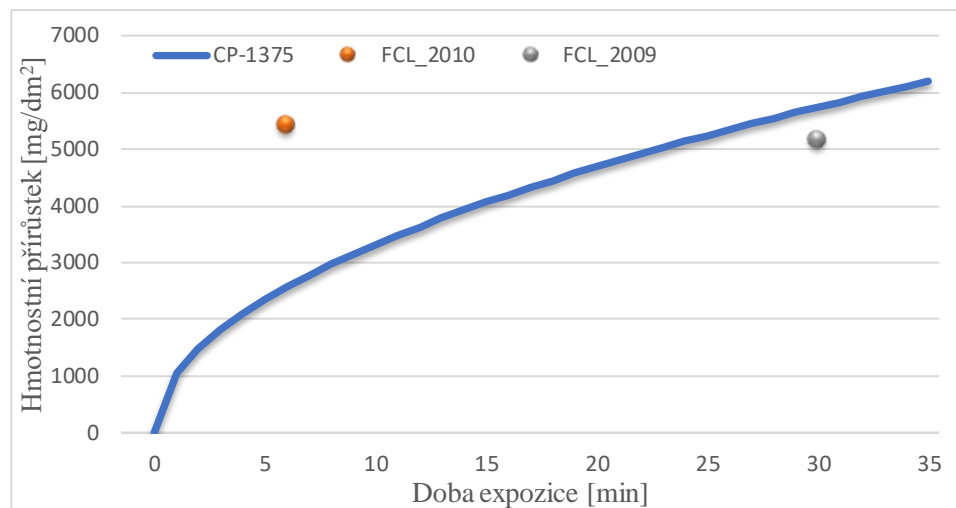
Obrázek 37: Vyhodnocení hmotnostního úbytku vysokoteplotní oxidace při 1 350 °C

Hmotnostní úbytky v absolutní hodnotě pro expozice při teplotě 1 300 °C a 1 350 °C slitiny FeCrAl B136Y3 dosahují hodnot více než tisíckrát nižších než hodnoty získané ze vztahu Cathcart-Pawel.

Na druhé straně hmotnostní přírůstky pro expozice při teplotě 1 360 °C a 1 375 °C zachycené na obrázcích 38 a 39 vykazují výrazně opačné výsledky. Ty hovoří v neprospěch slitiny FeCrAl B136Y3. Hmotnostní přírůstky i pro relativně krátké časy expozice nabývají 2–3× hodnoty oproti vztahu Cathcart-Pawel. Lze si také všimnout, že hmotnostní přírůstek v obrázku 39 pro FCL_2009 je nižší než pro FCL_2010, ačkoliv je vystaven delší expozici. Příčinou je, že v těchto teplotách dojde téměř k úplné oxidaci a k rozpadu slitiny FeCrAl B136Y3 během několika minut. U vzorku FCL_2009 tedy nejspíše akorát nedošlo k dostatečnému zachycení rozpadlých částí a tím pádem vykazuje nižší hmotnostní přírůstek.



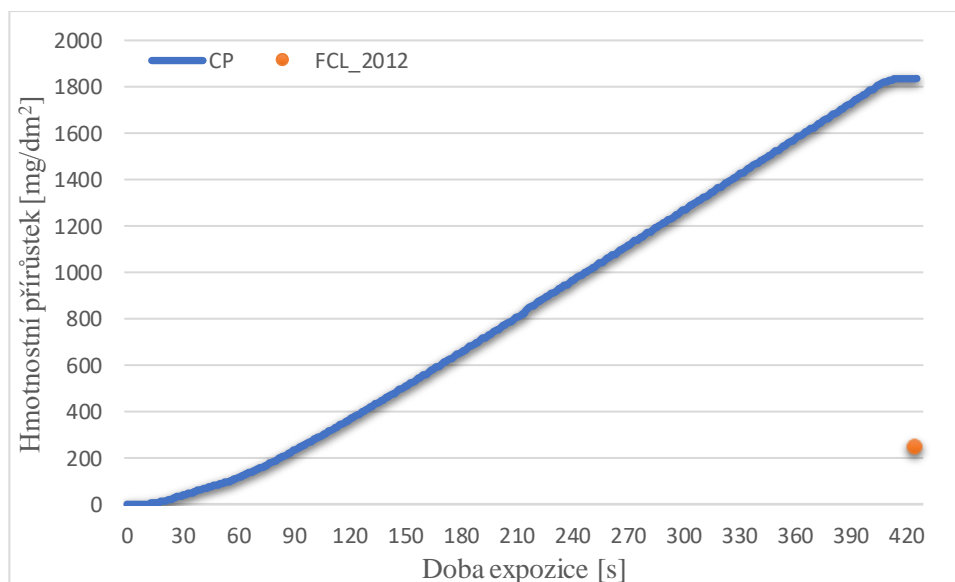
Obrázek 38: Vyhodnocení hmotnostního přírůstku vysokoteplotní oxidace při 1 360 °C



Obrázek 299: Vyhodnocení hmotnostního přírůstku vysokoteplotní oxidace při 1 375 °C

Takto výrazná změna je způsobena tvorbou různých druhů oxidů, které zásadně ovlivňují korozní vlastnosti. Literatura [29] tento problém do jisté míry popisuje a uvádí, že mezi teplotami 900–1 300 °C převládá během oxidace tvorba ochranné vrstvy z α -oxidu hlinitého. Při teplotách vyšších než 1 400 °C vzorky podlely oxidaci, protože nedocházelo k dostatečnému vytvoření ochranné vrstvy tvořené α -oxidem hlinitým. Místo toho dochází k tvorbě spinelových oxidů železa s vyšší kinetikou. Kinetika těchto oxidů a oxidů železa značně převyšuje zirkoniových oxidů, proto oxidace slitiny FeCrAl je v těchto teplotách podstatně významnější než u pokrytí ze zirkonia.

Dalším zajímavým výsledkem měření je hmotnostní přírůstek vzorku FCL_2013, který byl vystaven ramp testu. Ten probíhal v rozsahu teplot 900–1 375 °C a celková doba expozice byla 6,5 minuty. Výsledný hmotnostní přírůstek spolu s referenčním vztahem Cathcart-Pawel pro totožný průběh po celém testu je zachycen na obrázku 40.



Obrázek 40: Vyhodnocení hmotnostního přírůstku ramp testu v rozsahu teplot 900 °C-1 375 °C

Lze tedy vyvodit v rámci všech získaných výsledku následující závěry. V této práci bylo zjištěno, že zrychlení oxidace dochází již při teplotě 1 360 °C, na druhé straně vzorky vystavené teplotám 1 350 °C si dokázaly vytvořit ochrannou vrstvu z oxidu hlinitého, a odolat tak oxidaci. Z toho lze vyvodit, že kritická teplota, při které začne převládat tvorba spinelových oxidů železa, se musí nacházet v rozmezí 1 350 až 1 360 °C. Také byla zjištěna závislost oxidace na průběhu ohřevu. V případě rychlého ohřevu (izotermické experimenty) nedocházelo k dostatečné tvorbě α -oxidu hlinitého, oproti tomu při pomalém ohřevu (ramp test) vznikla intenzivnější vrstva α -oxidu hlinitého, který výrazně zpomalila oxidaci. Hmotnostní přírůstek vzorku FCL_2012, který podstoupil ramp test, byl podstatně nižší než u vzorku FCL_2009, FCL_2010 a FCL_2011, přestože tento vzorek byl vystaven vyšší teplotě a to 1 375 °C. Z výsledků lze tedy předpokládat vznik α -oxidu hlinitého při nižších teplotách testu, jenž při vyšší teplotě bránil vzniku spinelových oxidů železa zodpovědné za katastrofální oxidaci.

Pro další pochopení významu získaných hmotnostních přírůstků slitiny FeCrAl B136Y3 a hmotnostních přírůstků zirkoniových slitin nabytých vztahem Cathcart-Pawel byl proveden výpočet ECR kritéria uvedeného v kapitole 1. 4. 1 podle vztahu (6). Prostřednictvím tohoto kritéria získáme tloušťku zoxidovaného pokrytí. ECR kritérium spolu se všemi hmotnostními přírůstky pro jednotlivé vzorky společně s dalšími údaji o nich obsahuje tabulka 9.

Tabulka 10: Souhrn údajů jednotlivých vzorků, včetně hmotnostního přírůstku

Vzorek	Teplota expozice [°C]	Doba expozice [min]	Hmotnostní přírůstek [mg/dm ²]	Kritérium ECR [%]	Kritérium ECR pro zirkoniovou slitinu [%]	Ekvivalentní čas [s]
FCL-2001	1 300	30	-2,047	-0,048	102,402	-
FCL-2002	1 300	180	-31,204	-0,734	247,782	-
FCL-2003	1 300	90	-18,930	-0,445	175,703	-
FCL-2004	1 350	90	22,388	0,527	214,113	-
FCL-2005	1 350	180	-34,241	-0,807	302,099	-
FCL-2006	1 350	60	-17,250	-0,410	178,553	-
FCL-2007	1 350	120	1 304,900	30,552	247,687	-
FCL-2008	1 350	30	-11,665	-0,276	125,160	-
FCL-2009	1 375	30	5 155,381	121,564	136,494	-
FCL-2010	1 375	5	5 418,600	128,930	58,462	330,18
FCL-2011	1 360	5	4 382,440	101,753	54,538	298,37
FCL-2012	900-1 375	6,5	241,320	5,706	43,391	-

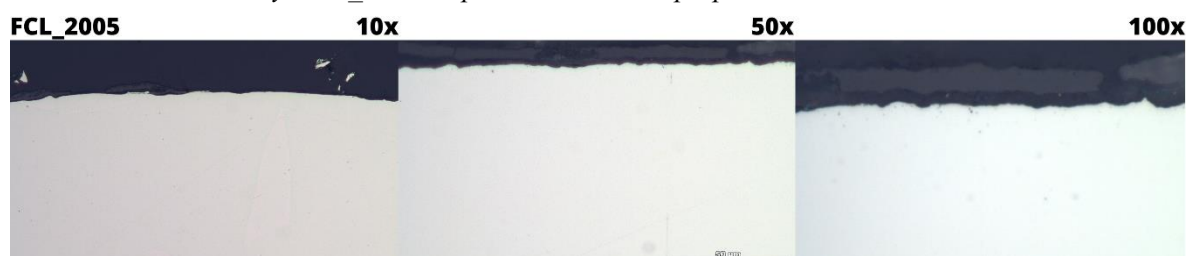
5.4 Optická a elektronová mikroskopie

Na závěr byla provedena optická a elektronová mikroskopie na několika vybraných vzorcích. Optická mikroskopie byla provedena na vzorcích FCL_2004 a FCL_2005, neboť u ostatních vzorků vystavených nižší teplotě nebo kratší době expozice by nebylo téměř možné rozlišit vzniklý oxid, a to z důvodu nízké oxidace vzorků. Oproti tomu u vzorky vyšších teplot, které podlely totální oxidaci, nemělo toto stanovování smysl. Snímky z optického mikroskopu zachycují obrázky 41 a 42.

Vrstva oxidu na vzorcích FCL_2004 a FCL_2005 začíná být rozeznatelná při zvětšení 50x a při zvětšení 100x ji lze dobře vidět. Barva této vrstvy se jeví pod optickým mikroskopem šedě. Ze snímků lze stanovit její tloušťku a podoba. V průměru tato vrstva nabývala 4 μm u vzorku FCL_2004 a 5,4 μm u vzorku FCL_2005. Další zřetelnou vlastností oxidované vrstvy je její nerovnoměrnost a časté pukliny, které byly způsobeny odtržením oxidu od vnějšího povrchu. Možných příčin může být několik. Nejpravděpodobnější dojde k odtržení při procesu shlazení nebo při přípravě vzorků.



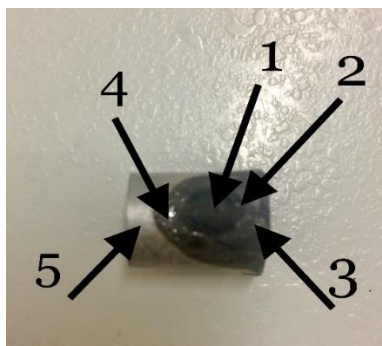
Obrázek 41: Snímky FCL_2004 z optického mikroskopu při 10-, 50- a 100násobném zvětšení



Obrázek 42: Snímky FCL_2005 z optického mikroskopu při 10-, 50- a 100násobném zvětšení

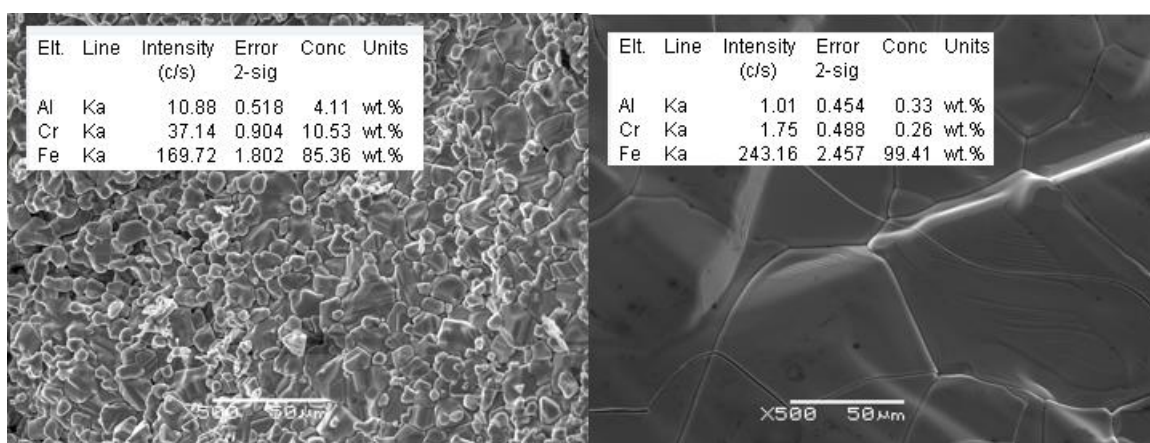
Na vybraném vzorku FCL_2007 byly pořízeny snímky elektronovým mikroskopem, které jsou zachyceny na obrázku 44, 45 a 46. Hlavním důvodem pořizování snímků elektronovým mikroskopem je relativně přesně určit chemické složení. Při výběru vzorků se brala v potaz co možná nejvíce pestrá oxidace, a tedy i možná diverzita získaných snímků. Shodou okolností toto nejvíce splňoval vzorek FCL_2007.

Přestože tento vzorek nepodstoupil expozici řádně a během ní došlo k přitavení termočlánku na vnitřní stěnu pokrytí, vznikly na jeho povrchu oblasti s různými stupni oxidace, a tedy i různými chemickými složeními. Vzhled vzorku FCL_2007 ilustruje obrázek 43, na kterém je označeno 5 oblastí, které mají na první pohled jiný vzhled. V těchto místech následně proběhlo vyhodnocení SEM.

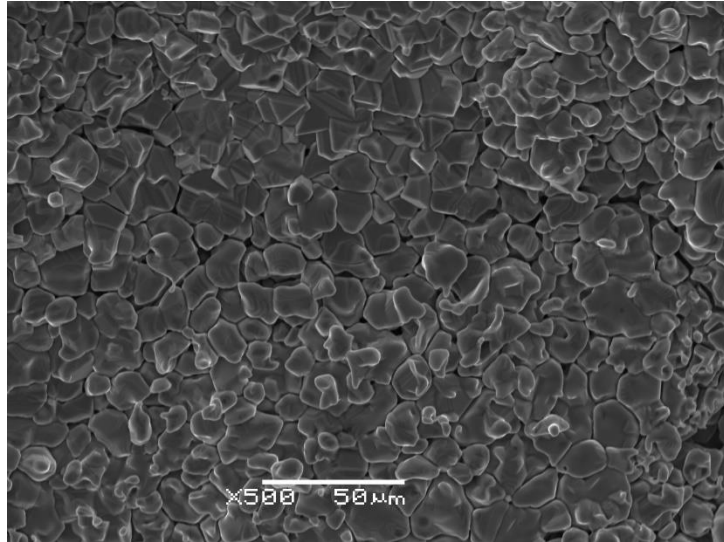


Obrázek 43: Vzorek FCL_2007 s vyznačenými místy provedených snímků elektronovým mikroskopem

Oblast jedna na první pohled jeví znaky úplné oxidace. Ta proběhla na tomto místě v takovém rozsahu, že je přítomen pouze původní materiál FeCrAl, toto potvrzuje i snímek z elektronového mikroskopu na obrázku 44. Tento obrázek také obsahuje snímek oblasti dva, která na rozdíl od oblasti 1 na první pohled nejeví tak výraznou oxidaci, avšak stále podstatnou. Ze snímků a složení oblasti 2 lze vyčíst výskyt oxidů železa. Obdobné složení a strukturu vykazovala též oblast 4. Oproti tomu snímek oblasti 3 znázorněný na obrázku 45 vykazuje spíše zastoupení bližší původní slitině, lze tedy usuzovat přítomnost výrazně méně oxidů železa oproti oblasti 2.

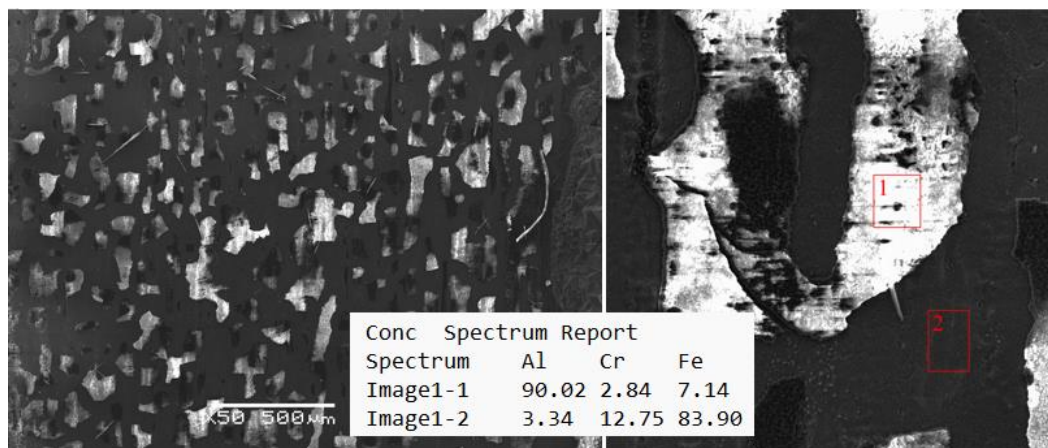


Obrázek 44: Elektronový snímek oblasti 1 (vlevo) a oblasti 2 (vpravo)



Obrázek 45: Elektronový snímek oblasti 3

Oblast 5 má stejnou podobu, jako povrch vzorků při expozicích 1 300 °C a 1 350 °C. Z toho lze usuzovat přítomnost ochranné vrstvy oxidu hliníku. Toto potvrzuje i elektronový snímek spolu s jeho zvětšením na obrázku 46. Na snímku jsou patrné dva druhy složení této oblasti. Bílá část obsahuje zmiňovaná oxid hliníku. Tmavá oblast oproti tomu obsahuje převážně železo s chromem a poté až hliníku, což odpovídá původnímu složení slitiny. Lze vyvodit, že tmavá místa vznikají odkrytím slitiny při odtrhnutí oxidu hliníku a k následnému znovu oxidování.



Obrázek 46: Elektronový snímek oblasti 5 (vlevo) spolu s jeho zvětšením (vpravo)

Závěr

Bakalářská práce se zabývá vysokoteplotní oxidací palivového pokrytí z kategorie paliv se zvýšenou odolností, konkrétně slitinou FeCrAl B136Y3. Vysokoteplotní oxidace palivového pokrytí je častým problémem, který může nastat během LOCA. V první řadě bylo nutné provést rešerši na LOCA a následně na ATF paliva, mezi která patří i slitina FeCrAl B136Y3. Jednotlivá ATF paliva byla rozebrána v samostatných podkapitolách podle kategorií a návrhů včetně výhod a nevýhod.

V praktické části bylo provedeno 11 izotermických experimentů a jeden ramp test zaměřeno na vysokoteplotní oxidaci slitiny FeCrAl B136Y3. Izotermické experimenty pokrývaly rozpětí teplot 1 300 až 1 375 °C při různých expozičních časech. Oproti tomu ramp test proběhl v rozmezí 900–1 375 °C. Vyhodnocení získaných výsledků proběhlo pomocí standardních procedur pro tyto typy experimentů.

Výsledky praktické části bakalářské práce potvrzují excelentních oxidační vlastnosti slitiny, a to při teplotách značně převyšující teplotu pokrytí stanovenou vyhláškou Státního úřadu pro jadernou bezpečnost č. 195/1999 Sb. Nicméně po vystavení teplotě 1 360 °C nebo vyšší, toto palivové pokrytí významně podléhá oxidaci, která je výraznější než u konvenčně používaných zirkoniových slitin. Důvodem této změny ve vlastnostech je rozdílný vznik oxidu na povrchu pokrytí. Při nižších teplotách vzniká α -oxid hlinitý, který pozitivně přispívá k odolnosti pokrytí, zatímco při překročení určité teploty se začne tvořit spinelový oxid železa s vyšší kinetikou a dochází ke katastrofální oxidaci. Experimenty bylo zjištěno, že tato určitá teplota se nachází mezi 1 350–1 360 °C. Rovněž ramp test rovněž potvrdil závislost odolnosti pokrytí na průběhu ohřevu. Vzorek FCL_2012, který užít při ramp testu odolal oxidaci velmi dobře, přestože byl vystaven i teplotě 1 375 °C. Příčinou odolnosti pokrytí bylo vytvoření vrstvy α -oxidu hlinitého, který při vyšší teplotě plnil úlohu ochranné vrstvy.

Přestože se slitina FeCrAl může jevit jako vynikající alternativa palivového pokrytí, nelze opomenout její nevýhody. Především vyšší absorpce neutronů, která zvyšuje náklady palivového cyklu, a tvorbu tricia do chladiva, jež přináší rizika u BWR. Rovněž je žádoucí blíže prozkoumat chování a vlastnosti tohoto materiálu, než bude možné jeho komerční využití. Možným navazujícím tématem se jeví využití rentgenové difrakce při změně kinetiky oxidace. Bližší informace této tematiky by byly přínosné pro stanovení závislosti přechodu z tvorby α -oxidu hlinitého na spinelové oxidy železa.

Reference

1. PASAMEHMETOGLU, K. et al. State-of-the-Art Report on Light Water Reactor Accident-Tolerant Fuels [online]. Boulogne-Billancourt: Nuclear Energy Agency, 2018 [cit. 2023-03-26]. Dostupné z: https://inis.iaea.org/search/search.aspx?orig_q=RN:50015394
2. HEŘMANSKÝ, B. Bezpečnost jaderných elektráren I., II., III., IV. Praha: ČVUT, 2011. [cit. 2023-03-26]. Dostupné z: <https://lenochod.fjfi.cvut.cz/mydms/out/out.ViewFolder.php?folderid=384>
3. PETTERSSON, K. et al. Nuclear Fuel Behaviour in Loss-of-coolant Accident (LOCA) Conditions. Boulogne-Billancourt: Nuclear Energy Agency, 2009. ISBN 978-92-64-99091-3.
4. KREJČÍ, J. Oxidace palivového pokrytí v tepelně-chemických podmínkách jaderného reaktoru. ČVUT FJFI [online]. 2018 [cit. 2023-03-01].
5. STÁTNÍ ÚŘAD PRO JADERNOU BEZPEČNOST. *Jaderná bezpečnost* [online]. Praha: SÚJB, 2005 [cit. 2023-02-28]. Dostupné z: <https://www.sujb.cz/fileadmin/sujb/docs/dokumenty/publikace/Palivo.pdf>
6. STÁTNÍ ÚŘAD PRO JADERNOU BEZPEČNOST. *Projekt aktivní zóny tlakovodního reaktoru* [online]. Praha: SÚJB, 2017 [cit. 2023-02-28]. Dostupné z: https://www.sujb.cz/fileadmin/sujb/docs/dokumenty/publikace/BN-JB-3-2_rev-0-1.pdf
7. ČERVENKA, P. Využití tenkých povlaků palivového pokrytí jaderných elektráren pro zvýšení jeho odolnosti při havarijních situacích. Praha, 2020 [online]. Bakalářská práce. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojní [cit. 2023-03-01]. Vedoucí práce Ladislav Cvrček. Dostupné z: https://dspace.cvut.cz/bitstream/handle/10467/89474/F2-BP-2020-Cervenka-Petr-BP_Cervenka.pdf?sequence=-1
8. CUTHCART, J. V. et al. *Zirconium Metal-Water Oxidation Kinetics IV.* [online]. Tennessee: U.S. Nuclear Regulatory Commission, 1977 [cit. 2023-03-01]. Dostupné z: <https://www.nrc.gov/docs/ML0522/ML052230079.pdf>
9. JANSÁ, Z. Vliv tepelného působení na mikrostrukturu a vlastnosti zirkoniových slitin. Plzeň, 2018 [online]. Diplomová práce. Západočeská univerzita v Plzni, Fakulta strojní [cit. 2023-03-01]. Vedoucí práce Olga Bláhová. Dostupné z: https://dspace5.zcu.cz/bitstream/11025/31625/1/diplomova%20prace_Jansa.pdf

10. VRTÍLKOVÁ, V., L. NOVOTNÝ a S. LINHART. Zpráva UJP č.1212:Zvýšení bezpečnosti jaderných. UJP Praha. [online]. 2008 [cit. 2023-03-01].
11. CHUNG, H. M. a T. F. KASSNER. Embrittlement criteria for Zircaloy fuel cladding applicable to. Embrittlement criteria for Zircaloy fuel cladding applicable to. [online]. 1980 [cit. 2023-03-02]. Dostupné z: <https://www.google.com/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=&ved=2ahUK Ewjbk-uox7iAAxU3hv0HHeuDA7cQFnoECA8QAQ&url=https%3A%2F%2Fwww.nrc.gov%2Fdocs%2FML0400%2FML040090281.pdf&usg=AOvVaw1caOV6w11b5Lo40ebyewab&opi=89978449>
12. HACHE, G. a H. M. CHUNG. The history of LOCA embrittlement criteria. In: *Osti.gov* [online]. 6. 12. 2001 [cit. 2023-03-02]. Dostupné z: <https://www.osti.gov/servlets/purl/791155-mOQo0u/native/>
13. BALES, M. Regulatory Guide 1.223. U.S. Nuclear Regulatory Commission. [online]. 2014 [cit. 2023-03-01]. Dostupné z: <https://www.google.com/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=&ved=2ahUK Ewib6tTixriAAxUE9rsIHR0CBT0QFnoECBUQAQ&url=https%3A%2F%2Fwww.nrc.gov%2Fdocs%2FML1528%2FML15281A188.pdf&usg=AOvVaw2H1FU1Zw7TXHYcm4v5uji2&opi=89978449>
14. VRTÍLKOVÁ, V. et al. *Practical Illustration of the Traditional Vers. Alternative Loca Embrittlement Criteria* [online]. Bled: Nuclear Energy for New Europe 2005 [cit. 2023-03-02]. Dostupné z: <https://arhiv.djs.si/proc/bled2005/htm/pdf/00049.pdf>
15. NÉGYESI, M. et al. Proposal of new O₂ oxidation criterion for new types of the Zr1Nb alloy of fuel claddings. *Nuclear Engineering and Design* [online]. 2013, 261, 260–268 [cit. 2023-03-02]. DOI: 10.1016/j.nucengdes.2012.09.033. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0029549312005353#bib0115>
16. Státní úřad pro jadernou bezpečnost. *Výběr a hodnocení projektových a nadprojektových událostí a rizik pro jaderné elektrárny* [online]. Praha: SÚJB, 2010 [cit. 2023-03-02]. Dostupné z: https://www.google.com/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=&ved=2ahUK Ewj1rbG7xriAAxWMhv0HHTYpABQQFnoECBAQAQ&url=https%3A%2F%2Fwww.sujb.cz%2Ffileadmin%2Fsujb%2Fdocs%2Fdokumenty%2Fpublikace%2FG2-EF-final_udalosti_a_rizika_PUBLIKACE.pdf&usg=AOvVaw10EvOAwXbMXPDBX2995VLq&opi=89978449

17. KRAL, P. *Analysis and Implementation of Design Extension Conditions (DEC) at Czech NPP's and Contribution of DEC to Enhancement of Defence-in-Depth* [online]. Portland: NURETH 18, 2019 [cit. 2023-06-07]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/335620150_Analysis_and_Implementation_of_Design_Extension_Conditions_DEC_at_Czech_NPP%27s_and_Contribution_of_DEC_to_Enhancement_of_Defence-in-Depth
18. WENRA. *Guidance Document Issue F: Design Extension of Existing Reactors* [online]. Garching: WENRA, 2014 [cit. 2023-03-02]. Dostupné z: https://www.wenra.eu/sites/default/files/publications/wenra-rhwg_guidance_on_issue_f.pdf
19. KUBALE, T. *Dlouhodobý odvod tepla v rozšířených podmínkách na reaktorech typu VVER-440/V-213*. Praha, 2021 [online]. Diplomová práce. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojní [cit. 2023-07-06]. Vedoucí práce Václav Dostál. Dostupné z: https://dspace.cvut.cz/bitstream/handle/10467/96287/F2-DP-2021-Kubale-Tomas-DPfinal_KubaleKOS.pdf?sequence=-1&isAllowed=y
20. STÁTNÍ ÚŘAD PRO JADERNOU BEZPEČNOST. Fukushima Daiichi: příčiny-průběh-následky [online]. Praha: SÚJB, 2013 [cit. 2023-03-25]. Dostupné z: <https://www.sujb.cz/fileadmin/sujb/docs/aktualne/Fukushima-DaiichiUR.pdf>
21. UNITED STATES NUCLEAR REGULATORY COMMISSION. Accident Tolerant Fuel Regulatory Activities. *Nrc.gov* [online]. © 2023 [cit. 2023-03-23]. Dostupné z: <https://www.nrc.gov/reactors/power/atf.html>
22. YUN, D et al. Current state and prospect on the development of advanced nuclear fuel system materials: A review. *Materials Reports: Energy* [online]. 2021, 1(1) [cit. 2023-03-25]. DOI: 10.1016/j.matre.2021.01.002. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2666935821000021>
23. KREJČÍ, J. et al. Development and testing of multicomponent fuel cladding with enhanced accidental performance. *Nuclear Engineering and Technology* [online]. 2020, 52(3), 597–609 [cit. 2023-03-25]. DOI: 10.1016/j.net.2019.08.015. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1738573319303432>
24. TANG, C. et al. Protective coatings on zirconium-based alloys as accident-tolerant fuel (ATF) claddings. *Corrosion Reviews* [online]. 2017, 35(3), 141–165 [cit. 2023-04-15]. ISSN 0334-6005. Dostupné z: <https://www.degruyter.com/document/doi/10.1515/corrrev-2017-0010/html>

25. KASHKAROV, E. et al. Recent Advances in Protective Coatings for Accident Tolerant Zr-Based Fuel Claddings. *Coatings* [online]. 2021, 11(5), 557 [cit. 2023-04-17]. DOI: 10.3390/coatings11050557. Dostupné z: <https://www.mdpi.com/2079-6412/11/5/557#B87-coatings-11-00557>
26. KASHKAROV, E. B. et al. Influence of coating parameters on oxidation behavior of Cr-coated zirconium alloy for accident tolerant fuel claddings. *Corrosion Science* [online]. 2022, 203 [cit. 2023-04-17]. ISSN 0010-938X. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X22002773>
27. YAMAMOTO, Y. et al. *Optimized properties on base metal and thin-walled tube of Generation II ATF FeCrAl* [online]. Tennessee: Oak Ridge National Laboratory, 2015 [cit. 2023-04-19]. Dostupné z: <https://info.ornl.gov/sites/publications/files/Pub58117.pdf>
28. YIN, L. et al. Uniform corrosion of FeCrAl cladding tubing for accident tolerant fuels in light water reactors. *Journal of Nuclear Materials* [online]. 2021, 554 [cit. 2023-04-19]. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2021.153090. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311521003135>
29. KIM, C. et al. Oxidation mechanism and kinetics of nuclear-grade FeCrAl alloys in the temperature range of 500–1500 °C in steam. *Journal of Nuclear Materials* [online]. 2022, 564 [cit. 2023-04-19]. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2022.153696. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311522001891>
30. CHENG, B., P. CHOU a K. YOUNG-JIN. Evaluations of Mo-alloy for light water reactor fuel cladding to enhance accident tolerance. *EPJ Nuclear Sciences & Technologies* [online]. 2016, 2(5) [cit. 2023-04-25]. DOI: 10.1051/epjn/e2015-50060-7. Dostupné z: <https://www.epj-n.org/articles/epjn/pdf/2016/01/epjn150060.pdf>
31. MATERIAL PROPERTIES. TZM Alloy – Density – Strength – Hardness – Melting Point. Material properties. *Material-properties.org* [online]. © 2023 [cit. 2023-04-25]. Dostupné z: <https://material-properties.org/tzm-alloy-density-strength-hardness-melting-point/>
32. NUCLEAR POWER. SiC and SiC/SiC-composite claddings. *Nuclear-power.com* [online]. © 2023 [cit. 2023-05-15]. Dostupné z: <https://www.nuclear-power.com/nuclear-power-plant/nuclear-fuel/accident-tolerant-fuel-atf/sic-and-sic-sic-composite-claddings/>

33. KIM, D. J. et al. Development status of microcell UO₂ pellet for accident-tolerant fuel. *Nuclear Engineering and Technology* [online]. 2018, 50(2), 253–258 [cit. 2023-03-28]. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S173857331730712X?via%3Dihub>
34. KIM, W. J., D. KIM a J. Y. PARK. Fabrication and material issues for the application of SiC composites to LWR fuel cladding. *Nuclear Engineering and Technology* [online]. 2013, 45(4), 565–572 [cit. 2023-05-16]. DOI: 10.5516/NET.07.2012.084. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/264168329_Fabrication_and_material_issues_for_the_application_of_SiC_composites_to_LWR_fuel_cladding
35. KIM, J. W. et al. Study of structural stability at high temperature of pseudo-single tube. *Journal of Nuclear Materials* [online]. 2022, 566 [cit. 2023-06-06]. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2022.153800. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0022311522002860>
36. KIM, C. et al. Feasibility assessment of the alumina-forming duplex stainless steels as accident tolerant fuel cladding materials for light water reactors. *Energy Research* [online]. 2019, 44(10), 8074–8088 [cit. 2023-06-06]. DOI: 10.1002/er.5021. Dostupné z: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/er.5021>
37. ALHMOUD, A. Z., V. B. KRUGLOV a A. B. KRUGLOV. Accident tolerant fuels to replace uranium dioxide. *Journal of Physics: Conference Series* [online]. 2020, 1679 [cit. 2023-03-25]. DOI 10.1088/1742-6596/1679/2/022063. Dostupné z: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1742-6596/1679/2/022063>
38. TULENKO, J. *Development of Innovative Accident Tolerant High Thermal Conductivity UO₂-Diamond Composite Fuel Pellets* [online]. Washington, DC: NEUP, 2016 [cit. 2023-06-07]. Dostupné z: https://inis.iaea.org/collecti on/NCLCollectionStore/_Public/47/064/47064338.pdf
39. BROWN, N. R., R. HERNANDEZ a A. T. NELSON. High volume packing fraction TRISO-based fuel in light water reactors. *Progress in Nuclear Energy* [online]. 2022, 146 [cit. 2023-03-30]. DOI: 10.1016/j.pnucene.2022.104151. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0149197022000312#bib30>
40. DEMKOWICZ, P. *Advanced Gas Reactor TRISO Fuel Development and Qualification Program Overview* [online]. Idaho Falls: Idaho National Laboratory, 2016 [cit. 2023-03-30]. Dostupné z: <https://www.energy.gov/sites/prod/files/2016/10/f33/14-Aug%202016%20AGR%20overview%20-%20Demkowicz.pdf>

41. WELLS, B. E., N. R. PHILLIPS a K. J. GEELHOOD. *TRISO Fuel: Properties and Failure Modes* [online]. Richland: Pacific Northwest National Laboratory, 2021 [cit. 2023-03-30]. Dostupné z: <https://www.nrc.gov/docs/ML2117/ML21175A152.pdf>
42. YEGOROVA, L. et al. *Experimental Study of Embrittlement of Zr-1%Nb VVER Cladding under LOCA-Relevant Conditions* [online]. Washington, DC: U.S. Nuclear Regulatory Commission, 2005 [cit. 2023-07-06]. Dostupné z: <https://www.nrc.gov/docs/ML0511/ML051100343.pdf>
43. WALKER, J. *Boiling and the Leidenfrost effect* [online]. Cleveland: Cleveland State University, 1994 [cit. 2023-02-28]. Dostupné z: https://www.wiley.com/college/phy/halliday320005/pdf/leidenfrost_essay.pdf
44. LEMOISSON, F. a L. FROYEN. *Fundamentals of Metallurgy*. Sawston: Woodhead, 2005. ISBN 978-1-85573-927-7.
45. EL-GENK, M. S. aj. M. TOURNIER. A review of refractory metal alloys and mechanically alloyed-oxide dispersion strengthened steels for space nuclear power systems. *Journal of Nuclear Materials* [online]. 2005, 340(1), 93–112 [cit. 2023-04-15]. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2004.10.118. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311504008888?via%3Dihub>
46. NIEUWENHOVE, V. et al. In-Pile Testing of CrN, TiAlN, and AlCrN Coatings on Zircaloy Cladding in the Halden Reactor. *Astm.org* [online]. © 2023 [cit. 2023-04-17]. Dostupné z: <https://www.astm.org/stp159720160011.html>
47. LU, C. et al. Current state and prospect on the development of advanced nuclear fuel system materials: A revie. *Materials Reports: Energy* [online]. 2021, 1(1) [cit. 2023-04-19]. DOI: 10.1016/j.matre.2021.01.002. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2666935821000021>
48. RHO, H. a Y. LEE. Development of a 2D axisymmetric SiC cladding mechanical model and its applications for steady-state and LBLOCA analysis. *Journal of Nuclear Materials* [online]. 2022, 558 [cit. 2023-05-12]. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2021.153311. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0022311521005341?via%3Dihub>
49. STUCKERT, J., M. GROSSE a M. STEINBRÜCK. *Results of the bundle test QUENCH-19 with FeCrAl claddings* [online]. Karlsruhe: Karlsruher Institut für Technologie, 2022 [cit. 2023-06-12]. Dostupné z: <https://publikationen.bibliothek.kit.edu/1000148370?fbclid=IwAR2TvHn6y1W5S91dJ Sio3LRCZLPFycqOTd04myQhYaPDtxh-oOZa0VPuorA>

50. LECO. VC50 Diamond Saw. *Leco.com* [online]. © 2021 [cit. 2023-04-22]. Dostupné z: <https://www.leco.com/product/vc50-diamond-saw>
51. Scanovací elektronový mikroskop Jeol JSM-5510-LV. *Kompass*. [Online] [cit. 2023-07-30]. Dostupné z: <https://cz.kompass.com/p/materialovy-a-metalurgicky-vyzkum-s-r-o/cz021780/scanovaci-elektronovy-mikroskop-jeol-jsm-5510/afbfa488-2abf-423f-8340-97bdc254b68e>.