

# České vysoké učení technické v Praze Fakulta jaderná a fyzikálně inženýrská

Katedra jaderných reaktorů  
Obor: Jaderné inženýrství



## Stanovení maximálního přípustného vyhoření karbidického paliva pro rychlé reaktory

### Bakalářská práce

Vypracoval: Jan Doskočil  
Vedoucí práce: Ing. Dušan Kobylka, Ph.D  
Rok: 2024

## I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Doskočil** Jméno: **Jan** Osobní číslo: **509367**  
Fakulta/ústav: **Fakulta jaderná a fyzikálně inženýrská**  
Zadávací katedra/ústav: **Katedra jaderných reaktorů**  
Studijní program: **Jaderné inženýrství**  
Specializace: **Jaderné reaktory**

## II. ÚDAJE K BAKALÁŘSKÉ PRÁCI

Název bakalářské práce:

**Stanovení maximálního přípustného vyhoření karbidického paliva pro rychlé reaktory**

Název bakalářské práce anglicky:

**Maximal Burnup Determination of Carbide Fuel for Gas Cooled Fast Breeder Reactors**

Pokyny pro vypracování:

1. Seznamte se s navrhovanou konstrukcí, provozními podmínkami a předpokládaným palivem plynem chlazených rychlých reaktorů (GFR).
2. Nastudujte problematiku vyhořívání karbidického paliva a určete veličiny a další termomechanické vlastnosti paliva, které mohou teoreticky ovlivnit výši jeho maximálního vyhoření.
3. Proveďte literární rešerši dostupných experimentálních dat těchto veličin a s jejich pomocí stanovte jejich limitní hodnoty pro omezení maximálního vyhoření paliva GFR.
4. Stručně se seznamte s termomechanickým výpočtním kódem TRANSURANUS a s předpřipraveným vstupním souborem proveďte simulaci vyhořívání reprezentativního palivového proutku.
5. Dosažené výsledky analyzujte a vyhodnoťte, kdy poprvé dojde k překročení některé z limitních hodnot stanovených v bodě 3) a stanovte maximální přípustné vyhoření

Seznam doporučené literatury:

- [1] Konings R. J. M.: Comprehensive Nuclear Materials, Elsevier, 2012, ISBN 978-0-08-056033-5
- [2] Olander, D. R. Fundamental aspects of nuclear reactor fuel elements, TID-26711-P1, University of Berkeley, 1976
- [3] Melese G., Katz R.: Thermal and Flow Design of Helium-Cooled Reactors, American Nuclear Society, 1984, ISBN 0-894 18-027-8
- [4] ANS: Advanced LMFBR Fuels, Topical Meeting Proceedings, American Nuclear Society
- [5] Hózer Z., Slonszki E., Klouzal J.: D4.1 GFR refractory fuel qualification options, Project Number: 945 041, SafeG, 2022

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) bakalářské práce:

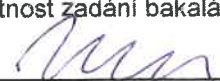
**Ing. Dušan Kobyłka, Ph.D. Katedra jaderných reaktorů FJFI ČVUT**

Jméno a pracoviště druhé(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) bakalářské práce:

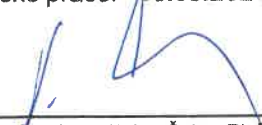
**Ing. Petr Vácha katedra jaderných reaktorů FJFI**

Datum zadání bakalářské práce: **31.10.2023** Termín odevzdání bakalářské práce: **05.08.2024**

Platnost zadání bakalářské práce: **31.10.2025**

  
Ing. Dušan Kobyłka, Ph.D.  
podpis vedoucí(ho) práce

  
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry

  
doc. Ing. Václav Čuba, Ph.D.  
podpis děkana(ky)

### III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Student bere na vědomí, že je povinen vypracovat bakalářskou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací.  
Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v bakalářské práci.

14. 11. 2023

Datum převzetí zadání

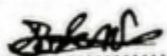


Podpis studenta

### **Prohlášení**

Prohlašuji, že jsem svou bakalářskou práci zpracoval samostatně a použil jsem pouze podklady (literaturu, SW atd.) uvedené v příloženém seznamu. Dále prohlašuji, že jsem používal umělou inteligenci v souladu s pravidly ČVUT.

V Praze dne 3. 8. 2024

  
.....  
Jan Doskočil



### **Poděkování**

Tímto bych chtěl poděkovat vedoucímu práce panu Ing. Dušanu Kobylkovi za jeho vstřícnost, ochotu, cenné rady a jazykovou korekturu. Dále bych chtěl poděkovat panu Ing. Petru Váchovi za konzultace, rady a poskytnuté materiály a panu Ing. Vítězslavu Matochovi za pomoc s realizací simulace v kódu TRANSURANUS.

Jan Doskočil

*Název práce:*

## **Stanovení maximálního přípustného vyhoření karbidického paliva pro rychlé reaktory**

*Autor:* Jan Doskočil

*Studijní program:* Jaderné inženýrství

*Obor:* Jaderné reaktory

*Druh práce:* Bakalářská práce

*Vedoucí práce:* Ing. Dušan Kobylka Ph.D.  
KJR FJFI ČVUT v Praze

*Konzultant:* Ing. Petr Vácha  
ÚJV Řež, a.s.

*Abstrakt:* Jedním z typů rychlých množivých reaktorů jsou plynem chlazené rychlé množivé reaktory (GFR). Tyto reaktory se vyznačují vysokou hustotou výkonu, vysokými teplotami chladiwa v aktivní zóně a tvrdým neutronovým spektrem. S tím jsou spojené specifické požadavky kladené na palivo a materiál pokrytí palivového proutku tohoto typ reaktorů. Palivový proutek pro reaktory GFR je tvořen palivem (U,Pu)C v kompozitním pokrytí SiC/SiCf. Během vyhořívání paliva v reaktoru dochází v palivovém proutku k objemovým, strukturním a chemickým změnám, které ovlivňují dosažitelné vyhoření. Pro vybrané jevy lze kvantifikovat omezující kritéria, která jsou na palivo kladena. Pomocí těchto kritérií lze maximální přípustné vyhoření stanovit. V této práci byla provedena simulace vyhořívání reprezentativního palivového proutku ve výpočetním kódu TRANSURANUS. Výsledky simulace určily jako nejvíce limitující tlak plynné výplně proutku.

*Klíčová slova:* palivo (U,Pu)C, pokrytí SiC/SiCf, GFR, TRANSURANUS, vyhořívání

*Title:*

## **Maximal burnup determination of carbide fuel for Gas Cooled Fast Breeder reactors**

*Autor:* Jan Doskočil

*Abstract:* One type of fast breeder reactors is the gas cooled fast breeder reactor (GFR). These reactors are characterized by high power density, high core coolant temperatures and hard neutron spectrum. This implies specific fuel and fuel rod cladding material requirements for these reactors. The fuel rod for GFR reactors consists of (U,Pu)C fuel in a SiC/SiCf composite cladding. During fuel irradiation in the reactor, the fuel rod undergoes volumetric, structural and chemical changes that affect the achievable burnup. For selected phenomena, the limiting criteria imposed on the fuel can be quantified. Using these criteria, the maximum allowable burnup can be determined. In this thesis, the irradiation of a representative fuel rod was simulated in the TRANSURANUS fuel performance code. The simulation results identified the inner pressure of gaseous filling of the fuel rod as the most limiting.

*Key words:* (U,Pu)C, SiC/SiCf cladding, GFR, TRANSURANUS, burnup

# Obsah

Seznam použitých veličin	I
Seznam použitých zkratk	II
Seznam tabulek	IV
Seznam obrázků	V
Úvod	1
<b>1 Koncept GFR</b>	<b>2</b>
1.1 Základní charakterizace rychlých reaktorů	2
1.2 Historický vývoj GFR	3
1.3 Reaktory IV. generace	5
1.4 Reaktory GFR	6
1.4.1 Referenční návrhy vyvíjené v rámci společenství GIF	7
1.4.2 V současnosti vyvíjené návrhy reaktorů typu GFR	10
1.5 Konstrukční provedení paliva GFR	14
1.5.1 Deskové palivo	17
1.5.2 Proutkové palivo	18
<b>2 Vyhořívání proutkového karbidického paliva</b>	<b>22</b>
2.1 Objemové a tvarové změny palivového proutku	22
2.1.1 Deformace a creep paliva a pokrytí	22
2.1.2 Swelling paliva a pokrytí	28
2.2 Změna vnitřní struktury palivové tablety	32
2.2.1 Praskání palivové tablety	32
2.2.2 Migrace pórů a s ní související děje	34
2.2.3 Rekrystalizace palivové tablety	35
2.2.4 Zhutňování palivové tablety	37
2.3 Rozměrové změny mezery mezi tabletou a pokrytím	38
2.3.1 Mechanická a chemická interakce tablety a pokrytí	39
2.4 Veličiny omezující maximální vyhoření	40
<b>3 Limitní hodnoty veličin omezujících maximální přípustné vyhoření</b>	<b>44</b>
3.1 Rešerše experimentálních hodnot	44
3.1.1 Veličiny omezující maximální přípustné vyhoření	45
3.1.2 Jevy doprovázející vyhořívání	47
<b>4 Simulace vyhořívání reprezentativního palivového proutku v kódu TRANSURANUS</b>	<b>53</b>
4.1 Základní popis kódu TRANSURANUS	53
4.2 Tepelná analýza	55
4.3 Mechanická analýza	55

4.4	Vstupní a výstupní soubor . . . . .	56
4.5	Popis realizované simulace . . . . .	58
<b>5</b>	<b>Stanovení maximálního přípustného vyhoření reprezentativního proutku</b>	<b>61</b>
5.1	Omezující kritérium: Teplota tání paliva . . . . .	62
5.2	Omezující kritérium: Teplota pokrytí . . . . .	64
5.3	Omezující kritérium: Tlak plynné výplně proutku . . . . .	66
5.4	Omezující kritérium: Uzavření mezery mezi tabletou a pokrytím . . .	67
5.5	Omezující kritérium: Napětí působící v pokrytí . . . . .	69
	5.5.1 Tečná složka napětí . . . . .	70
	5.5.2 Axiální složka napětí . . . . .	72
5.6	Shrnutí a diskuze . . . . .	74
	<b>Závěr</b>	<b>77</b>
<b>6</b>	<b>Literatura</b>	<b>78</b>
	<b>Přílohy</b>	<b>88</b>
A	Celkový teplotní creep SiC/SiCf . . . . .	88
B	Swelling SiC/SiCf . . . . .	89
C	Swelling paliva (U,Pu)C . . . . .	92
D	Uvolňování plynných štěpných produktů z matrice tablety (U,Pu)C .	94
E	Přehled modelů použitých pro popis paliva (U,Pu)C . . . . .	98

# Seznam použitých veličin

$\eta$	Regenerační faktor	$[\eta] = (-)$
$C$	Konverzní faktor	$[C] = (-)$
$E$	Youngův modul pružnosti v tahu	$[E] = \text{Pa}$
$G$	Modul pružnosti ve smyku	$[G] = \text{Pa}$
$\varepsilon$	Relativní deformace	$[\varepsilon] = (-)$
$\dot{\varepsilon}$	Rychlost relativní deformace	$[\dot{\varepsilon}] = \text{s}^{-1}$
$\sigma$	Mechanické napětí	$[\sigma] = \text{Pa}$
$E_c$	Aktivační energie creepu	$[E_c] = \text{J}\cdot\text{mol}^{-1}$
$T$	Termodynamická teplota	$[T] = \text{K}$
$D'$	Koeficient vazby swellingu a creepu	$[D'] = \text{Pa}^{-1}$
$B_0$	Koeficient náchyllosti k radiačnímu creepu	$[B_0] = \text{dPa}^{-1}\cdot\text{Pa}^{-1}$
$\dot{S}$	Rychlost swellingu	$[\dot{S}] = \text{s}^{-1}$
$t$	Čas	$[t] = \text{s}$
$F$	Reakční rychlost	$[F] = \text{s}^{-1}\cdot\text{m}^{-3}$
$\alpha$	Koeficient přestupu tepla	$[\alpha] = \text{W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-1}$
$\lambda$	Součinitel tepelné vodivosti	$[\lambda] = \text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$
$q_l$	Lineární hustota výkonu	$[q_l] = \text{W}\cdot\text{m}^{-1}$
$\sigma_p$	Mez pevnosti pro křehký lom	$[\sigma_p] = \text{Pa}$
$\sigma_\theta$	Tečná složka napětí	$[\sigma_p] = \text{Pa}$
$D$	Difuzní koeficient	$[D] = \text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$
$FGR$	Množství uvolněných plynných štěpných produktů	$[FGR] = (-)$
$\nu$	Poissonovo číslo	$[\nu] = (-)$
$c_p$	Měrná tepelná kapacita	$[c_p] = \text{J}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{kg}^{-1}$
$bu$	Vyhoření paliva	$[bu] = \text{MWd}/\text{kgU}$
$\frac{\Delta S}{S}$	Plošný swelling	$[\frac{\Delta S}{S}] = \% \text{ pl.}$
$\frac{\Delta V}{V}$	Objemový swelling	$[\frac{\Delta V}{V}] = \% \text{ obj.}$
$\rho$	Výrobní hustota	$[\rho] = \% \text{ TH}$ (TH = teoretická hustota)

# Seznam použitých zkratek

GFR	gas cooled fast reactor	rychlý plynem chlazený reaktor (IV. generace)
LMFBR	liquid metal fast breeder	rychlý množivý reaktor chlazený tekutým kovem
SFR	sodium cooled fast reactor	rychlý reaktor chlazený sodíkem
LFR	lead cooled fast reactor	rychlý reaktor chlazený olovem
DFR	Dounreay fast reactor	Rychlý reaktor v Dounreay (UK)
EBR-I	Experimental breeder reactor	Experimentální množivý reaktor I
EBR-II	Experimental breeder reactor	Experimentální množivý reaktor II
PFR	Prototype fast reactor	Prototypový rychlý reaktor
HTR	high temperature gas cooled reactor	vysokoteplotní plynem chlazený reaktor
GCFR	gas cooled fast reactor	rychlý plynem chlazený reaktor (historický název)
GA	General Atomics	
MOX	mixed oxide fuel	směsné oxidické palivo
GBR(1-4)	Gas cooled breeder reactor	Plynem chlazený množivý reaktor (koncept 1-4)
AGR	advanced gas cooled reactor	pokročilý plynem chlazený reaktor
ETGBR	Existing technology gas breeder reactor	Plynem chlazený množivý reaktor založený na stávající technologii
GIF	Generation IV international forum	Mezinárodní fórum reaktorů IV. generace
VHTR	Very high temperature reactor	vysokoteplotní plynem chlazený reaktor (IV. generace)
MSR	molten salt reactor	reaktor chlazený tekutou solí
SCWR	supercritical water reactor	reaktor chlazený nadkritickou vodou
HTR-PM	High temperature gas cooled reactor pebble bed module	Vysokoteplotní plynem chlazený reaktor s kulovým ložem
GT-MHR	Gas turbine modular helium reactor	Modulární reaktor chlazený heliem pohánějícím plynovou turbínu
PCS	Power conversion system	Systém pro konverzi tepelné energie
IHX	intermediate heat exchanger	tepelný výměník primární/sekundární okruh
DHR	decay heat removal	odvod zbytkového tepla
GA-EMS	General Atomics - Electromagnetic Systems Group	Divize pro vývoj elektromagnetických systémů společnosti General Atomics
PCU	power conversion unit	jednotka pro konverzi tepelné energie

ORC	organic Rankine cycle	organický Rankin-Clausiusův cyklus
DRACS	direct reactor auxiliary cooling system	havarijní systém dochlazování aktivní zóny
FPVS	fission product vent system	systém odvodu plyných štěpných produktů
FMR	Fast modular reactor	Rychlý modulární reaktor
RVCS	Reactor vessel cooling system	systém dochlazování reaktorové nádoby
ÚJV		Ústav jaderného výzkumu
ECCS	Emergency core cooling system	systém havarijního doplňování chladiva
CVŘ		Centrum výzkumu Řež
CVI	Chemical vapour infiltration	metoda infiltrace chemických výparů
HALEU	High-assay low enriched uranium	uran obohacený v rozmezí 5-20 hm. %
GBS	Grain boundary sliding	pokluz po hranicích zrn
SIPA	Stress induced preferential absorption	napětím vyvolaná preferenční absorpce
PAG	Climb and glide due to preferential absorption glide	šplhání a kluz způsobený preferenční absorpcí
SCC	Stress corrosion cracking	koróze pod napětím
NRC	Nuclear regulatory commission	Federální úřad pro regulaci atomové energie (USA)
NEA	Nuclear energy agency	Agentura pro jadernou energii
ASME	American society of mechanical engineers	Americká společnost strojních inženýrů
FBTR	Fast breeder reactor	Rychlý množivý testovací reaktor
ATF	Accident tolerant fuel	paliva odolná proti nehodám
CVD	Chemical vapour deposition	metoda ukládání chemických výparů
ASTM	American society for testing and materials	Americká společnost pro testování a materiály
PyC	pyrolytic carbon	pyrolitický uhlík
MI	Melt infiltration	metoda infiltrace taveniny
JRR	Japanese research reactor	Japonský výzkumný reaktor
JMTR	Japanese materials testing reactor	Japonský reaktor pro výzkum materiálů
JRC	Joint research center	Společné výzkumné centrum Evropské komise
PWR	Pressurized water reactor	tlakovodní reaktor (západní koncepce)
PCI	Pellet cladding interaction	interakce mezi tabletou a pokrytím
PCMI	Pellet cladding mechanical interaction	mechanická interakce mezi tabletou a pokrytím
PCCI	Pellet cladding chemical interaction	chemická interakce mezi tabletou a pokrytím

# Seznam tabulek

1.1	Provozní parametry primárního chladiva, reaktorů EM <sup>2</sup> [19], FMR [20], HeFASTo [22] a ALLEGRO [26]. . . . .	14
4.1	Parametry výkonové historie zadávané ve vstupním souboru . . . . .	58
4.2	Základní informace o reprezentativním proutku uvedené ve vstupním souboru. . . . .	59
5.1	Veličiny vyhodnocované pro jednotlivé axiální úseky vyčíslené v čase dosažení kritéria tlaku plynné výplně proutku . . . . .	67
5.2	Veličiny vyhodnocované pro jednotlivé axiální úseky vyčíslené v čase dosažení kritéria uzavření mezery mezi tabletou a pokrytím. . . . .	69
5.3	Tečné a axiální meze pevnosti a z nich napočtené limitní hodnoty použité pro vyhodnocení kritéria napětí působícího v pokrytí . . . . .	69
5.4	Průměrné vyhoření proutku a průměrná velikost <i>FGR</i> vyhodnocená pro jednotlivé sledované limitní hodnoty tečného napětí . . . . .	71
5.5	Veličiny vyhodnocované pro jednotlivé axiální úseky vyčíslené v čase dosažení kritéria (tečného) napětí působícího v pokrytí . . . . .	72
5.6	Souhrnná tabulka dosaženého vyhoření spočteného pro konkrétní překročená kritéria . . . . .	74
6.1	Velikosti celkové relativní creepové deformace $\varepsilon_{rel}$ vzorků 2D-SiC/SiCf kompozitu stanovně podle [81] a [82]. . . . .	88
6.2	Relativní prodloužení způsobené swellingem vyhodnocované v rámci [86]. . . . .	90
6.3	Relativní prodloužení způsobené swellingem vyhodnocované v rámci [87]. . . . .	91
6.4	Celkový swelling $\frac{\Delta V}{V}$ vzorků paliva (U <sub>0,85</sub> Pu <sub>0,15</sub> )C v závislosti na dosaženém vyhoření <i>bu</i> a vážené teplotě <i>T</i> [89]. . . . .	92
6.5	Celkový plošný swelling $\frac{\Delta S}{S}$ vzorků palivových tablet typu K7 a K9 vyhodnocený v rámci [61]. . . . .	93
6.6	Velikost <i>FGR</i> vyhodnocovaného pro vybrané vzorky (U,Pu)C v závislosti na teplotě <i>T</i> a dosaženém vyhoření <i>bu</i> podle [89]. . . . .	94
6.7	Velikost <i>FGR</i> pro tablety o různé hustotě $\rho$ (uvedené v % TH) v závislosti na výkonovém zatížení $q_l$ a dosaženém vyhoření <i>bu</i> podle [55] . . . . .	94
6.8	Velikost <i>FGR</i> vyhodnocovaného pro ozařované tablety v rámci [55] v závislosti na vyhoření <i>bu</i> . Ozařované vzorky se lišily hustotou $\rho$ (uvedené v % TH) a výkonovým zatížením $q_l$ při ozařování . . . . .	95
6.9	Velikost <i>FGR</i> tablet o různých poloměrech v závislosti na hustotě $\rho$ (uvedené v % TH) a dosaženém vyhoření <i>bu</i> podle [93]. . . . .	96
6.10	Velikost <i>FGR</i> ozařovaných tablet v závislosti na dosaženém vyhoření <i>bu</i> podle [94]. . . . .	97
6.11	Velikost <i>FGR</i> ozařovaných tablet dvou typů paliva (U,Pu)C lišících se stechiometrií v závislosti na dosaženém vyhoření <i>bu</i> podle [96]. . . . .	97
6.12	Velikost <i>FGR</i> tablet paliva (U <sub>0,3</sub> Pu <sub>0,7</sub> )C v závislosti na dosaženém vyhoření <i>bu</i> podle [97]. . . . .	97



# Seznam obrázků

1.1	Schéma reaktorové nádoby demonstračního reaktoru GA GCFR [4]. . . . .	4
1.2	Schéma primárního okruhu původního 600 MWt referenčního reaktoru GIF [5]. . . . .	8
1.3	Schéma primárního okruhu reaktoru GFR 2400 [17], [18]. . . . .	9
1.4	Schémata primárního okruhu a jaderné části reaktoru HeFASTo [22].	12
1.5	Detail palivového článku deskového paliva GFR - (a) Umístění tablety v buňce, (b) Umístění šestiúhelníkové mřížky mezi deskami pokrytí, (c) Palivové desky naskládané v palivovém souboru [27]. . . . .	17
1.6	Průřezy palivovým proutkem a souborem reaktoru GFR 2400 [16]. . . . .	18
1.7	Svazek palivových souborů reaktoru EM <sup>2</sup> [19]. . . . .	19
1.8	Schéma palivového proutku reaktoru FMR [21]. . . . .	20
1.9	Řezy palivovým proutkem a souborem reaktoru ALLEGRO [36]. . . . .	21
2.1	Příklady deformačních křivek křehkých materiálů, respektive kompozitů z nich vyrobených . . . . .	23
2.2	Schema průběhu teplotní creepové deformace v čase [41] . . . . .	25
2.3	Schema praskání palivové tablety [41] . . . . .	33
2.4	Snímky mikrostruktury různých oblastí vznikajících v palivové tabletě (U,Pu)C během vyhořívání [28] . . . . .	37
4.1	Axiální a radiální dělení palivového proutku pro výpočet v kódu TRANSURANUS. . . . .	54
4.2	Příklad zápisu zvolených příkazů pro nastavení výpočtu v kódu vstupního souboru . . . . .	57
4.3	Diagram axiálního rozložení výkonu/hustoty toku rychlých neutronů ve vyhořívajícím palivovém proutku. . . . .	59
4.4	Průběh teploty chladiva v závislosti na axiální souřadnici při obtékání palivového proutku. . . . .	60
4.5	Dosažené vyhoření reprezentativního palivového proutku při konstantním výkonovém zatížení v závislosti na délce vyhořívání . . . . .	60
5.1	Závislost maximální teploty v palivovém sloupci na délce vyhořívání .	62
5.2	Maximální teplota v každém axiálním úseku v závislosti na délce vyhořívání . . . . .	63
5.3	Teplota vnějšího povrchu pokrytí ve vybraných axiálních úsecích . . . . .	64
5.4	Teplotní profil ve vybraných axiálních úsecích pokrytí v čase 70000 hodin . . . . .	65
5.5	Závislost plynné výplně proutku na délce vyhořívání. . . . .	66
5.6	Šířka mezery mezi tabletou a pokrytím v axiálním úseku č. 11 v závislosti na délce vyhořívání . . . . .	68
5.7	Velikost středního tečného napětí ve vybraných axiálních úsecích pokrytí v závislosti na délce vyhořívání . . . . .	70
5.8	Srovnání limitních hodnot tečného napětí (vyznačených přímkami) s průběhy tečného napětí ve vybraných nejnamáhanějších axiálních úsecích pokrytí . . . . .	71

5.9	Velikost středního axiálního napětí ve vybraných axiálních úsecích pokrytí v závislosti na délce vyhořívání . . . . .	73
5.10	Srovnání limitních hodnot axiálního napětí (vyznačených přímkami) s průběhy axiálního napětí ve vybraných nejnamáhanějších axiálních úsecích pokrytí . . . . .	74
6.1	Závislosti velikosti relativní creepové deformace na délce trvání namáhání vzorku zjištěné podle [84] a [83]. . . . .	88
6.2	Rozměrové změny vzorků SiC a SiC/SiCf ve tvaru destičky způsobené swellingem - a) změna délky, b) změna šířky, c) změna tloušťky podle [85] . . . . .	90

# Úvod

Jaderná energetika a spolu s ní obor jaderného inženýrství se rozvíjí od poloviny minulého století. Za dobu více než 70 let se jaderné reaktory staly běžně využívanou spolehlivou a bezpečnou technologií. Vývoj jaderných reaktorů se ovšem s dosažením komerčně aplikovatelné technologie pro výrobu elektrické energie nezastavil a směřuje stále k novým technologickým provedením a konceptům. Šest přelomových konceptů, které jsou v současné době vyvíjeny, vyznačujících se vysokou účinností, širokou uplatnitelností a efektivnějším využitím jaderného paliva, se označují jako reaktory IV. generace. Jeden z těchto perspektivních konceptů jsou takzvané rychlé plynem chlazené množivé reaktory (GFR).

Jako rychlé reaktory je označován typ jaderných reaktorů, ve kterých je štěpná reakce udržována neutrony o energiích v řádech jednotek MeV a spadajících tedy do rychlého spektra. Koncept rychlých plynem chlazených reaktorů se v současnosti rychle rozvíjí. Vývoj této technologie sleduje trendy, které se se zvyšující intenzitou promítají do návrhů moderních reaktorů. Příkladem může být přechod k návrhu reaktorů o malém výkonu a vysokém stupni modularizace anebo důraz na zajištění bezpečnosti prostřednictvím zcela pasivních bezpečnostních systémů. Zároveň se objevují unikátní technologická řešení, která umožňují výrazně prodloužit palivový cyklus nad současný standard nebo snížit riziko šíření a zneužití štěpného materiálu.

Technologický vývoj reaktorů GFR ale naráží na celou řadu výzev. Jednou z nich je návrh paliva vhodného pro tento typ reaktorů. V současnosti je pro použití v GFR uvažováno proutkové palivo obsahující směsné karbidické palivo (U,Pu)C v kompozitním pokrytí SiC/SiCf. Pro jakýkoliv typ paliva však platí, že jeho použití je ovlivněno jevy působícími objemové, strukturní a chemické změny, ke kterým během vyhořívání v jaderném reaktoru dochází. Tyto jevy jsou zohledněny v četných návrhových a bezpečnostních kritériích kladených na palivo, které mají zaručit jeho pevnostní a teplotní stabilitu a hermetičnost.

Obecně platí, že tyto jevy lze pro každé palivo popsat experimentálně nebo s využitím vhodných výpočetních nástrojů. Tento přístup lze použít i pro stanovení vyhoření použitého paliva - důležitého parametru, který má značný vliv na ekonomičnost provozu reaktoru. Za tímto účelem lze použít termomechanický kód TRANSURANUS. Výpočtem v tomto kódu lze vyhodnotit nejen přípustnou velikost vyhoření, ale i kvantifikovat následky působících jevů na rozměrové změny, deformaci a materiálového složení proutku. Protože lze ale implementované výpočetní modely použít vždy pouze s určitou přesností a za určitých předpokladů, je nutné výstupy z výpočtů srovnávat s výsledky experimentálních měření. Součástí této bakalářské práce je tak kromě vyhodnocení maximálního přípustného vyhoření reprezentativního palivového proutku také srovnání vybraných jevů vyhodnocených v rámci výpočtu s dostupnými experimentálními hodnotami.

# 1. Koncept GFR

## 1.1 Základní charakterizace rychlých reaktorů

Každý reaktor lze popsat sadou veličin, pomocí kterých lze vyhodnotit neutronovou bilanci, tedy přírůstky a úbytky neutronů v důsledku interakcí s materiálovým prostředím jaderného reaktoru. Jednou z těchto veličin je regenerační faktor  $\eta$ , který je definován jako průměrný počet uvolněných neutronů na jeden neutron absorbovaný v palivu. Po rozštěpní jádra je z  $\eta$  uvolněných neutronů jeden spotřebován na udržení štěpné reakce a  $\eta - 1$  neutronů pak může potenciálně iniciovat další jaderné reakce [1]

Ve vztahu ke štěpení jader neutrony jsou rozeznávány dva druhy izotopů, štěpné, jako například  $^{235}\text{U}$  a  $^{233}\text{U}$ , které je možné snadno rozštěpit tepelnými neutrony, a štěpitelné, mezi které patří  $^{238}\text{U}$  nebo  $^{232}\text{Th}$ , které lze převést na štěpné izotopy  $^{239}\text{Pu}$  a  $^{233}\text{U}$  pomocí radiačního záchyty a série dvou  $\beta^-$  přeměn. Tento proces se nazývá konverze a dochází k němu ve všech typech jaderných reaktorů. Míru přeměny štěpitelných izotopů na štěpné vyjadřuje konverzní faktor  $C$  daný poměrem (1.1).

$$C = \frac{\text{počet štěpných jader vytvořených}}{\text{počet štěpných jader spotřebovaných}} \quad (1.1)$$

Pokud pro reaktor platí  $C > 1$ , tak na spotřebované štěpné jádro vzniká více než jedno nové štěpné jádro a dochází k množení paliva, pak se takový reaktor označuje jako množivý. S množením paliva souvisí velikost veličiny  $\eta$ . Protože z  $\eta - 1$  uvolněných neutronů je část potenciálně absorbována štěpitelnými jádry, což způsobuje jejich konverzi na štěpná, tak zvyšování  $\eta$  přímo zvyšuje počet konverzí, ke kterým v palivu dochází. Velikost  $\eta$ , a tedy i intenzita množení paliva, je závislá na energii neutronů způsobujících štěpení. Nejvyšších hodnot pro štěpné izotopy dosahují rychlé neutrony [1], díky čemuž lze rychlé reaktory provozovat velice dobře jako reaktory množivé [2]. Tato energetická závislost s sebou nese nutnost v reaktoru udržovat vysokoenergetické spektrum neutronů, které se označuje jako tvrdé, s čímž je spojena absence moderátoru v aktivní zóně [2].

Tyto charakteristiky kladou značné požadavky na aktivní zónu rychlých reaktorů. Zaprvé, účinné průřezy pro štěpení štěpných izotopů s rostoucí energií neutronů rychle klesají, což má za následek nutnost použít značně obohacené palivo. Dále, z neutronických důvodů a pro zajištění dostatečně vysoké míry konverze (pro maximalizaci průniku neutronů do oblasti se štěpitelným materiálem) je nutné konstruovat aktivní zónu rychlého reaktoru co nejkompaktnější [3] a dimenzovat ji na vysoké hodnoty hustoty toku neutronů. To vede k vysokému energetickému zatížení aktivní zóny, hustota výkonu se může pohybovat okolo  $300 \text{ MW/m}^3$ , což je 3-4 krát více než v případě tlakovodních reaktorů. Tomu musí odpovídat vhodná volba chladiwa, které zároveň musí mít co nejmenší moderační a absorpční schopnost [1].

Nejlepšími kandidáty jsou tekuté kovy nebo plynná chladiwa. Rychlé množivé reaktory lze dělit na reaktory typu LMFBR (z anglického Liquid metal fast breeder reactor), rychlé množivé reaktory chlazené tekutými kovy, a GFR (Gas cooled fast

reactor) rychlé plynem chlazené reaktory. Nejčastěji uvažovaná chladiva jsou helium, nadkritický  $\text{CO}_2$  nebo vodní pára [2]. Reaktory typu LMFBR lze dále dělit typicky na SFR (Sodium cooled fast reactor), rychlé sodíkem chlazené reaktory, a LFR (Lead cooled fast reactor) rychlé olovem chlazené reaktory. Další, historicky využitá kovová chladiva, jsou rtuť, která byla chladivem amerického reaktoru Clementine, a slitina sodíku a draslíku NaK, použitá například pro britský reaktor DFR. [2].

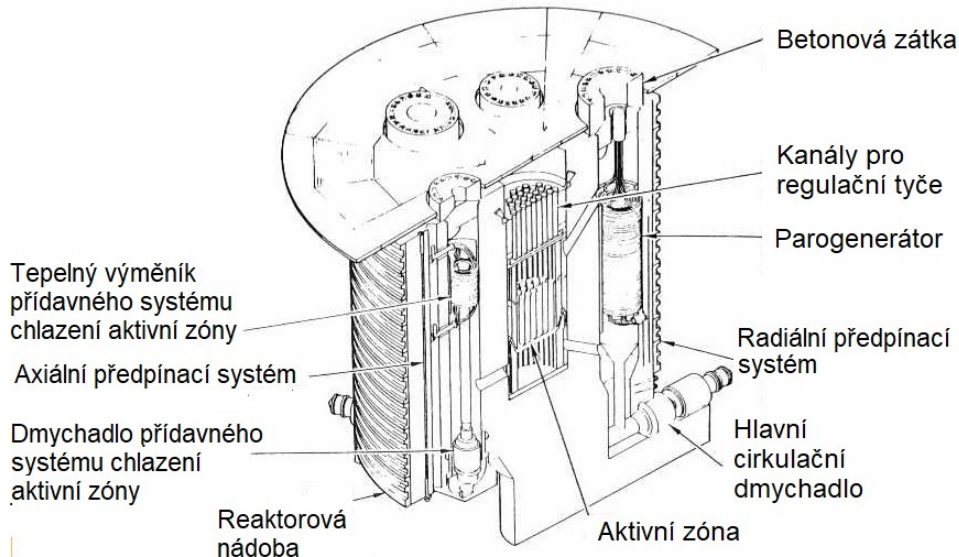
## 1.2. Historický vývoj GFR

S rychlým rozvojem jaderné energetiky počátkem druhé poloviny dvacátého století zároveň rostl zájem o výzkum a vývoj rychlých množivých reaktorů. Tehdy se předpokládalo, že dostupné celosvětové zásoby přírodního uranu jsou nedostačující pro provoz většího množství energetických jaderných zařízení využívajících ke štěpení tepelné spektrum neutronů. Jednou z možností uspokojení potenciálně rostoucí poptávky po jaderném palivu představovaly právě rychlé reaktory umožňující nové palivo množit [1]. Prvními experimentálními rychlými množivými reaktory byly americké reaktory typu LMFBR Clementine (1946) a EBR-1 (1951) [2]. Během 60. a 70. let minulého století bylo po celém světě sestrojeno a uvedeno do provozu několik experimentálních a demonstračních reaktorů tohoto typu o výkonech v rozmezí od desítek po stovky MWe. Příkladem mohou být reaktory BOR-60 (SSSR), KNK 2 (SRN), Phenix (Francie), EBR-II (USA) nebo PFR (UK) [2]. Použitým chladivem byl téměř ve všech případech tekutý sodík.[2]

Aktivní zóny prvních experimentálních rychlých reaktorů byly velice kompaktní s vysokou hustotou výkonu, což znemožňovalo použití jiného chladiva než tekutého kovu. Zvyšování objemu aktivní zóny dalších konstruovaných rychlých reaktorů, a s tím spojená volba neutroniky v aktivní zóně, umožnilo uvažovat plynná chladiva jako alternativu sodíku. Objevily se návrhy reaktorů uvažující jako chladivo přehřátou páru, helium, oxid uhličitý nebo dimerní oxid dusičitý [4]. Během 60. a 70. let minulého století vzniklo několik různých návrhů rychlých plynem chlazených reaktorů s výkonovými rozpětími 300-750 MWe pro demonstrační a 1000-1500 MWe pro energetická zařízení [1]. Tyto návrhy vycházely z technologických provedení reaktorů HTR (High temperature gas-cooled reactor) a LMFBR s úpravami pro použití plynného chladiva [4]. Reaktory tohoto typu byly označovány pod zkratkou GCFR, která má v současné době pouze historický význam. V současné době používaná zkratka GFR byla zavedena při zařazení tohoto typu reaktoru mezi reaktory IV. generace [1].

Základní konstrukční prvky reaktorů GCFR a jejich uvažovaného paliva lze dobře popsat pomocí návrhu konstrukčního provedení reaktoru GA GCFR a jeho paliva [4]. Nominální výkon tohoto reaktoru byl 835 MWt. Pro tento návrh reaktoru bylo uvažováno helium jako chladivo a voda jako pracovní látka v sekundárním okruhu. Tlak primárního chladiva byl uvažován jako 8,5 MPa, jeho vstupní teplota do aktivní zóny byla rovna 323 °C a výstupní teplota z aktivní zóny 550 °C [1]. Aktivní zóna byla, podobně jako v případě některých reaktorů typu HTR (například německého reaktoru THTR-300), uložena v tlakové nádobě z předpjatého betonu, která měla funkci hermetického tlakového rozhraní a biologického stínění. Bariéra mezi nádobou a aktivní zónou byla tvořena ocelovou výstelkou. Hermetičnost reaktorové nádoby zajišťovaly betonové zátky. V nádobě byl uložen celý třísmyčkový primární okruh a vystupovala z ní pouze potrubí odvádějící páru do sekundárního okruhu a potrubí třísmyčkového přídavného systému dochlazování aktivní zóny, který byl navržen

pro dochlazování aktivní zóny před dlouhodobým odstavením reaktoru nebo během havarijních stavů. Reaktorová nádoba byla uložena v sekundární budově kontejneru. Schema uspořádání reaktorové nádoby je uvedeno na Obr.1.1 [4].



Obr. 1.1: Schéma reaktorové nádoby demonstračního reaktoru GA GCFR [4].

Navrhované konstrukční provedení palivových článků pro typový reaktor vycházelo z palivových článků reaktorů typu LMFBR [1]. Jednalo se o palivové proutky tvořené pokrytím z nerezové oceli a palivovými tabletami typu MOX (z anglického Mixed Oxide fuel - směs oxidů uranu a plutonia označovaná také  $(U,Pu)O_2$ ), které byly uzpůsobeny pro použití plynného chladiva. Šlo například o zdrsnění povrchu pokrytí pro zefektivnění přestupu tepla, které vycházelo z konstrukčního řešení palivových článků reaktorů AGR (Advanced gas-cooled reactor), nebo zavedení systému regulace vnitřního tlaku plynné výplně proutků pro omezení mechanického namáhání pokrytí. Palivové proutky byly uloženy v palivových souborech ve tvaru šestibokého hranolu. Pro množení paliva byla uzpůsobena část aktivní zóny označovaná jako blanket, který radiálně a axiálně obklopoval palivovou část aktivní zóny. Množivým materiálem byl v obou částech blanketu ochuzený uran ve formě  $UO_2$ . Radiální blanket byl tvořen blanketovými soubory obsahujícími blanketové proutky, které se oproti palivovým proutkům lišily zejména větším průměrem a izotopickým složením. Celkem byl radiální blanket složen ze tří řad blanketových souborů. Axiální blanket byl tvořen množivým materiálem, který byl uložen v palivových souborech nad a pod palivovou částí [4].

Významné prvky konstrukčního provedení reaktoru a paliva uvedené výše byly společné pro většinu návrhů vyvíjených v rámci výzkumných programů, které probíhaly převážně v zemích západní Evropy a USA. Příkladem takových navrhovaných reaktorů mohou být výše popsány GA GCFR vyvíjený americkou společností General Atomics (GA), GBR-1 a GBR-4 vyvíjené evropskou Gas Breeder Reactor Association nebo britský reaktor ETGBR. Vznikaly ovšem další návrhy, jejichž konstrukční provedení se lišilo na základě jiné geometrie uvažovaného paliva nebo jiného typu chladiva. Jde například o návrhy reaktorů GBR-2 (chlazený He) a GBR-3 (chlazený

CO<sub>2</sub>), vyvíjených Gas Breeder Reactor Association, které měly používat disperzní palivo ve formě palivových kuliček [1].

Další vývoj rychlých reaktorů se během 80. let minulého století téměř zastavil, a to převážně z ekonomických důvodů. Vliv měly faktory jako zlevnění technologie obohacování uranu, zpomalení růstu jaderné energetiky nebo vyšší konstrukční náklady rychlých reaktorů ve srovnání s tlakovodními reaktory [1]. Dalšími významnými událostmi, které výrazně zpomalily rozvoj a výzkum v oblasti jaderné energetiky zejména v zemích západní Evropy a USA, byly Černobylská jaderná havárie, ke které došlo 26.4.1986 [2] a havárie v elektrárně Three Mile Island, významná zejména pro USA, ke které došlo o téměř sedm let dříve 28. 3. 1979. Důsledkem byl celosvětový útlum dalšího vývoje a výzkumu reaktorů typu GCFR začátkem 90. let minulého století. Všechny doposud zkonstruované a provozované rychlé množivé reaktory byly typu LMFBR [1], a to zejména z důvodu vyšší bezpečnosti v případě poruchy cirkulace chladiva [3] a nedostupnosti materiálů pokrytí palivových článků s teplotními limity převyšujícími ty pro reaktory typu LMFBR, které by umožňovaly provoz při vyšších teplotách a s vyšší celkovou účinností [1].

### 1.3. Reaktory IV. generace

S rostoucí obavou veřejnosti ohledně klimatických změn a množství produkováného jaderného odpadu s dlouhým poločasem rozpadu (zejména tzv. minoritních aktinoidů, mezi které patří izotopy Np, Am a Cm [1]) stoupl na začátku 21. století zájem o nové pokročilé zdroje jaderné energie [2]. Jako reakce na tyto a další problémy vznikla mezi roky 2000 a 2001 mezinárodní výzkumné společenství GIF (z anglického Generation IV International Forum), sdružující k roku 2022 14 členů. Clenské státy Evropské unie jsou v GIF zastoupeny sdružením EURATOM. Cílem GIF je zaštiťovat a koordinovat výzkum a vývoj reaktorů IV. generace a zajistit splnění pěti základních vlastností těchto reaktorů a jejich přidružených zařízení, a to sice udržitelnost, ekonomičnost, bezpečnost, spolehlivost, odolnost proti šíření štěpného materiálu a fyzickou ochranu.

Dalším faktorem, který ovlivňuje vývoj a realizaci nových pokročilých jaderných zařízení, je přechod k nízkoemisní energetice spojený s rostoucím podílem obnovitelných zdrojů elektrické energie, který přináší rostoucí tlak na flexibilitu těchto zařízení [5]. Ta je spojená například s manévrovatelností, tedy schopností pružně přizpůsobovat výkon požadavkům distribuční sítě, dále schopností provozu v oblastech izolovaných od velkých regionálních distribučních sítí nebo možností využívat různá konstrukční provedení paliva s různým izotopickým složením. Příkladem flexibility v oblasti paliva je možnost provozovat reaktory typu VHTR s disperzním palivem typu TRISO obsahujícím různý štěpný materiál - UO<sub>2</sub>, PuO<sub>2</sub>, ThO<sub>2</sub> a podobně [6]. Větší flexibilita v oblasti paliv by měla zajistit vyšší stabilitu dodávek paliva a vyšší ekonomičnost provozu [5]. Tato zařízení by dále mělo být možné konstruovat v různých výkonostních provedeních - od mikroreaktorů, přes malé modulární reaktory až po energetické reaktory o vysokém výkonu. Důraz je kladen na zvýšenou bezpečnost, která se opírá o pasivní systémy odvodu zbytkového tepla nebo zapuštění reaktoru pod úroveň terénu. Mimo produkci elektrické energie by reaktory IV. generace měly být využívány ke kogeneraci a dalším průmyslovým aplikacím, které s ní souvisí (produkce tepla a páry pro průmyslové účely, produkce tepla pro termochemickou výrobu vodíku, odsolování vody). [6].

K dalšímu výzkumu a vývoji bylo ze 130 navrhovaných konceptů vybráno šest

typů reaktorů, mezi které patří rychlé reaktory typu LFR, SFR, GFR, reaktory typu MSR (Molten salt reactor), reaktory využívající tekuté soli (chloridy/fluoridy) jako palivo s možností zároveň je použít zároveň jako chladivo. Zbývajícími zástupci jsou reaktory typu VHTR (Very high temperature reactor), vysokoteplotní plynem chlazené reaktory a SCWR (Supercritical water cooled reactor), reaktory chlazené nadkritickou vodou. Reaktory typu VHTR využívají tepelné spektrum neutronů s grafitem jako moderátorem. Koncept SCWR je uvažován v provedení využívajícím jak rychlé, tak tepelné neutronové spektrum. V druhém případě je uvažovaným moderátorem lehká nebo těžká voda [5].

Tyto typy reaktorů byly vybrány tak, aby při souběžném provozu symbioticky vyvažovaly svoje individuální slabé stránky a zároveň byly schopny splnit cíle a požadavky vytyčené společenstvím GIF [1]. V oficiální příručce společenství GIF shrnující stupeň technologické vyspělosti jednotlivých návrhů reaktorů IV. generace k roku 2023 [5] je uvedeno, že předpokládání uvedení některých návrhů do komerčního provozu se uvažuje nejdříve od roku 2030. Nejrozvinutějšími koncepty jsou v současné době typy SFR, LFR a VHTR, jejichž demonstrátory jsou ve výstavbě (například ruský LFR reaktor BREST-OD-300, čínský SFR reaktor CFR-600) nebo již zahájily provoz (čínský VHTR reaktor HTR-PM) [5].

## 1.4. Reaktory GFR

Mezi reaktory IV. generace byl koncept reaktoru GFR vybrán jako alternativa k reaktorům chlazených sodíkem, a to zejména kvůli výhodám spojenými s výběrem chladiva, kterým bylo zvoleno helium nebo nadkritický  $\text{CO}_2$ . Mezi tyto výhody patří:

- absence nežádoucí reakce primárního chladiva s vodou a dobrá kompatibilita s konstrukčními materiály aktivní zóny.
- zanedbatelná aktivace chladiva.
- průhlednost (zjednodušuje kontrolu a výměnu palivových souborů).
- rezistence chladiva k fázovému přechodu za normálních provozních podmínek [7].
- dobrá schopnost udržet tvrdé neutronové spektrum, což zlepšuje množivý potenciál reaktoru, umožňuje lépe štěpit minoritní aktinoidy a snižuje dobu, za kterou se množství štěpného materiálu zdvojnásobí [2].

Nicméně plynná chladiva mají i své nevýhody:

- plynnému chladivu je potřeba dodat vyšší měrnou energii ve srovnání s měrnou energií dodávanou kapalným chladivům [1].
- je potřeba udržet vysoký tlak chladiva v systému - 7 MPa pro helium, až 25 MPa pro nadkritický  $\text{CO}_2$  [5], což je spojeno s problémem úniku chladiva ze systému a zvýšenými nároky na konstrukční materiály reaktoru a primárního okruhu.
- vysoká rychlost proudění chladiva může způsobit vibrace konstrukčních prvků aktivní zóny.



- Problematickým je také odvod zbytkového tepla obzvláště v případě ztráty tlaku chladiva v primárním okruhu [7].

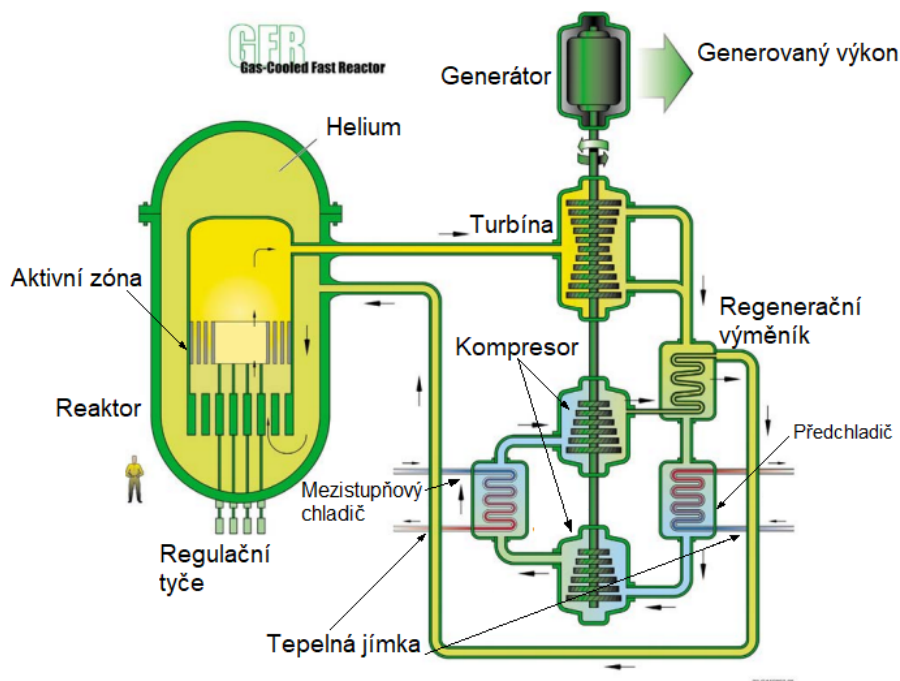
Zpočátku vývoje GFR IV. generace vedeného v rámci výzkumného společenství GIF bylo uvažováno několik návrhů referenčních reaktorů, které se lišily zejména výkonem (600/2400) MWt, chladivem (He/CO<sub>2</sub>), a termodynamickým cyklem využívaným pro konverzi tepelné energie (Braytonův nebo Braytonův a navazující Rankin-Clausiiův cyklus) [1]. Původním referenčním návrhem byla 600 MWt varianta pracující s Braytonovým cyklem, kterou v roce 2006 [1] nahradil návrh 2400 MWt reaktoru využívající Braytonův a navazující Rankin-Clausiiův cyklus [5]. Vývoj tohoto reaktoru se ale postupně zpomaloval a v současné době neprobíhá téměř vůbec [8]. V současnosti jsou aktivně vyvíjeny čtyři různé návrhy reaktorů typu GFR o menším výkonu (500 ≤) MWt, z nichž tři, EM<sup>2</sup>, FMR a HeFASTo, jsou koncipovány jako komerční malé modulární reaktory. Čtvrtým vyvíjeným reaktorem je výzkumný reaktor ALLEGRO.

Všechny uvedené návrhy uvažují jako primární chladivo helium, které je oproti nadkritickému CO<sub>2</sub> preferováno zejména kvůli lepším termofyzikálním vlastnostem, mnohem menší náchylnosti k aktivaci a odolnosti vůči disociaci při vysokých teplotách [9].

### 1.4.1. Referenční návrhy vyvíjené v rámci společenství GIF

#### Původní 600 MWt referenční návrh

Vývoj tohoto reaktoru krátce pokračoval i potom, co tento návrh přestal být uvažován jako referenční. Tato varianta byla zvažována v provedení pro malý modulární reaktor typu GFR, jak je zmíněno v technologickém plánu společenství GIF z roku 2014 [10]. Návrh primárního okruhu a PCU (Power Conversion Unit), který je jeho součástí, je shodný s návrhem konstrukčního provedení primárního okruhu a PCU reaktoru GT-MHR (modulární vysokoteplotní plynem chlazený reaktor využívající grafit jako moderátor) [11]. PCU je ve směru proudění chladiva tvořen plynovou turbínou, kompresorem rozděleným na dvě části s předchladičem a mezichladičem a nakonec regeneračním výměníkem. Turbína a kompresor sdílejí společnou vertikální hřídel, která je uložena v magnetických ložiskách. Samotný reaktor a PCU jsou umístěny v oddělených tlakových nádobách, které jsou propojeny koaxiálním spojovacím potrubím. Schéma primárního okruhu s vyznačeným směrem proudění chladiva je uvedeno na Obr.1.2. Nejprve vstupuje chladivo do reaktoru a proudí aktivní zónou směrem nahoru. Po výstupu z reaktoru dochází k expanzi chladiva na turbíně. Dále chladivo proudí regeneračním výměníkem, ve kterém se ochlazuje a kde zároveň dochází k ohřívání chladiva vstupujícího do reaktoru na požadovanou vstupní teplotu. Před opětovným vstupem do reaktoru je v kompresoru chladivo stlačeno na požadovaný vstupní tlak. Pro snížení celkové kompresní práce probíhá komprese ve dvou stupních a chladivo je před vstupem do každé části kompresoru ochlazováno [12]. Provozní tlak chladiva je 7 MPa, jeho vstupní teplota do aktivní zóny je rovna 480 °C a výstupní teplota z aktivní zóny 850 °C. Předpokládaná účinnost cyklu tohoto reaktoru je rovna 48 % [12].



Obr. 1.2: Schéma primárního okruhu původního 600 MWt referenčního reaktoru GIF [5].

### Referenční reaktor GFR 2400

Návrh reaktoru GFR 2400 je založen na projektu, který byl do roku 2009 vyvíjen francouzskou výzkumnou organizací CEA [7]. Podobně jako v předchozím referenčním návrhu uvedeném výše je primárním chladivem helium. Schéma reaktoru a jeho primárního okruhu je uvedeno na Obr.1.3. Uvnitř reaktorové nádoby je v oblasti horního pléna uložen systém pro manipulaci s palivovými soubory. V důsledku toho jsou regulační tyče zavedeny zespodu tlakové nádoby. Vrchní část regulačních tyčí zasahuje během normálního provozu nad oblast aktivní zóny, aby v případě nutnosti havarijního odstavení reaktoru mohly do aktivní zóny zapadnout volným pádem [13]. Chlazení reaktoru je realizováno v třísmyčkovém uspořádání. Po vstupu do reaktoru chladivo proudí podél bočního pláště aktivní zóny (skrže sestupný prstencový kolektor) do oblasti dolního pléna. Odsud chladivo aktivní zónou proudí směrem nahoru do oblasti horního pléna a vstupuje do PCS (Power Conversion System), který obsahuje tepelné výměníky (IHX - Intermediate Heat Exchanger) a hlavní cirkulační dmychadla [7]. Provozní tlak chladiva v primárním okruhu je roven 7 MPa, jeho vstupní teplota do aktivní zóny je rovna 400 °C a výstupní teplota z aktivní zóny 850 °C.

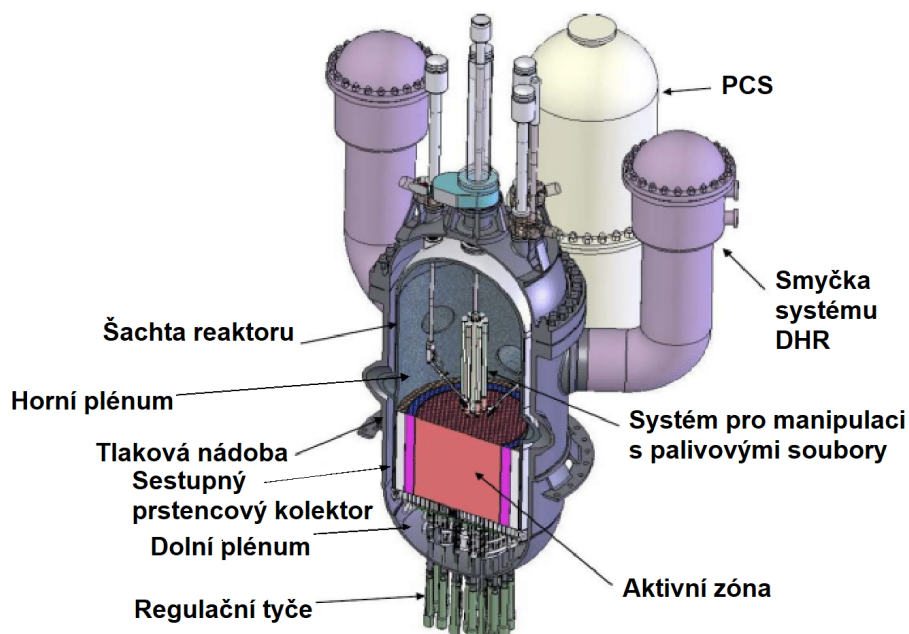
Součástí primárního okruhu jsou tři smyčky systému odvádění zbytkového tepla (DHR - Decay Heat Removal). Teplo lze odvádět pomocí aktivních i pasivních systémů. Smyčky obsahují dmychadla [7] a zároveň jsou projektovány tak, aby mezi tepelným výměníkem a aktivní zónou byl dostatečný výškový rozdíl a minimální tlakové ztráty pro efektivní využití přirozené konvekce k odvodu vznikajícího tepla [14].

Celý primární okruh je umístěn v primární sférické ochranné obálce, která je projektována na přetlak v rozmezí 0,6 - 1,0 MPa pro případ poškození primárního

okruhu s únikem chladiva. Tím je jednak umožněn přechod od aktivního k pasivnímu odvodu tepla přirozenou konvekcí několik hodin po havarijním odstavení reaktoru [15], dále udržení tlaku chladiva v tomto rozmezí vede k výraznému snížení potřebného výkonu dmychadel systému DHR [14]. Vnitřek primární obálky je vyplněn inertním plynem, například dusíkem, o vyšším tlaku než je atmosferický tlak, pro potlačení pronikání vzduchu do obálky. Sekundární okruhy odstavných/havarijních systémů odvodu tepla vystupují mimo primární obálku [15]. Primární ochranná obálka je doplněná vnější sekundární ochrannou obálkou [7], ve které jsou dále umístěny tepelné jímky havarijních systémů odvodu tepla [15].

Aktivní zóna je projektována tak, aby při provozu vznikal nulový nebo velmi malý zisk množených štěpných izotopů (tzv. takzvaný self-breeding). Za účelem vyrovnání prostorového rozložení výkonu je aktivní zóna rozdělena na vnitřní a vnější sekci lišící se obsahem Pu. Vnější sekce obsahuje asi o 3,5 obj. % Pu více. [16]. Aktivní zóna má tvar válce o výšce 3 m, ze kterých aktivní části odpovídá 1,65 m, a poloměru 4,63 m a skládá se z 516 palivových souborů. Absorbčním materiálem je v řídicích systémech karbid boru  $B_4C$ , který byl zvolen pro svojí vysokou teplotu tání. Hranici aktivní zóny tvoří axiální a radiální reflektor obsahující silicid zirkonu  $Zr_3Si_2$  [16]. Na rozdíl od jiných typů množivých reaktorů, nejsou, z důvodů ochrany před šířením štěpného materiálu, pro množení paliva používány blankety se štěpitelným materiálem, nový štěpný materiál vzniká přímo v aktivní zóně [7].

Binární termodynamický cyklus, který referenční reaktor využívá, se skládá z Braytonova cyklu s pracovní látkou směsí dusíku a helia (80 hm. %  $N_2$  a 20 hm. % He) v sekundárním okruhu a navazujícím Rankin-Clausiovým cyklem s vodou jako pracovní látkou v terciálním okruhu. Předpokládaná celková účinnost binárního cyklu je rovna 45 % [9].



Obr. 1.3: Schéma primárního okruhu reaktoru GFR 2400 [17], [18].

## 1.4.2. V současnosti vyvíjené návrhy reaktorů typu GFR

### Reaktor EM<sup>2</sup>

Vývoj 500 MWt reaktoru EM<sup>2</sup> byl zahájen v roce 2008 divizí americké společnosti GA, GA-EMS (General Atomics Electromagnetic Systems). Konstrukční provedení primárního okruhu reaktoru vychází z návrhů plynem chlazených reaktorů v minulosti vyvíjených GA, například GA GCFR nebo GT-MHR [19]. Velmi podobné je tak i konstrukčnímu provedení primárního okruhu 600 MWt reaktoru popsáno výše, jehož primární okruh se skládá z turbíny a kompresoru na společné vertikální hřídeli, chladičů a regeneračního výměníku. Většina konstrukčních prvků primárního okruhu je dále uložena v oddělené tlakové nádobě PCU, která je s reaktorovou nádobou propojena koaxiálním spojovacím potrubím. Návrh reaktoru EM<sup>2</sup> se oproti zmíněnému 600 MWt reaktoru ale v několika směrech liší. Zaprvé, teplota chladiwa na vstupu do reaktoru a vstupní tlak na turbíně jsou vyšší při zachování výstupní teploty chladiwa z reaktoru, číselně jsou parametry uvedeny v Tab.1.1. Dále, komprese je pouze jednostupňová a teplo odvedené v předchladiči v kompresní části cyklu je zužitkováno v navazujícím organickém Rankin-Clausiově cyklu (ORC), který jako pracovní látku používá organické chladiwo R-245fa v nadkritickém stavu. Účinnost tohoto binárního cyklu je tak vyšší a pohybuje se okolo 53 % [19].

Poslední částí primárního okruhu je havarijný systém dochlazování reaktoru (DRACS - Direct reactor auxiliary cooling system), který zahrnuje systém dochlazování aktivní zóny a reaktorové nádoby. Systém DRACS umožňuje odvádět zbytkové teplo nucenou i přirozenou konvekci a je navržen tak, aby byl v případě výpadku systému PCU umožněn plně pasivní přechod k chlazení přirozenou konvekci [19]. Mimo havarijný stav je aktivní odvod zbytkového tepla zajišťován systémem PCU.

Reaktor je plánován na velmi dlouhou palivovou kampaň trvající při normálním provozu až 30 let, což je umožněno implementací systému odvodu plyných štěpných produktů z aktivní zóny (FPVS - Fission product vent system), jehož primární funkcí je snižovat tlak plyné výplně palivových proutků [19].

Aktivní zóna tohoto reaktoru je navržena pro provoz v režimu convert and burn, při kterém jsou vznikající štěpná jádra během jedné palivové kampaně zároveň spotřebována. V rámci tohoto provozního režimu je aktivní zóna rozdělena do podzón lišících se obohacením paliva. Ze začátku provozu je výchozím štěpeným izotopem <sup>235</sup>U a ke štěpení dochází převážně v podzónách obsahující palivo s vyšším obohacením. Konverze množivého materiálu ve formě ochuzeného uranu probíhá v okolních podzónách obsahující méně obohacené palivo. Během provozu pak postupný nárůst koncentrace izotopu <sup>239</sup>Pu v těchto podzónách vede ke zrovnoměnění prostorového rozložení výkonu v celé aktivní zóně [19].

Prvotní množství štěpných izotopů obsažených v palivu je takové, aby po prvních deseti letech provozu jejich koncentrace poklesla do té míry, že po zbytek palivové kampaně je dominantně štěpeným izotopem <sup>239</sup>Pu vznikající konverzí. Palivový cyklus tohoto reaktoru je projektovaný jako otevřený s možností uzavření. V rámci uzavřeného palivového cyklu lze štěpné izotopy, obsažené ve vyhořelém palivu po skončení palivové kampaně, po jeho přepracování, použít jako výchozí štěpný materiál dalšího palivového cyklu [19].

Absorbční materiál použitý v řídicích systémech je totožný jako v případě reaktoru GFR 2400, jedná se tedy o B<sub>4</sub>C. Materiálové složení reflektoru se ale oproti

GFR 2400 liší - reflektor EM<sup>2</sup> obsahuje mimo Zr<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> také grafit, který neutronové spektrum změkčuje.

V současné době je vyvíjen demonstrační reaktor, který by měl být uveden do provozu v nadcházejícím desetiletí. Hlavním cílem demonstračního provozu bude ukázat spolehlivost nové technologie, usnadnit její licenční proces a identifikovat možná rizika spojená s provozem. Po několika letech provozu demonstračního reaktoru bude možné uvést do provozu první prototypovou elektrárnu provozující reaktor EM<sup>2</sup> a to buď v jednoblokovém nebo, pokud to bude možné, dvoublokovém uspořádání za účelem zvýšení návratnosti investičních nákladů [19].

## Reaktor FMR

Návrh 112 MWt reaktoru FMR vychází z konceptu EM<sup>2</sup>, se kterým je od roku 2020 souběžně vyvíjen. Návrh reaktoru vzniká v rámci mezinárodní spolupráce americké společnosti GA-EMS a francouzské společnosti Framatome.

Od návrhu reaktoru EM<sup>2</sup> se FMR liší zejména dvoustupňovou kompresí chladiva před vstupem do turbíny. Konstrukční řešení kompresoru je podobné jako v případě výše popsaného reaktoru EM<sup>2</sup> s tím rozdílem, že předchladič a mezichladič využívá vzduchové chlazení. Ve srovnání s reaktorem EM<sup>2</sup> se tak provozní parametry chladiva liší. Konkrétní hodnoty parametrů jsou uvedeny v Tab.1.1.

Dalším rozdílem mezi termodynamickými cykly obou reaktorů je to, že v případě reaktoru FMR je pro konverzi tepelné energie v PCU využíván pouze Braytonův cyklus bez navazujícího ORC cyklu. Výsledná účinnost termodynamického cyklu reaktoru FMR, která je rovná 44,6 %, je tak oproti reaktoru EM<sup>2</sup> znatelně nižší. Návrhy reaktorů FMR a EM<sup>2</sup> se dále odlišují konstrukčním řešením systému havarijního odvodu tepla. V případě reaktoru FMR je použit pouze systém dochlazování reaktorové nádoby (RVCS - Reactor Vessel Cooling System), do kterého ústí systém dochlazování aktivní zóny [20].

Podobně jako u reaktoru EM<sup>2</sup> je aktivní zóna FMR rozdělna do tří podzón, které se ale neliší obohacením obsaženého paliva. Palivové soubory jsou do jednotlivých podzón ukládány na základě počtu let, které v reaktoru strávily [21]. Předpokládaná délka palivové kampaně reaktoru FMR (téměř devět let) je oproti reaktoru EM<sup>2</sup> mnohem kratší [20].

Pro zkrácení doby nutné pro výstavbu a celkových investičních nákladů je zredukována infrastruktura potřebná k provozu reaktoru a s ní spojená rozloha zařízení. Předpokládaná délka trvání výstavby je stanovena na 24 měsíců. Podle zprávy GA-EMS z roku 2021 [20] je spuštění prvního demonstračního reaktoru FMR plánováno před rokem 2030 a v průběhu následujícího desetiletí se předpokládá uvedení do komerčního provozu.

## Reaktor HeFASTo

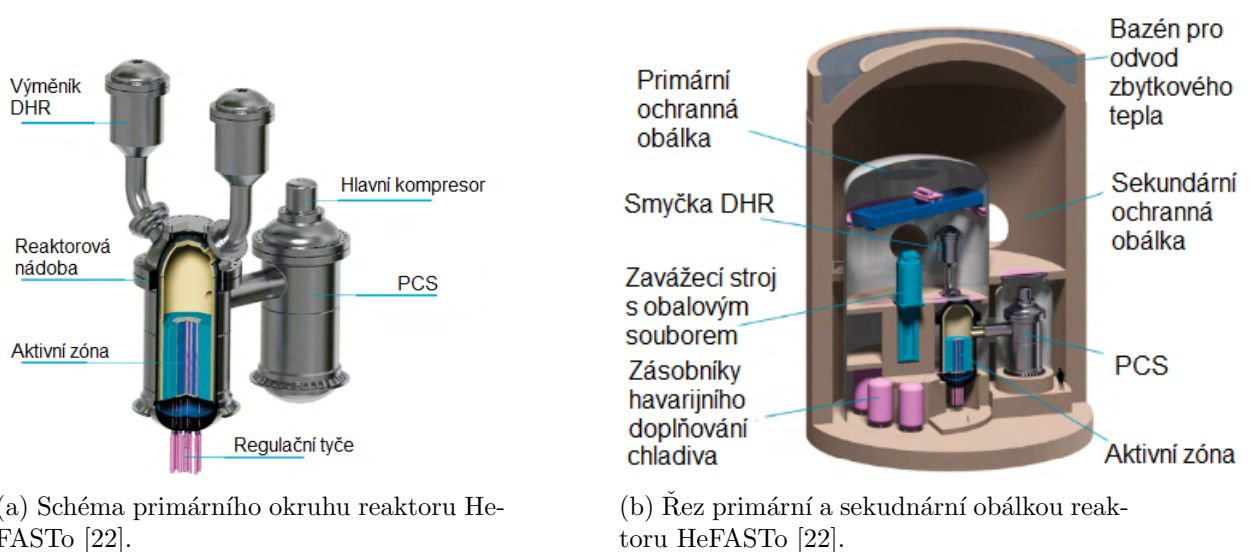
Český návrh pokročilého malého modulárního reaktoru typu GFR HeFASTo je od roku 2021 vyvíjen společností ÚJV Řež, a. s.. Tento projekt je součástí širšího výzkumného programu, který se státní i evropskou podporou v ČR probíhá již přes deset let [22], a mimo HeFASTo dále zahrnuje i vývoj dalšího reaktoru typu GFR, kterým je reaktor ALLEGRO [23].

Konstrukční provedení primárního okruhu je podobné oběma výše popsaným referenčním reaktorům vyvíjených v rámci společenství GIF. Podobně jako v případě

původního 600 MWt referenčního reaktoru jsou hlavní části primárního okruhu uloženy ve dvou vertikálních tlakových nádobách propojených koaxiálním potrubím. Místo systému PCU ale primární okruh obsahuje systém PCS, stejně jako primární okruh reaktoru GFR 2400. Schématicky je toto uspořádání uvedeno na Obr.1.4a [22]. Tepelná energie je tak z primárního okruhu odváděna do sekundárního okruhu, jehož pracovní látka je stejná jako v případě reaktoru GFR 2400. Provozní parametry primárního chladiva jsou uvedeny v Tab.1.1. Tento přístup umožňuje použít reaktor za jiným účelem než je výroba elektrické energie (například jako zdroj vysokopotenciálního tepla) bez nutnosti změny konstrukčního provedení primárního okruhu. V závislosti na využití reaktoru lze sekundární okruh modularizovat a v případě potřeby jednotlivé moduly kombinovat [22].

S reaktorem GFR 2400 sdílí HeFASTo další společné znaky. Reaktor i tlaková nádoba PCS jsou uzavřeny v primárních obálkách projektovaných na přetlak 1 MPa, ze kterých vystupují pouze spojovací koaxiální potrubí a potrubí sekundárního okruhu a sekundárních okruhů smyček systému DHR. Na primární obálku dále navazuje sekundární obálka kontejneru obsahující tepelné jímky systému DHR [22]. Řez oběma obálkami zobrazující jadernou část reaktoru HeFASTo je uveden na Obr.1.4b.

Regulační tyče reaktoru HeFASTo jsou zaváděny zespodu tlakové nádoby, podobně jako v případě reaktoru GFR 2400. Volný prostor, který tímto konstrukčním řešením vzniká, umožňuje implementovat specifický způsob výměny paliva po ukončení palivové kampaně. Místo jednotlivých palivových kazet je vyjmuta a vyměněna celá aktivní zóna reaktoru včetně regulačních kazet, k čemuž slouží speciální zavážecí stroj. Po výměně je aktivní zóna umístěna do speciálního skladovacího/přepraveného kontejneru, který ji drží vcelku a umožňuje její dochlazování v prostorech kontejneru než bude možný její transport mimo prostory elektrárny. Tímto způsobem lze docílit toho, že pokud bude výměnu provádět externí organizace, provozovatel nebude mít přístup k vyhořelému jadernému palivu, čímž se snižuje riziko jeho možného zneužití [22].



(a) Schéma primárního okruhu reaktoru HeFASTo [22].

(b) Řez primární a sekundární obálkou reaktoru HeFASTo [22].

Obr. 1.4: Schémata primárního okruhu a jaderné části reaktoru HeFASTo [22].

Dalším společným znakem primárních okruhů obou reaktorů je smyčka DHR, která je v případě reaktoru HeFASTo konstruovaná s dvojnásobnou redundancí [24]. Systém DHR je v případě reaktoru HeFASTo vysoce modularizovaný, což usnadňuje údržbu a zjednodušuje případnou výměnu [22]. Smyčka DHR zajišťuje plně pasivní odvod tepla přirozenou konvekcí. Tepelné výměníky tohoto systému jsou proto umístěny ve výšce téměř 12 m nad úrovní aktivní zóny. Okamžitou aktivaci systému v případě výpadku hlavního cirkulačního dmyhadla zajišťuje prekondiční zařízení řízené tlakovým rozdílem vytvářeným hlavním cirkulačním dmyhadlem umožňující malé části (1 % nominálního hmotnostního toku) primárního chladiva proudit systémem DHR během normálního provozu [24]. Umístění smyček DHR v primárním okruhu je vyznačeno na Obr.1.4a.

Dva pasivní bezpečnostní systémy společné jak reaktoru GFR 2400, tak reaktoru HeFASTo (primární obálka a systém DHR) jsou, v případě reaktoru HeFASTo, doplněny navíc systémem havarijního doplňování chladiva ECCS (z anglického Emergency Core Cooling System). Tento systém se skládá ze dvou částí, vysokotlaké a nízkotlaké, každé tvořené dvěma nezávislými tanky o objemu 50 m<sup>3</sup> obsahujících He (vysokotlaká část) nebo N<sub>2</sub> (nízkotlaká část). V případě poklesu tlaku v primárním okruhu pod předem definovanou úroveň, například jako následek havárie LOCA, dojde nejdříve ve vysokotlaké, a následně v nízkotlaké části k porušení průtržné membrány oddělující systém ECCS od primárního okruhu a uvolnění plynného obsahu do primárního okruhu. Kromě průtržné membrány je ECCS od primárního okruhu oddělen mechanickým ventilem, který je ale během provozu vždy otevřený [24].

Návrh reaktoru HeFASTo se vyznačuje pokročilým stupněm modularizace a důrazem na pasivní bezpečnostní systémy a ochranu před proliferací. Jeho účelem je primárně doplňovat již provozované energetické reaktory a umožnit uzavření jejich palivového cyklu, poskytovat vysokopotenciální teplo pro průmysl nebo vyrábět energii potřebnou pro výrobu vodíku [22]. Designová a licenční fáze tohoto návrhu by měla být ukončena v roce 2040 [23].

## Reaktor Allegro

Pro úspěšné zavedení reaktorů GFR do komerčního provozu v horizontu blízké budoucnosti je nutné demonstrovat konstrukční a technologickou proveditelnost tohoto konceptu. Spuštění takového experimentálního zařízení je zároveň nutné pro další vývoj v oblasti žáruvzdorných paliv a materiálů a systémů odvodu zbytkového tepla pro technologii GFR [18]. Pro tyto účely probíhá od roku 2010 vývoj 75 MWt reaktoru ALLEGRO, který vychází z návrhu 50 MWt reaktoru EDTR francouzské výzkumné organizace CEA. Od roku 2013 je vývoj řízen výzkumným společenstvím zemí V4, V4G4 CoE, které s CEA spolupracují [25].

Demonstrační reaktor ALLEGRO je projektován jako reaktor nulového elektrického výkonu. Tepelná energie je z primárního okruhu odváděna do sekundárního okruhu s vodou jako pracovní látkou a nakonec disipována do okolního prostředí v suchých chladicích věžích [26]. Normální provoz by měl probíhat při parametrech chladiva uvedených v Tab.1.1 [25]. Pro experimentální účely, zejména pro vývoj a výzkum materiálů žáruvzdorných paliv, bude zároveň na vybraných, tepelně izolovaných pozicích teplota navýšena snížením objemového toku primárního chladiva, tak aby se jeho výstupní teplota pohybovala v rozmezí 800-850 °C [26]. Za účelem

získání konstrukčních a provozních zkušeností s technologií využívající He jako chladivo a pro verifikaci jejích základních bezpečnostních charakteristik byl v roce 2020 v CVŘ Řež zkonstruován a spuštěn mock-up S-ALLEGRO. [25]. Jde o zmenšený funkční model primárního a sekundárního okruhu, ve kterém jsou zdrojem tepelného výkonu elektrické ohříváky o celkovém výkonu 1 MWt.

Tab. 1.1: Provozní parametry primárního chladiva, reaktorů EM<sup>2</sup> [19], FMR [20], HeFASTo [22] a ALLEGRO [26].

	Výstupní tlak [MPa]	Vstupní teplota (AZ) [ °C]	Výstupní teplota (AZ) [ °C]
EM <sup>2</sup>	13,3	550	850
FMR	7,0	509	800
HeFASTo	7,5	450	900
ALLEGRO	7,0	260	516

## 1.5. Konstrukční provedení paliva GFR

Konstrukční provedení, materiálové složení a pevnostní návrh palivových článků jsou ovlivněny termohydraulickým a neutronickým návrhem aktivní zóny daného reaktoru. Charakteristické znaky neutronického návrhu promítající se do konstrukce palivových článků GFR jsou zejména štěpení rychlými neutrony a nutnost udržet vysoké hodnoty hustoty toku neutronů, což vyžaduje palivo s co nejvyšší možnou atomovou hustotou štěpných a štěpitelných izotopů a konstrukční materiály s vysokou tolerancí radiačního poškození. Další oblastí zájmu při volbě vhodných konstrukčních materiálů, která je společná neutronickým návrhům všech jaderných reaktorů, je co nejnižší účinný průřez pro absorpci neutronů. Termohydraulický návrh aktivní zóny je ovlivněn několika faktory. Z důvodu nízké hustoty helia je potřeba aktivní zónu projektovat na značný objemový tok chladiva [27]. Pro usnadnění pasivního dochlazování aktivní zóny a snížení potřebného výkonu cirkulačních dmychadel musí být tlakové ztráty chladiva v aktivní zóně co nejmenší [1]. S vysokou hustotou výkonu a vysokou výstupní teplotou chladiva se dále pojí vysoké teploty konstrukčních materiálů aktivní zóny a palivových článků [7].

Na palivo a palivový článek jsou navíc dále kladeny následující koncepční požadavky:

- palivo by mělo být schopno pojmout 15-20 hm. % Pu [27] a určité procento minoritních aktinoidů v rozmezí 0,7-5 hm. % [16], [27].
- použité palivo by mělo být možné přepracovat tak, aby byl obsažený těžký kov s minimálními ztrátami recyklován. Při přepracování by přidávaným materiálem byl pouze štěpitelný materiál [7] popřípadě minoritní aktinoidy získané přepracováním paliva jiných typů reaktorů [27].
- palivový článek by měl zůstat hermetický vůči úniku štěpných produktů jak za běžných provozních podmínek [27], tak během havarijních stavů, spojených s prudkým nárůstem teploty až nad 1600 °C [2].
- mělo by být možné dosáhnout dostatečného vyhoření paliva pohybující se v rozmezí 5 %-10 % FIMA (z anglického Fission per Initial Metal Atom - jednotka vyhoření paliva označující podíl štěpení vztážený na počáteční počet



atomů štěpných a štěpitelných izotopů, přepočít na další používanou jednotku vyhoření MWd/tM je roven 1% FIMA = 9500 MWd/tM) [27].

Pro reaktory GFR bylo uvažováno několik geometrií palivových článků, konkrétně desková, proutková a prizmová [2]. Deskový palivový článek je tvořen palivovými tabletami umístěnými v dutém deskovém pokrytí. V případě proutkového palivového článku jde o duté válcové proutky obsahující válcové palivové tablety oddělené od pokrytí mezerou vyplněnou vhodným materiálem. Prizmatický palivový článek se skládá z matrice z vhodného materiálu, ve které jsou rozptýleny drobné palivové částice, které mají tvar kuličky o velmi malém průměru (300-800  $\mu\text{m}$ ). Palivo je umístěno ve středu kuličky a je opláštěno několika vrstvami pokrytí [3]. Tato geometrie byla uvažována v návaznosti na paliva reaktorů HTR. Od dalšího vývoje prizmatického palivového článku bylo upuštěno zejména z důvodu nízké atomové hustoty štěpných a štěpitelných izotopů a rychlé degradaci materiálů pokrytí (pyrolitického uhlíku) při vystavení toku rychlých neutronů [27].

Z možných použitelných paliv výše uvedeným požadavkům nejlépe odpovídá směsné karbidické (směs UC a PuC) a směsné nitridické palivo označované souhrně (U,Pu)C a (U,Pu)N. Ve srovnání s další možnou alternativou, palivem MOX, které je v současnosti používáno v reaktorech typu LMFBR, se tato paliva vyznačují vyššími atomovými hustotami U a Pu a větším součinitelem tepelné vodivosti. Vysokých hodnot dosahují i teploty tání obou sloučenin, které se, v závislosti na stechiometrickém složení, pohybují v rozmezí 2000-3000 K.

Použitelnost nitridického paliva je ale omezena několika problémy. První představuje reakce  $^{14}\text{N}(n,p)^{14}\text{C}$ , která zhoršuje jeho množivý potenciál [28] a ztěžuje proces přepracování [27]. Možným řešením tohoto problému je zvýšení podílu izotopu  $^{15}\text{N}$  z přírodních 0,5 % na aspoň 50 %, což s sebou ale nese výrazně vyšší výrobní náklady [28]. Z hlediska přepracování nitridického paliva je jeho další problematickou vlastností samozápalnost [27]. Z provozního hlediska je problémem termická stabilita nitridického paliva, která je výrazně závislá na parciálním tlaku dusíku v systému, který ovlivňuje teplotu tání nebo míru disociace UN na plynný dusík a kovový uran [29]. Za vysokých teplot, které jsou typické pro výrobní proces (sintrování  $\sim 2100$  °C) nebo pro havarijní stavy se z UN preferenčně odpařuje dusík, čímž jeho parciální tlak v systému roste. Po dosažení dostatečného tlaku za dané teploty poté dochází k disociaci UN. Uvolňující se U je za těchto podmínek tekutý a může se dále odpařovat nebo přecházet do chladnějších oblastí paliva a díky své vysoké reaktivitě snadno reagovat s materiálem pokrytí. Tyto procesy ztěžují výrobu paliva [30] a zhoršují jeho bezpečnostní charakteristiky [29]. Pro použití v reaktorech GFR bylo tedy vybráno karbidické palivo (U,Pu)C.

Pokrytí paliva tvoří druhou bariéru proti pronikání vznikajících štěpných produktů mimo aktivní zónu. Materiál pokrytí karbidického paliva musí odpovídat výše uvedeným požadavkům, z nichž je důležitá zejména vysoká teplota tání [2]. Dalším limitujícím faktorem jsou vlastnosti karbidického paliva ovlivňující chemickou a mechanickou interakci s materiálem pokrytí. Během provozu dochází v jaderném palivu vlivem hromadění vznikajících štěpných produktů k nárůstu objemu palivových tablet (takzvanému swellingu). Swelling palivové tablety přispívá ke zformování dotyku tablety a pokrytí a následnému mechanickému namáhání pokrytí. Tento jev je u karbidického paliva, ve srovnání například s palivem MOX, intenzivnější, což je do značné míry ovlivněno jeho kompaktní krystalickou strukturou [28]. Chemická interakce probíhá na rozhraní mezi palivem a pokrytím poté, co dojde k jejich dotyku [29].

Míra chemické interakce karbidického paliva a pokrytí je ovlivněna mimo jiné obsahem uhlíku v palivu. Podle velikosti poměru mezi počtem atomů uhlíku vázaných na atomech U a Pu a celkovým počtem atomů U a Pu, který je označován jako C/M, lze rozlišit nadstechiometrické ( $C/M > 1$ ) a podstechiometrické ( $C/M < 1$ ) palivo. Stechiometrie karbidického paliva se s rostoucím vyhořením v závislosti na poměru U a Pu nemění nebo mírně snižuje. Snižování stechiometrie je způsobeno vyšší afinitou uhlíku vůči některým vznikajícím štěpným produktům, například alkalickým kovům. Uhlík se s těmito prvky preferenčně slučuje, čímž dochází k uvolňování atomů U a Pu, které mohou za vhodných podmínek formovat eutektickou směs [28].

Jak nadstechiometrie, tak podstechiometrie paliva má vliv na vznik nežádoucí chemické interakce mezi palivem a pokrytím. Nadstechiometrie paliva podporuje nahličování pokrytí, což je jev, při kterém se v pokrytí absorbuje v palivu se uvolňující uhlík, což ovlivňuje termomechanické vlastnosti pokrytí [28]. Tento jev je problematický zejména u ocelových pokrytí, které vlivem nahličování křehnou. Podstechiometrie zvyšuje míru swellingu paliva. Dále může v podstechiometrickém palivu, při kontaktu s ocelovým pokrytím, docházet ke vzniku eutektické směsi oceli a těžkého kovu, což může vést k výraznému poškození palivového pokrytí [29].

Nerezová austenická ocel je široce používaným materiálem pokrytí paliva reaktorů typu LMFBR. Nízké teploty tání (oproti požadovaným provozním a bezpečnostním limitům) v kombinaci s výše uvedenými problémy ale znemožňují použití této oceli a i žáruvzdorných ocelových slitin jako pokrytí paliva reaktorů GFR [2]. Možnými alternativami jsou slitiny žáruvzdorných kovů a žáruvzdorné keramické materiály. Mezi žáruvzdorné kovy patří například W, Ta, Mo nebo Nb, které se ale vyznačují vyššími účinnými průřezy pro absorpci v oblasti rezonančních energií, což omezuje jejich použitelnost. Další překážkou je paradoxně jejich vysoká teplota tání, která ztěžuje výrobu slitin obsahující tyto kovy.

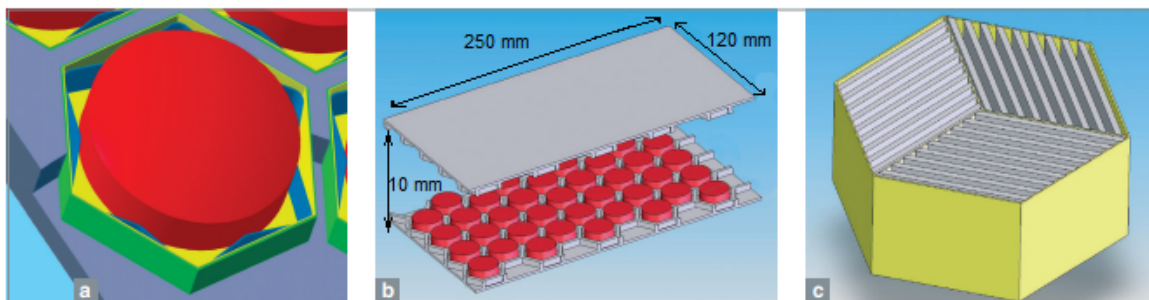
Ze žáruvzdorných keramických materiálů byly zvažovány karbid křemíku SiC a karbidy a nitridy zirkonu a titanu ZrC/ZrN, TiN/TiC [27]. Z těchto sloučenin kladeným požadavkům nejlépe odpovídá SiC, který se vyznačuje vysokou hodnotou součinitele tepelné vodivosti, vysokou teplotou tání, odolností vůči teplotním šokům a radiačnímu poškození [28].

Na druhou stranu je použití monolitického SiC jako pokrytí omezeno jeho některými mechanickými vlastnostmi, jako jsou nízká lomová houževnatost, křehkost a citlivost na přítomnost mikroporuch [28]. Místo monolitického SiC je tak pro výrobu pokrytí uvažován houževnatější kompozit SiC/SiCf tvořeným souvislými vlákny  $\beta$ -SiC formujících kostru pokrytí, která je vyplněna SiC maticí. Vlákna je možné dělit do tří vývojových generací, které se liší zejména množstvím obsažených nečistot, z nichž je nejvýznamnější O<sub>2</sub>. Množství nečistot je přímo ovlivněno postupem výroby a má vliv na termomechanické vlastnosti vláken a jejich odolnost vůči radiačnímu poškození. Tyto vlastnosti jsou dále ovlivněny tloušťkou nebo tvarem průřezu vláken. V současné době jsou pro použití v SiC/SiCf pokrytí uvažována vlákna třetí generace, mezi které patří například Tyranno SA3 nebo Hi-Nicalon Type S [28] vyznačující se téměř stechiometrickým složením (poměr Si/C blízký 1) s nízkým obsahem O<sub>2</sub>. Mezi vlákny a maticí se nachází tenká vrstva přechodového materiálu. Jde o vrstvy pyrolitického uhlíku PyC nebo nitridu boritého BN, které mohou být proloženy vrstvou SiC. Z těchto dvou možností je preferovaným materiálem PyC, protože v BN při vystavení neutronickému toku kvůli přítomnosti izotopu <sup>10</sup>B dochází k nežádoucí reakci <sup>10</sup>B(n,α)<sup>7</sup>Li. Použité BN by tak muselo obsaho-

vat pouze izotop  $^{11}\text{B}$  [31]. Přechodová vrstva slouží k dalšímu zpevnění materiálu a redukci výskytu a šíření hlubokých prasklin. Kompozit SiC/SiCf je nejčastěji připravován pomocí metody CVI (z anglického Chemical Vapour Infiltration), která je založená na reakci plynných reaktantů na zahřátém povrchu kostry pokrytí, při které dochází k usazování SiC [28]. Výhodami použití této metody jsou nízká koncentrace nečistot ve struktuře kompozitu, minimální poškození vláken kostry a malé odchylky od výsledného požadovaného tvaru produktu. Nevýhodou této metody je značná pórovitost takto vyrobených kompozitů, což zhoršuje mechanickou odolnost materiálu a snižuje jeho součinitel přestupu tepla a hermetičnost. Vzhledem k tomu, že pórovitost výsledného produktu je závislá na teplotě a tlaku plynných reaktantů, lze jí tak snížit vhodnou optimalizací těchto parametrů [32]. Pro další zvýšení hermetičnosti palivových článků je možné navíc na vnitřní a vnější povrch pokrytí nanést tenkou vrstvu žáruvzdorného kovu nebo SiC [27].

### 1.5.1. Deskové palivo

Použití deskového paliva bylo uvažováno jak pro původní referenční 600 MWt reaktor [11], tak pro současný referenční reaktor GFR 2400 [13]. Palivový článek se skládá ze dvou desek pokrytí mezi kterými je umístěna pravidelná šestiúhelníková mřížka připomínající včelí plástev rozdělující prostor do izolovaných buněk. Ve středu každé buňky je umístěna palivová tableta [27]. Neprodyšnost vůči úniku plynných štěpných produktů mimo buňku je zajištěna vložkou ze žáruvzdorné kovové slitiny wolframu a rhenia W-14Re (86 hm. % W, 14 hm. % Re) o tloušťce 50  $\mu\text{m}$  [33]. Schématicky je konstrukční provedení palivového článku zobrazeno na Obr.1.5. Umístění tablety v buňce je uvedeno na Obr.1.5a. Na Obr.1.5b je pak ukázána vnitřní struktura palivové desky. Jak desky pokrytí, tak mřížka jsou vyrobeny ze SiC. Rozměry palivové desky mají horní limity stanoveny jako tloušťka: 10 mm, výška: 120 mm a šířka: 250 mm, což je naznačeno na 1.5b. Konkrétní rozměry se



Obr. 1.5: Detail palivového článku deskového paliva GFR - (a) Umístění tablety v buňce, (b) Umístění šestiúhelníkové mřížky mezi deskami pokrytí, (c) Palivové desky naskládáné v palivovém souboru [27].

liší v závislosti na reaktoru, pro který je palivový článek navržen [11],[33]. Palivové desky jsou v aktivní zóně umístěny v palivovém souboru ve tvaru pravidelného šestibokého hranolu, ve kterém jsou uloženy ve třech směrech, které jsou vůči sobě

pootočené o  $120^\circ$ . Schéma tohoto uspořádání je uvedeno na Obr.1.5c [27].

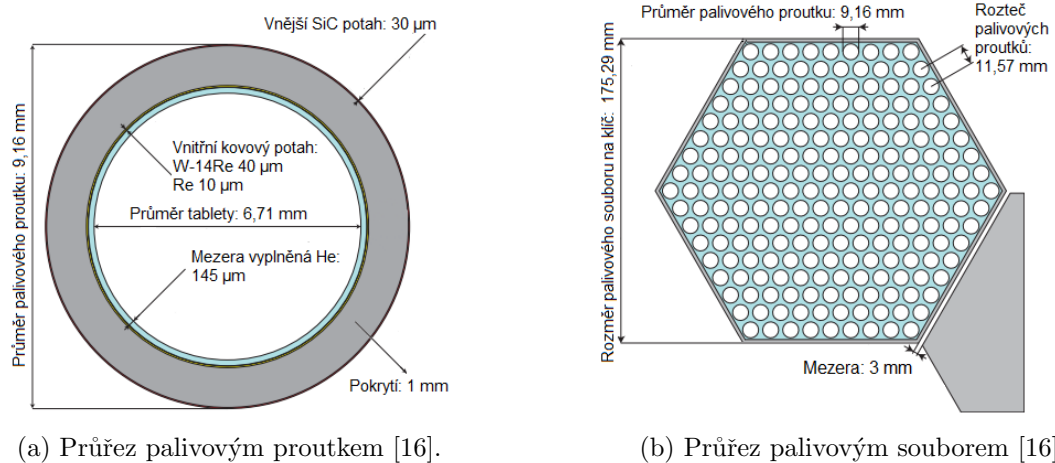
Tento koncept nabízí několik výhod. Zaprvé, vysoká teplosměnná plocha mezi pokrytím a chladičem a celkový nízký tepelný odpor umožňuje efektivní odvod vznikajícího tepla. Dále, volný prostor mezi stěnami mřížky a palivovou tabletou potlačuje růst tlaku plynné výplně v jednotlivých buňkách vlivem uvolňování plynných štěpných produktů, které během provozu vznikají v palivových tabletách. A konečně, snižuje kontaktní tlak mezi keramickými deskami pokrytí a palivovými tabletami, což zpomaluje akumulaci mechanického napětí [27].

## 1.5.2. Proutkové palivo

V současné době je proutkové palivo nejrozšířenější používané konstrukční provedení paliva jaderných reaktorů. Použití tohoto typu paliva bylo také uvažováno pro reaktor GFR 2400 a je uvažováno pro všechny v současnosti vyvíjené návrhy reaktorů typu GFR.

### Palivový proutek a palivový soubor reaktoru GFR 2400

Konstrukční provedení válcového palivového proutku je podobné proutkům používaným v tlakovodních nebo varných reaktorech. Má průměr 9,16 mm a je tvořen pokrytím a palivovou tabletou, které odděluje mezera vyplněná heliem. Pokrytí o tloušťce 1 mm je vyrobeno z kompozitu SiC-SiCf a je z vnitřní i z vnější strany potaženo tenkou vrstvou materiálu pro omezení difúze plynných štěpných produktů do chladiče. Vnitřní vrstva pokrytí je potažena vrstvami žáruvzdorných kovů nebo jejich slitin (takzvanými linery). V případě tohoto pokrytí jsou nanášeny dvě různé vrstvy - vrstva slitiny W-14Re o tloušťce  $40\ \mu\text{m}$ , na kterou navazuje vrstva čistého rhenia o tloušťce  $10\ \mu\text{m}$ . Z vnější strany je pokrytí potaženo vrstvou SiC o tloušťce  $30\ \mu\text{m}$ . Mezera mezi tabletou a pokrytím je  $145\ \mu\text{m}$  široká. Počáteční tlak heliové výplně v palivovém proutku je roven 1 MPa. Samotná válcová tableta má průměr 6,71 mm,



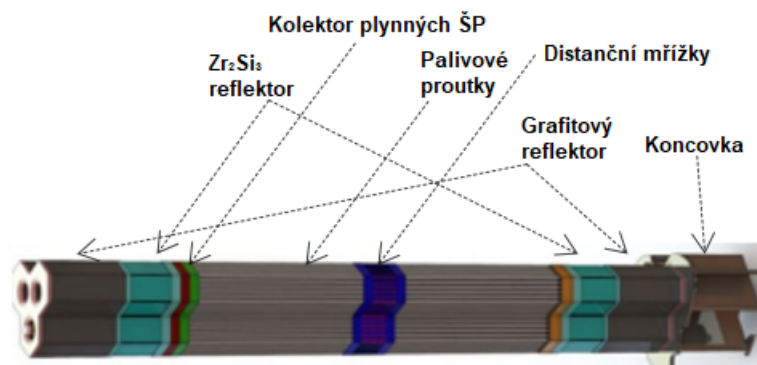
Obr. 1.6: Průřez palivovým proutkem a souborem reaktoru GFR 2400 [16].

a podobně jako v případě palivových tablet používaných v tlakovodních reaktorech má na spodní a vrchní podstavě konvexní vyhloubení. Průřez palivovým proutkem je uveden na Obr.1.6a. Aktivní výška proutku je 1,65 m. Zakončen je vrchním (0,85 m) a spodním plénem (0,5 m), které slouží ke zadržování plynných štěpných produktů. Vnitřní délka proutku (bez koncovek) je tedy celkem 3 m. [16]. Standardní součástí palivových proutku je pružina udržující palivový sloupec ve správné poloze.

Palivový soubor má tvar pravidelného šestibokého hranolu a obsahuje celkem 217 palivových proutků. Přesná vzdálenost palivových proutků je udržována distančními mřížkami tak, aby rozteč jednotlivých proutků měla velikost 11,57 mm. Palivový soubor je obalen povlakem o tloušťce 2 mm, který je, stejně jako distanční mřížky, vyroben z SiC. Rozměr palivového souboru na klíč, včetně povlaku, je roven 175,29 mm. Po zasazení do aktivní zóny jsou jednotlivé palivové soubory oddělené 3 mm širokými mezerami [16]. Průřez palivovým souborem je uveden na Obr.1.6b.

## Palivový proutek a palivový soubor reaktoru EM<sup>2</sup>

Palivový proutek reaktoru EM<sup>2</sup> se značně liší od doposud popsaného konstrukčního provedení, a to zejména návrhem palivové tablety. Proutek se skládá z válcového pokrytí z kompozitu SiC-SiCf o tloušťce 0,95 mm a válcových tablet z UC o vnějším průměru 19 mm s centrálním válcovým otvorem o průměru 5 mm. Tableta a pokrytí jsou odděleny mezerou vyplněnou He. Celkový průměr proutku je roven 21 mm [34]. Palivové jsou vyráběné sintrováním sférických částic UC o průměru ~ 200 μm, čímž je dosaženo značné pórovitosti ~ 25 % [34]. Vysoká pórovitost má, společně s centrálním otvorem v tabletě, umožnit co největší uvolňování plynných štěpných produktů z matrice tablety za účelem co největšího zpomalení jejího swellingu během velmi dlouhé palivové kampaně [19]. Obohacení paliva se liší podle pozice v aktivní zóně. Nejvíce obohacené palivové tablety obsahují 14,5 hm.% <sup>235</sup>U, palivo je tak klasifikováno jako HALEU (z anglického High-Assay Enriched Uranium) [19]. Další rozměry palivového proutku umožňující podrobnější popis nejsou v dostupné literatuře k dispozici.



Obr. 1.7: Svazek palivových souborů reaktoru EM<sup>2</sup> [19].

Palivový soubor ve tvaru pravidelného šestibokého hranolu obsahuje 91 palivových proutků. Základní stavební jednotkou aktivní zóny je svazek palivových souborů, který obahuje celkem tři soubory. Aktivní zóna se skládá celkem z 27 svazků spolu se 4 volnými palivovými soubory [34]. Každý palivový soubor obsahuje

ventilační otvor, který je připojený na sběrný systém FPVS přímo nebo pomocí společného kolektoru svazku palivových souborů. Každý svazek je seshora a zespoda obložen reflektorovými bloky. Na spodní reflektorový blok je připevněna koncovka pro usazení na nosnou desku aktivní zóny. Schématicky je konstrukční provedení svazku palivových souborů uvedeno na Obr.1.7 [19]. Konkrétní rozměry palivového souboru nejsou v [19] uvedeny.

### Palivový proutek a palivový soubor reaktoru FMR

Palivový proutek reaktoru FMR se skládá z pokrytí z kompozitu SiC-SiCf s vnější vrstvou z monolitického SiC (*mSiC*), palivových tablet z  $\text{UO}_2$  [21] a mezery o šířce až 200  $\mu\text{m}$  vyplněné He [35]. Obohacení paliva je rovno 19,75 hm.%, a lze ho tak klasifikovat jako HALEU [35]. Pod sloupcem palivových tablet je uvnitř palivového proutku umístěn dvourstvý sloupcový axiální reflektor tvořený stejnými materiály jako reflektor  $\text{EM}^2$ , tedy silicidem zirkonu  $\text{Zr}_3\text{Si}_2$  a grafitem. Aktivní výška proutku je 1,8 m. Nad palivovým sloupcem, respektive pod axiálním reflektorem se nachází vrchní, respektive spodní plénium. Pléna slouží k zadržování plynných štěpných produktů, přičemž jejich objem je přizpůsoben dlouhému palivovému cyklu, který dosahuje téměř 40 let. Spodní plénium je objemnější než horní plénium, což má zaručit, že teplota větší části plynné výplně proutku bude podobná vstupní teplotě chladiwa. S klesající teplotou roste hustota plynné výplně, což znamená, že se většina uvolňujícího se plynu bude zdržovat v dolním plénu, což zpomalí nárůst tlaku plynné výplně proutku. Proutek je zakončen koncovkami vyrobenými z *mSiC*. V současné době není k dispozici konkrétní popis tohoto palivového proutku obsahující všechny



Obr. 1.8: Schéma palivového proutku reaktoru FMR [21].

jeho konstrukční prvky a jejich rozměry. K dispozici je pouze jednoduché schéma uvedené na Obr.1.8 poskytující základní informace [21].

Palivový soubor má tvar pravidelného šestibokého hranolu a obsahuje 120 palivových proutků. Stejně jako v případě palivového proutku není v dostupné literatuře uveden podrobný popis palivového souboru obsahující například rozměry jeho jednotlivých částí. Středem souboru probíhá vodící kanál pro regulační tyč nebo vnitřoreaktorovou instrumentaci. Aktivní zóna obsahuje celkem 144 palivových souborů [35].

### Palivový proutek a palivový soubor reaktoru ALLEGRO

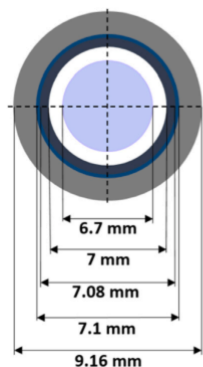
V reaktoru ALLEGRO je plánované použití žáruvzdorného paliva, které je dále používaného pro výpočty v této práci, tedy palivových tablet z (U,Pu)C obalených v pokrytí z kompozitu SiC-SiCf. V současné době ale není vývoj tohoto paliva dokončen [26]. Pro další vývoj a budoucí proces licencování musí být provedeny testy v provozních podmínkách aktivní zóny GFR. Zpočátku bude aktivní zóna zavážena



palivem typu MOX v ocelovém pokrytí. Pokud by byl reaktor ALLEGRO postaven v jedné ze zemí skupiny V4, pak by místo paliva MOX muselo být použito oxidické palivo  $UO_2$  spadající do kategorie HALEU. S tímto palivem by byl reaktor provozován na parametrech primárního chladiva uvedených v Tab.1.1. Po přechodu k žáruvzdornému palivu pak bude možné reaktor provozovat při vyšší vstupní a výstupní teplotě chladiva z aktivní zóny blízké reaktoru GFR 2400. [26]

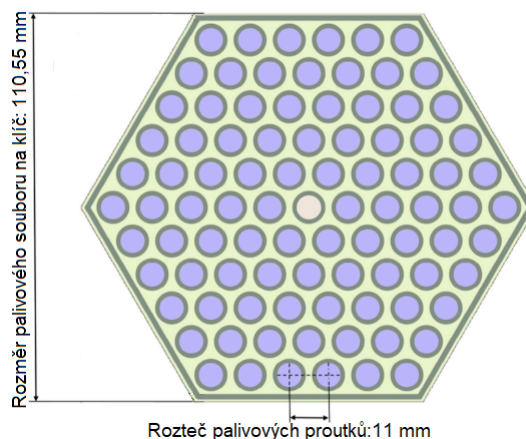
Návrh žáruvzdorného palivového proutku reaktoru ALLEGRO je podobné návrhu palivového proutku reaktoru GFR 2400. Proutek o vnějším průměru 9,16 mm je tvořen pokrytím z kompozitu SiC-SiCf a palivovou tabletou z  $(U_{0,8},Pu_{0,2})C$  o průměru 6,7 mm. Pokrytí a tablety jsou odděleny mezerou vyplněnou He o tloušťce 150  $\mu m$ . Na vnitřní povrch pokrytí jsou nanášeny dvě kovové vrstvy (linery) - vrstva slitiny W-14Re o tloušťce 40  $\mu m$  a vrstva čistého rhenia o tloušťce 10  $\mu m$ . Samotné pokrytí má tloušťku 1,03 mm. Řez palivovým proutkem je uveden na Obr.1.9a [36].

Palivový soubor tvaru pravidelného šestibokého hranolu obsahuje 90 palivových proutků. Ve středu palivového proutku se nachází vodící kanál pro vnitroreaktorovou instrumentaci. Rozteč jednotlivých palivových proutků je rovna 11 mm. Povlak palivového souboru je vyroben z oceli 15-15Ti. Rozměr palivového souboru na klíč je roven 110,55 mm. Řez palivovým souborem je uveden na Obr.1.9b. Celkem aktivní zóna obsahuje 87 palivových souborů [36].



	SiC
	Re
	W14Re
	He
	$(U,Pu)C$

(a) Řez palivovým proutkem reaktoru ALLEGRO [36].



(b) Průřez palivovým souborem reaktoru ALLEGRO [36].

Obr. 1.9: Řezy palivovým proutkem a souborem reaktoru ALLEGRO [36].

## 2. Vyhořívání proutkového karbidického paliva

V palivu a pokrytí jaderného paliva probíhají během provozu reaktoru mnohé procesy, které mění jejich vnitřní strukturu a chemické složení a s tím související termomechanické a materiálové vlastnosti. Vlivem vysokých teplot, značných teplotních gradientů, působícího mechanického napětí a interakcí materiálu s ionizujícím zářením, dochází v tabletě a pokrytí k namáhání, deformaci a akumulaci poškození, což může v dlouhodobém měřítku způsobit porušení pokrytí. Tyto procesy tedy přímo ovlivňují životnost palivového článku a možné dosažitelné vyhoření paliva. V rámci této kapitoly budou některé z těchto procesů popsány nejdříve obecně a dále ve vztahu ke kompozitu SiC/SiCf a palivu (U,Pu)C, které tvoří proutkové palivo dále uvažované při výpočtech provedených v této práci.

### 2.1. Objemové a tvarové změny palivového proutku

Objemové a tvarové změny palivového proutku jsou během provozu na výkonu způsobovány současným působením mechanického napětí a neutronového záření. K celkové deformaci přispívají různé jevy, například creep nebo swelling, které způsobují trvalou objemovou a tvarovou deformaci palivového proutku. Pro správné vyhodnocení vyhořívání jaderného paliva je potřeba tyto procesy a jejich mechanismy uvést a popsat.

#### 2.1.1. Deformace a creep paliva a pokrytí

Během provozu reaktoru vznikají v palivovém proutku napěťová pole způsobující jeho namáhání a deformaci. Zdroji mechanického napětí jsou různé objemové změny částí tablety a pokrytí způsobené teplotní roztažností, různá míra teplotní roztažnosti v důsledku vzniku nehomogenního teplotního pole uvnitř palivového proutku, mechanická interakce tablety a pokrytí, vnější tlaková síla, kterou působí chladiivo za provozu na proutek nebo nárůst tlakové síly, kterou působí plynná výplň proutku na pokrytí vlivem vlastní teplotní roztažnosti a vzniku a uvolňování plynných štěpných produktů [27]. Působící napětí způsobuje deformaci dvojího typu - elastickou, jejíž následky jsou po ukončení působení napětí vratné, a plastickou, která způsobuje nevratné změny. Oblast elastické deformace lze popsat pomocí Hookova zákona, podle kterého velikost deformace materiálu závisí přímo úměrně na působícím napětí a nepřímo úměrně na konstantě  $E$  (Youngův modul pružnosti v tahu) při deformaci tahem resp.  $G$  (modul pružnosti ve smyku) při deformaci smykem. Elastická deformace je omezena hraniční hodnotou napětí označovanou jako mez pružnosti. Zvyšování napětí nad určitou hraniční hodnotu vede k lomu, který lze podle houževnatosti materiálu dělit na křehký a houževnatý. Křehké materiály při namáhání podléhají prakticky pouze elastické deformaci, po které, pokud napětí dosáhne mezní hodnoty označované jako mez pevnosti, následuje křehký lom. U houževnatých materiálů navazuje na elastickou deformaci po překonání hraniční hodnoty napětí (takzvané meze kluzu) deformace plastická. Při dalším zvyšování napětí nad mez pevnosti pak

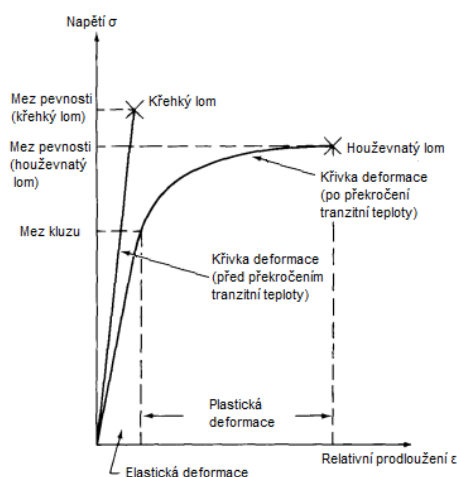


dochází k houževnatému lomu. Zda se materiál chová jako houževnatý nebo křehký je silně závislé na teplotě.

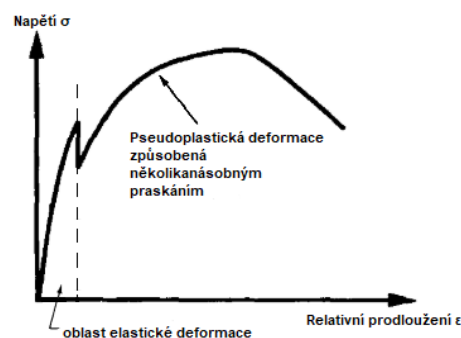
Většina keramických materiálů je křehká. Při dostatečně vysokých teplotách, zpravidla překračujících jednu třetinu teploty tání, se ale i u těchto materiálů, podobně jako v případě materiálů houževnatých, začne po překonání meze kluzu objevovat přechod od elastické k plastické deformaci. Hraniční teplota, při které k tomuto jevu dochází se nazývá tranzitní. Typický průběh závislosti působícího napětí na relativním prodloužení materiálu (deformační křivky) pro křehký materiál před a po překročení tranzitní teploty je uveden na Obr.2.1a [37].

Materiálové vlastnosti některých křehkých materiálů lze zlepšit kompozitováním. V případě vláknenných kompozitů vzniká kompozitní materiál vyztužením křehké matrice kostrou orientovaných kontinuálních vláken. Při zatížení se vlivem adheze mezi maticí a vlákny přenáší určitá část působícího napětí na kostru, takže kompozitní materiál je oproti původní matici mnohem pevnější a tužší [28].

Kompozitní materiály, které jsou schopné plastické deformace, se označují jako pseudohouževnaté (z anglického pseudoductility). Při zatížení pseudohouževnatých vláknových kompozitních materiálů napětím přesahujícím prvotní elastickou deformaci vzniká prasklina šířící se maticí i kostrou. Působícím napětím vlákna ztratí přilnavost k matici (takzvaný debonding), prasknou a uvolní se ze své původní polohy v matici (takzvaný pullout). Tímto způsobem dochází k disipaci energie vnášené působícím mechanickým napětím, rychlost šíření praskliny pak postupně klesá a její výsledná velikost je omezená [38]. Pokud v tuto chvíli napětí působit přestane, je plastická deformace kompozitu minimální. Při dalším zatěžování existující praskliny se zhoršují mechanické vlastnosti materiálu, jmenovitě klesá modul pružnosti  $E$ . Materiál zpravidla může praskat opakovaně, dokud působící napětí nedosáhne jeho meze pevnosti [39]. Několikanásobné praskání má za následek, že průběh deformační křivky pseudohouževnatého materiálu připomíná průběh defor-



(a) Deformační křivky křehkého materiálu před a po překročení tranzitní teploty, kdy se materiál deformuje plasticky [37].



(b) Deformační křivka pseudohouževnatého materiálu [38]

Obr. 2.1: Příklady deformačních křivek křehkých materiálů, respektive kompozitů z nich vyrobených

mační křivky houževnatého materiálu. To lze ověřit srovnáním teoretických průběhů obou křivek, které jsou uvedeny na Obr.2.1a pro houževnatý a Obr.2.1b pro pseudohouževnatý materiál [38]. Uvolnění působícího napětí, které je na Obr.2.1b vyznačené čárkovanou čarou, je spojené se vznikem a šířením první praskliny materiálem [38]. Mezi pseudohouževnaté kompozitní materiály patří také kompozit SiC/SiCf [39].

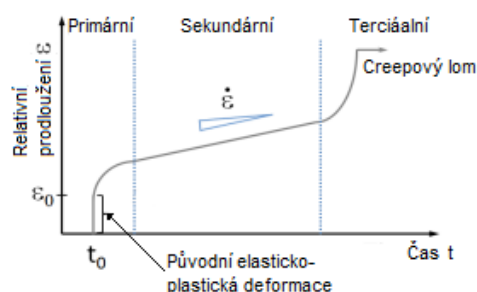
Creep (tečení) je speciálním případem časově závislé plastické deformace, která se projevuje při dlouhodobém zatěžování materiálu, na rozdíl od elastické a plastické deformace, která se objevuje téměř okamžitě po zatížení materiálu. V dlouhodobém měřítku může creep vést k přetržení materiálu, tedy k takzvanému creepovému lomu. Creepová deformace je způsobená pohybem defektů, jako jsou vakance nebo intersticiální atomy (bodové defekty), dislokace (čárové defekty) nebo hranice zrn v krystalické struktuře materiálu. V případě bodových a čárových defektů ke creepu přispívá dále jejich shlukování a anihilace. Tento pohyb, a s ním související jevy, jsou vyvolány trvalým působením vnějšího mechanického napětí v kombinaci se zvýšenou teplotou anebo působením ionizujícího záření, což jsou vlivy zvyšující vnitřní energii systému a s ní související pohyb a koncentraci defektů [40]. Lze tedy rozlišit creep teplotní a radiační [37].

Teplotní creep je způsoben trvalým působením napětí nepřesahujícím mez kluzu [41] za dostatečně vysokých teplot (okolo jedné třetiny teploty tání a výše) [37]. Časové působení teplotního creepu lze ve většině případů rozdělit do tří fází. V krátké primární fázi dochází k výrazné plastické deformaci, jejíž rychlost rychle klesá. Příspěvek této fáze k celkové deformaci způsobené creepem je větší při nižších teplotách. Sekundární (stacionární) fáze se vyznačuje téměř konstantní rychlostí deformace, která se opět výrazně zvýší při přechodu do zpravidla velmi krátké terciální fáze, ve které dochází ke creepovému lomu. Sekundární fáze je z hlediska trvání a celkové deformace materiálu inženýrsky nejvýznamnější. Průběh creepové deformace  $\varepsilon$  včetně vyznačení jednotlivých fází je schematicky uveden na Obr.2.2. Velikost rychlosti deformace  $\dot{\varepsilon}$  lze pro primární a sekundární fázi creepu vyjádřit pomocí Baileyho-Nortonova zákona ve tvaru [41]:

$$\dot{\varepsilon} = A(T)\sigma^n \exp\left(-\frac{E_c}{k_B T}\right) \quad (2.1)$$

kde  $A(T)$  je materiálový parametr obecně závislý na teplotě,  $\sigma$  působící napětí,  $E_c$  aktivační energie creepu,  $n$  označuje exponent creepu,  $k_B$  Boltzmannovu konstantu a  $T$  termodynamickou teplotu materiálu. Aktivační energie odpovídá energii nutné pro další šíření existující dislokace podél skluzové roviny (preferenční rovina, rozdělující krystalickou strukturu podél které probíhá deformace). Pravděpodobnost, že vlivem tepelného pohybu dojde k dodání aktivační energie k dalšímu pohybu je úměrná  $\exp\left(-\frac{E_c}{k_B T}\right)$ . Výrazná závislost této pravděpodobnosti na teplotě je dána zvýšenou pohyblivostí vakancí, intersticiálních atomů a dislokací v materiálu při zvyšující se teplotě. S tím souvisí mechanismy vývoje teplotního creepu v krystalických látkách, které lze dělit na difúzní a dislokační. Během difúzního creepu dochází k migraci vakancí na úrovni zrn tvořících krystalickou strukturu materiálu, která vede k jejich prodloužení. Pokud migrují vakance uvnitř samotného zrna, jde o Nabarro-Herringův creep, pokud k migraci dochází podél hranice zrna, jedná se o Coblův creep. Difúzní creep je výrazný zejména při vyšších teplotách (2.1). Exponent  $n$  ve vztahu (2.1) je pro difúzní creep roven jedné. Dislokační creep probíhá volným

šířením dislokací podél skluzových rovin, přičemž dislokace musí překonávat překážky jako jsou intersticiální atomy nebo jiné dislokace pomocí šplhání (přechod mezi sousedícími skluzovými rovinami), které je doprovázeno pohybem vakancí v materiálu (2.1). K dislokačnímu creepu dochází spíše při nižších teplotách v kombinaci s vyšším napětím a pojí se s ním vyšší exponent  $n$  vystupující ve vztahu (2.1), který je zpravidla větší nebo roven 4 [37]. K teplotnímu creepu může přispívat i vzájemný pohyb zrn podél sdílené hranice označovaný jako GBS (Grain Boundary Sliding), pokluz po hranicích zrn, který je způsobený smykovým napětím. Za dostatečně vysokých teplot (okolo poloviny teploty tání) může GBS při dosažení terciálního creepu vést ke vzniku dutin na místech s vysokou koncentrací napětí nebo na fázových rozhraních. Nukleace (shlukování) dutin, která je GBS také ovlivňována, může dále vést ke creepovému lomu. Zvýšení intragranulárního tření (například vroubkováním) a střední velikosti zrna snižuje citlivost materiálu na GBS. Tento mechanismus významně přispívá k celkové creepové deformaci keramických materiálů [40].



Obr. 2.2: Schema průběhu teplotní creepové deformace v čase [41]

Působení ionizujícího záření, zejména neutronů a těžkých nabitých částic o dostatečné energii, zvyšuje rychlost deformace namáhaného materiálu [42]. Radiační creep se projevuje dvěma způsoby, a to buď zesilováním účinků teplotního creepu, nebo jako zdroj creepu za podmínek, za kterých se teplotní creep téměř neprojevuje [37]. Interakcemi ionizujícího záření s částicemi materiálu vznikají ve velké míře nové vakance a intersticiální atomy, což umožňuje zapojení dalších mechanismů vzniku a šíření creepu, které se uplatňují v závislosti na dosažené koncentraci bodových defektů ve dvou fázích. Před dosažením stabilní koncentrace bodových defektů jde o takzvaný přechodový creep, který je po dosažení stabilní koncentrace následován sekundárním creepem. Hranici přechodového creepu lze vymezit pomocí veličiny dpa (displacements per atom), která vyjadřuje míru radiačního poškození jako průměrný počet přemístění atomu během působení ionizujícího záření [42]. U materiálů na bázi SiC se hranice přechodového creepu pohybuje okolo 1 dpa [43]. Jedním z mechanismů přechodového creepu je například SIPA (Stress Induced Preferential Absorption), napětím vyvolaná preferenční absorpce, při kterém dislokace absorbují větší nebo menší množství bodových poruch v závislosti na orientaci jejího Burgersova vektoru (vektor udávající směr a velikost vychýlení krystalické mřížky v důsledku dislokace) vůči směru působení napětí [42].

Důležitý mechanismus radiačního creepu nekovů je svázán se swellingem (kde jde o takzvaný swelling-creep coupling). Vlivem působení vnějšího napětí dochází k anizotropnímu shlukování vznikajících bodových defektů, které způsobuje swelling a s ním související creep. Úměrnost mezi těmito jevy lze vyjádřit pomocí koeficientu

vazby swellingu a creepu  $D'$  a samotnou rychlost deformace lze určit jako [43]:

$$\dot{\epsilon}_{SC} = D' \sigma \dot{S} \quad (2.2)$$

kde  $\sigma$  označuje působící napětí a  $\dot{S}$  rychlost swellingu [43]. Významný mechanismus sekundárního creepu PAG (Climb and glide due to Preferential Absorption Glide), šplhání a kluz způsobený preferenční absorbcí, souvisí přímo se SIPA. PAG spočívá v elastickém ohybu dislokací mezi dvěma překážkami dokud absorbcí dostatečného počtu intersticiálních atomů nedojde ke šplhání a kluzu, který pokračuje dokud dislokace nenarazí na další překážku. Některé další mechanismy radiačního creepu mohou zpomalovat teplotní creep a vést ke snížení napětí namáhající materiál (k relaxaci materiálu).

Při souběžném působení radiačního a teplotního creepu, například během ozařování palivových proutků v aktivní zóně jaderného reaktoru, je výsledná rychlost deformace dána jako součet příspěvků všech zapojených mechanismů, přičemž se velikost těchto příspěvků během provozu mění [28]. Poškození materiálu vedoucí k jeho selhání způsobené creepem je podobně jako creep časově závislé a může se projevit dvěma způsoby. Akumulace a nukleace dutin vede ke vzniku trhlin a následného creepového lomu. Creep dále podporuje šíření a růst existujících trhlin, které po dosažení kritických rozměrů mohou způsobit přetržení materiálu [40]. V následujících oddílech je popsáno creepové chování kompozitu SiC/SiCf a karbidického paliva (U,Pu)C.

### Teplotní a radiační creep SiC/SiCf

Odolnost kompozitu SiC/SiCf vůči creepu závisí na konkrétním složení, tedy na typu použitých vláken a volbě přechodového materiálu. Důležitým faktorem, majícím vliv na rychlost deformace kompozitu, je jeho vnitřní struktura, která je ovlivněna výrobním postupem. Výrobní postup ovlivňuje přítomnost nečistot v matici a její pórovitost, což jsou veličiny mající vliv na mechanickou a radiační stabilitu kompozitu a výslednou hermetičnost pokrytí. Charakteristiky výrobního postupu jako jsou způsob vinutí a úhel, který vlákna při vinutí svírají, přímo ovlivňují mechanické vlastnosti kompozitu. Kompozity vyrobené pouze pomocí metody CVI jsou odolnější vůči creepu, než kompozity bohaté na Si připravené kombinovanými výrobními postupy. Míra creepové deformace je udávána creepovým chováním vláken kostry. Nejvyšší odolnost vůči creepu vykazují vlákna třetí generace [28].

Celkový teplotní creep kompozitu je kombinací teplotního creepu vláken a materiálu matrice. Rychlosti deformace vláken a matrice jsou obecně různé a jejich vzájemná velikost má vliv na poškození způsobené teplotním creepem. Pokud je rychlost deformace vláken větší než rychlost deformace matrice, dochází převážně ke vzniku a šíření prasklin v matici. V opačném případě se spíše objevuje opakované praskání vláken [44]. S creepem je dále spojena postupná ztráta vzájemné přilnavosti způsobená přenosem zatížení mezi vlákny a maticí, která dále vede ke vzniku volného prostoru v okolí vlákna nebo vzájemnému kluzu mezi vláknem a maticí [28]. Creep SiC/SiCf nemusí probíhat ve třech fázích, které jsou uvedeny na Obr.2.2. Při nízkých napětích se objevuje druhá a třetí fáze, přičemž druhá fáze může být oproti třetí výrazně kratší s výrazně menší celkovou creepovou deformací [44]. Pokud je působící napětí dostatečně velké, dochází zpravidla pouze k první fázi [28]. Deformační rychlost  $\dot{\epsilon}$  lze pro SiC/SiCf určit pomocí vztahu (2.1). Aktivační energie creepu  $E_c$  je funkcí působícího napětí. S rostoucím mechanickým napětím

tato energie klesá. Pro napětí v intervalu 60-90 MPa se  $E_c$  pohybuje v rozmezí 235-1040 kJ·mol<sup>-1</sup> zatímco pro interval 120-180 MPa je  $E_c$  konstatní a rovná 165 kJ·mol<sup>-1</sup>. Exponent creepu  $n$  se pohybuje v rozmezí 5-25 a s rostoucím napětím má tendenci klesat. [40].

Odolnost kompozitu vůči creepu je dále ovlivněna teplotou. Bylo pozorováno, že při teplotách nepřesahujících 1400 °C při působícím napětí 80 MPa se neobjevovalo výrazné creepové poškození a pouze malá deformace o velikosti  $\sim 0,3$  % původní velikosti zatíženého vzorku. Při teplotách přesahujících 1400 °C při stejném zatížení docházelo ale, vlivem ztráty přilnavosti mezi maticí a vlákny, k praskání matrice, což způsobovalo větší zatížení vláken a usnadňovalo jejich další creep. Výsledná deformace se pak pohybovala okolo  $\sim 5$  % [45]. Některá další dostupná experimentální pozorování teplotního creepu SiC/SiCf jsou shrnuta v rešeršní části této práce, konkrétně v sekci 3.1.2.

Radiační creep kompozitu SiC/SiCf je v současné době stále málo prozkoumaný jev. Z tohoto důvodu se při jeho popisu předpokládá, že creep kompozitu jako celku se řídí creepem jedné z jeho součástí, tedy creepem vláken nebo materiálu matrice. Účinky radiačního creepu SiC/SiCf jsou, v závislosti na podmínkách jako je teplota nebo dpa, vyhodnocovány srovnáním s vhodným referenčním materiálem [46]. Radiační creep SiC je významný při teplotách nepřesahujících 1000 °C, jinak je jeho příspěvek k celkové creepové deformaci oproti teplotnímu creepu minimální [32]. Za této podmínky byla pozorována linární závislost rychlosti radiačního creepu kompozitu na působícím napětí, která lze vyjádřit pomocí koeficientu náchylnosti k radiačního creepu  $B_0$  (z anglického irradiation creep compliance). Rychlost deformace SiC/SiCf způsobené radiačním creepem lze tak v závislosti na tomto koeficientu a působícím napětí  $\sigma$  vyjádřit jako [47]:

$$\dot{\epsilon} = B_0 \cdot \sigma \quad (2.3)$$

V rámci ozařovacího experimentu bylo pozorováno, že při teplotách 700 °C a 900 °C a při zatěžování napětím v rozmezí 40-382 MPa má koeficient  $B_0$  velikost  $3,07 \cdot 10^{-5}$  dpa<sup>-1</sup>MPa<sup>-1</sup> (700 °C), respektive  $5,43 \cdot 10^{-5}$  dpa<sup>-1</sup>MPa<sup>-1</sup> (900 °C) [47]. Podobně jako jiné materiály na bázi SiC nevykazuje SiC/SiCf výrazný radiační creep, v některých případech je navíc, například ve srovnání se sintrovaným SiC, jeho odolnost vůči radiačnímu creepu vyšší [46].

### Teplotní a radiační creep (U,Pu)C

Míra teplotního creepu karbidického paliva je ovlivněna zejména jeho stechiometrií, poměrným obsahem uranu a plutonia ve směsi (U,Pu)C, nečistotami nebo způsobem výroby, což jsou veličiny ovlivňující parametry jako jsou střední velikost zrn nebo pórovitost [48].

Rychlost deformace karbidického paliva se složením podobným popsanému v [16] během primární fáze teplotního creepu lze popsat následující časovou závislostí [49]:

$$\dot{\epsilon} = A(T)\sigma t^{m(T)-1} \quad (2.4)$$

kde  $A(T)$  a  $m(T)$  jsou teplotně závislé parametry. V závislosti na výrobní hustotě může být tato fáze doprovázena značným zhutňováním paliva. Výrobní hustota také ovlivňuje rychlost přechodu mezi primární a sekundární fází. Sekundární fázi lze dobře popsat vztahem (2.1) [50]. Dominantními mechanismy sekundární fáze tep-

lotního creepu v teplotním rozmezí 1573-1873 K je difúzní Nabbaro-Herrigův creep [50], přičemž výsledná rychlost deformace je pravděpodobně výrazně ovlivněna difúzí atomů uranu v karbidické směsi, a to z důvodu podobných hodnot aktivační energie  $E_c$  a aktivační difúzní energie uranu v karbidické směsi (296 oproti 349)kJ·mol<sup>-1</sup> [49]. Dalším možným mechanismem sekundárního creepu, který se uplatňuje při vyšších hodnotách napětí je GBS [50]. I při nízkých napětích je rychlost deformace paliva (U,Pu)C během primární a sekundární fáze teplotního creepu vyšší než u MOX paliva s podobnou strukturou a totožným poměrným zastoupením těžkého kovu při vystavení stejným teplotám, což je ovlivněno nižším bodem tání karbidického paliva [49].

Rychlost deformace vlivem radiačního creepu lze pro karbidické palivo vyjádřit jako [51]:

$$\dot{\epsilon} = A\sigma F \quad (2.5)$$

kde  $\sigma$  označuje velikost působícího napětí,  $F$  reakční rychlost štěpení a  $A$  je parametr závislý na teplotě a výrobní hustotě paliva. Bylo pozorováno, že creepová deformace paliva o 85 % teoretické hustoty (hustoty materiálu s nulovou pórovitostí) je asi dvojnásobná oproti deformaci paliva o 95 % teoretické hustoty [51]. Lze předpokládat, že podobně jako u UC bude k nejvýznamnější deformaci docházet v oblasti přechodového creepu. Rychlost deformace je v sekundární fázi radiačního creepu asi desetkrát menší ve srovnání s rychlostí deformace během přechodového creepu. Karbidické palivo je při stejné teplotě a stejném působícím napětí ve srovnání s oxidickým palivem odolnější vůči radiačním creepu. Rychlost deformace karbidického paliva je oproti oxidickému palivu asi desítkrát nižší [52].

### 2.1.2. Swelling paliva a pokrytí

V palivu i pokrytí vznikají vlivem interakcí s neutronovým zářením bodové defekty, které se shlukují do plošných a objemových útvarů a deformují krystalickou mřížku, což se může projevit nárůstem objemu materiálu. V palivu je tato deformace navíc podpořena vznikem plyných a pevných štěpných produktů. Tento nárůst objemu, ke kterému v ozařovaném materiálu dochází, se nazývá swelling (česky nadržování). Swelling je definovaný jako poměr nárůstu objemu materiálu vystaveného neutronového záření, a původního objemu materiálu, což lze vyjádřit jako:

$$\left(\frac{\Delta V}{V}\right) = \frac{V - V_0}{V_0} \quad (2.6)$$

kde  $V$ ,  $V_0$  označují objemy ozářeného a neozářeného materiálu. Swelling je udáván v obj. % a lze ho, pro vyjádření jeho rychlosti, vztáhnout na dosažené vyhoření v MWd/tM, popřípadě na procento vyhoření FIMA, přičemž mezi těmito veličinami platí přepočtení uvedené v sekci 1.5. V palivu jde o nežádoucí jev, který přispívá k uzavírání mezery mezi palivovou tabletou a pokrytím, což umožňuje jejich nežádoucí mechanickou a chemickou interakci [37].

V materiálech pokrytí vystavených neutronovému záření je swelling následek nukleace vznikajících bodových defektů do rozdílných útvarů. Intersticiální atomy se shlukují do smyček, zatímco vakance se shlukují do dutin, čímž nedochází ke kompenzaci expanze způsobené intersticiální smyčkou, jak by tomu bylo v případě vzniku vakanční smyčky. Tento mechanismus swellingu je označován jako dutinový swelling (z anglického void swelling).

V palivu je swelling způsoben zejména akumulací štěpných produktů, které nahlazují atomy těžkého kovu zanikající během štěpení. Vznikající prvky lze sdružovat do skupin podle podobných chemických a fyzikálních vlastností. Příkladem takových skupin jsou skupina ušlechtilých kovů, do které se řadí Pd, Ru a Rh, skupina alkalických kovů Cs a Rb nebo skupina vzácných plynů tvořená Xe a Kr. Výtěžky jednotlivých skupin se liší v závislosti na poměrném množství plutonia a uranu v palivu a číselně se pohybují mezi hodnotami výtěžků štěpných produktů čistého U a Pu. Koncentrace štěpných produktů v palivu je dále ovlivněna dosaženým vyhořením [37].

Dalšími faktory, které ovlivňují swelling jsou teplota, hustota toku neutronů, stechiometrie, střední velikost zrn nebo pórovitost [48]. Podle skupenství štěpných produktů působících swelling paliva, lze rozlišovat pevný a plynný swelling. [37]

K pevnému swellingu přispívají primárně skupiny prvků, které se v palivu usazují nebo tvoří sloučeniny v pevném skupenství. Celkem se jedná asi o 75% všech vznikajících štěpných produktů. Velikost příspěvků jednotlivých skupin k pevnému swellingu jsou určovány jejich výtěžky a středním objemem, který zaujímají sloučeniny těchto prvků. Pokud prvky dané skupiny vytvářejí sloučeniny s nekovovou složkou paliva (O v oxidickém palivu, C v karbidickém palivu a podobně), které jsou rozpustné v krystalické mřížce paliva, je jejich příspěvek k pevnému swellingu minimální. Celkový pevný swelling je dán jako součet příspěvků jednotlivých skupin. Z materiálového hlediska nehraje roli konkrétní vzniklý izotop, ale celkový počet atomů daného prvku, který vznikl po dobu ozařování. Příspěvky jednotlivých prvků ke swellingu paliva jsou tak do různé míry omezeny nebo naopak podpořeny radioaktivními přeměnami. Vznikající štěpné produkty mohou vlivem prudkých teplotních gradientů difundovat krystalickou mřížkou a lokálně ovlivňovat velikost swellingu. Radiální koncentrace některých pevných štěpných produktů je dále ovlivněna zvýšenou pohyblivostí jejich prekurzoru v rozpadové řadě. Příkladem může být Cs, jehož prekurzorem jsou některé izotopy Xe. Cesium je tekavý reaktivní prvek, který se často v palivovém proutku vyskytuje i v plynném skupenství a jehož radiální koncentrace v palivové tabletě a zastoupení v plynné atmosféře proutku má vliv nejen na pevný swelling, ale i na pokles stechiometrie paliva nebo rychlost degradace materiálu pokrytí [37].

Plynný swelling je způsobován zadržováním v palivu vznikajících plynných štěpných produktů, mezi které patří zejména vzácné plyny Xe a Kr a v menší míře tekavé štěpné produkty jako je například již zmíněné Cs. Tyto prvky jsou v krystalické mřížce špatně rozpustné, a mohou tak tvořit bublinky plynu, které, ve srovnání s atomy paliva nebo pevných štěpných produktů, zaujímají větší objem, čímž významně přispívají ke swellingu a vzniku mechanického napětí v palivu [37]. Slučování plynných štěpných produktů do bublinek je proces řízený difuzí. Bublinky vznikají jako následek náhodné interakce atomů difundujících krystalickou mřížkou nebo jako následek preferenční difuze podél dislokací nebo drah zanechaných zpomalujícími vysoce ionizovanými štěpnými produkty. Plynný obsah bublinek může být zároveň interakcí s ionizujícím zářením, zejména s těžkými nabitými ionty, rozptýlen zpět do krystalické mřížky, což růst bublinek zpomaluje nebo vede k jejich úplnému zániku [53]. Vznikající bublinky mohou migrovat krystalickou mřížkou paliva a růst absorbcí dalších atomů plynných štěpných produktů nebo se slučovat při vzájemné interakci [37]. Tvar vznikajících bublinek je ovlivněn místem vzniku a růstu. Bublinky vznikající v prostoru mezi zrny mají čočkovitý tvar, zatímco bublinky vznikající uvnitř

zrn jsou sférické [28]. Chování bublinek a jejich koncentrace v různých částech tablety jsou ovlivněny radiálním rozložením teploty. S rostoucí teplotou roste i pohyblivost plyných štěpných produktů, bublinky tedy budou ve větší míře vznikat v centrální části palivové tablety než na jejím okraji [37]. Podle typu paliva se první pozorovatelné bublinky v palivu začínají objevovat při teplotách kolem 1000 K (asi 973 K pro UC, 1173 K pro (U,Pu)C) [48]. Teplotní gradient, společně s výslednicí působícího napětí, má dále vliv na směr migrace bublinek v krystalické mřížce paliva. Pohyb bublinek je také ovlivněn defekty krystalické mřížky, na kterých, v případě bodových defektů (a jejich plošných a prostorových útvarů), mohou být bublinky zachyceny, nebo kterými, v případě dislokací, mohou být bublinky unášeny [37]. Specifickou roli hrají hranice zrn, na kterých dochází k oběma jevům. Hranice zrn usnadňují difuzi atomů plynu krystalickou strukturou paliva, což následně usnadňuje vznik a usazování bublinek právě na hranicích zrn. Růst zrn, se kterým je spojen pohyb jejich hranic, pak může vést ke slučování zde usazených bublinek a k jejich následné migraci [37].

S migrací a růstem bublinek je spojen únik plyných štěpných produktů mimo palivovou tabletu. Tento jev probíhá souběžně se swellingem a snižuje jeho rychlost. Únik plyných štěpných produktů může probíhat několika způsoby. Bublinky plynu mohou jednak unikat skrze praskliny v palivové tabletě nebo skrze vnější povrch tablety, a to buď do mezery mezi tabletou a pokrytím nebo, pokud došlo k jejímu zformování (nebo pokud tak tableta byla vyrobena), do dutiny ve středu tablety. K uvolňování plyných štěpných produktů dále dochází propojováním bublinek koncentrovaných na hranicích zrn. Vzniká tak síť tunelů, skrze kterou akumulovaný plyn uniká. Jedná se o prahový jev podmíněný prahovou teplotou a vyhořením, při kterém se nastřádaný plyn uvolňuje najednou. A konečně, plyné štěpné produkty se mohou z tablety uvolnit jako následek interakce vysoce ionizovaného štěpného produktu s krystalickou mřížkou blízko povrchu tablety. Atom může být z krystalické mřížky vyražen v rámci řetězce elastických srážek vyvolaného štěpným produktem. Dále, uvolňovaná energie, kterou štěpný produkt ionizací ztrácí, má za následek skokové lokální zvýšení teploty, což může vést k odpaření zasažené oblasti. Tyto mechanismy uvolňování plyných štěpných produktů se uplatňují nezávisle na teplotě (označují se jako atermální) a probíhají prakticky po celou dobu ozařování palivové tablety. Jejich příspěvek k celkovému uvolněnému objemu plyných štěpných produktů je ale ve srovnání s ostatními zmíněnými mechanismy malý [53].

Rychlost celkového swellingu je ovlivněna řadou faktorů. Příspěvek plyného swellingu je podmíněn teplotou a lokální bilancí hromadění a úniku vznikajících plyných štěpných produktů. V různých částech palivové tablety, tak má tak plyný swelling na celkový swelling jiný vliv [37]. Jeho velikost ovlivňuje také výkonové zatížení, respektive jeho rychlá změna spojená s přechodovými stavy. Dalším faktorem je přítomnost mezery mezi palivovou tabletou a pokrytím. Rychlost swellingu se liší v závislosti na tom, jestli jsou tableta a pokrytí odděleny volným prostorem (volný swelling) nebo jestli došlo k uzavření mezery mezi nimi (swelling omezený pokrytím) [51]. Swelling omezený pokrytím je oproti volnému swellingu zpravidla pomalejší, což je způsobeno jevy jako je například creep tablety [48].

### Swelling SiC/SiCf pokrytí

Podobně jako u monolitického SiC, lze u kompozitu SiC/SiCf v závislosti na teplotě ozařování pozorovat tři různé mechanismy swellingu [32]. Prvním je amorfizační swelling, který je spojený s fázovým přechodem krystalické fáze na amorfni o mnohem



menší hustotě [54]. Tento mechanismus se uplatňuje při teplotách nepřesahujících 150 °C a je spojený s výrazným nárůstem objemu (swelling může přesáhnout 10 % obj.). V teplotním rozmezí 150-900 °C je dominantním mechanismem takzvaný swelling způsobený bodovými defekty (z anglického point-defect swelling), který je způsoben jejich shlukováním. Při teplotách přesahujících 1000 °C se uplatňuje dutinový swelling, jehož mechanismus je popsán výše. Dutinový swelling a swelling způsobený bodovými defekty vedou, ve srovnání s amorfizačním swellingem, k mnohem menšímu objemovému přírůstku. Swelling, způsobený těmito mechanismy, se pohybuje okolo 1 % obj.. Swelling SiC/SiCf se zvyšuje s absorbovanou dávkou až do dosažení 1 dpa, kde často dochází k saturaci, což znamená, že při dalším zvyšování absorbované dávky již nedochází ke swellingu [32]. V sekci 3.1.2 jsou shrnuty výsledky některých experimentů vyhodnocujících swelling SiC/SiCf, zejména swelling způsobený bodovými defekty.

## Swelling (U,Pu)C

Swelling (U,Pu)C je ovlivněn faktory jako jsou výrobní hustota nebo stechiometrie. Nižší výrobní hustota (v rozmezí 77-90 % teoretické hustoty) [48] zvyšuje odolnost paliva vůči swellingu, protože volný objem pórů tlumí objemovou deformací krystalické mřížky [48]. Vyšší koncentrace pórů také zlepšuje schopnost paliva uvolňovat obsažený plyn, protože póry napomáhají formování tunelů, skrze které mohou plynné štěpné produkty unikát [28]. Pokud není palivo stechiometrické, tak se jeho schopnost uvolňovat štěpné produkty zhoršuje. Nestechiometrické palivo obsahuje více dutin, ve kterých se mohou plynné štěpné produkty hromadit [28]. V podstechiometrickém palivu může dále, díky přítomnosti volného U a Pu, vznikat eutektická směs shromažďující se na hranicích zrn, která významně přispívá k celkovému swellingu [48]. Rychlost volného swellingu tablet z (U,Pu)C v proutcích vyplněných He, se za teplot nepřesahujících 1000 °C pohybuje v rozmezí 1,2-1,7 obj. % na % FIMA, za teplot blízkých 1300 °C ale může dosahovat až 3,4 obj. % na % FIMA. Podobných hodnot dosahuje rychlost swellingu omezeného pokrytím, která se při teplotách menších než 1000 °C pohybuje v intervalu 1,0-1,5 obj. % na % FIMA [51]. Další experimentální pozorování týkající se swellingu (U,Pu)C a jeho rychlosti jsou shrnuty v sekci 3.1.2.

Ve srovnání s oxidickým palivem je rychlost swellingu monokarbidického paliva výraznější, což je pravděpodobně způsobeno kombinací kompaktní struktury monokarbidů a, ve srovnání s oxidickým palivem, horší schopností karbidického paliva uvolňovat plynné štěpné produkty. Tato schopnost je do velké míry ovlivněna teplotou paliva, přičemž při stejném výkonovém zatížení jsou teploty v karbidickém palivu, kvůli jeho lepší tepelné vodivosti, oproti oxidickému palivu nižší [28].

Odolnost karbidického paliva vůči swellingu lze zvýšit podílem méně kompaktní fáze  $M_2C_3$  (kde M označuje těžký kov U/Pu), která se ve směsi přirozeně vyskytuje, čehož lze dosáhnout zvýšením poměrného zastoupení uhlíku v karbidické směsi (tedy použitím nadstechiometrického paliva). Vyšší koncentrace uhlíku dále zpomaluje přirozený úbytek stechiometrie paliva, ke kterému dochází s rostoucím vyhořením [28]. Na druhou stranu může na volném uhlíku, podobně jako v případě bodových defektů a nečistot, docházet k zachycování vznikajících bublinek plynných štěpných produktů, což naopak k celkovému swellingu přispívá [48].

Výrazná rychlost swellingu karbidického paliva způsobuje, že k uzavření mezery

mezi palivovou tabletou a pokrytím dochází už za malých vyhoření a za nízké teploty okrajových oblastí palivové tablety. Mechanismy, jako jsou creep nebo zhutňování palivové tablety, tak mají omezený vliv na utlumení značného mechanického napětí, které bobtnající tableta v pokrytí působí, což může vést k rychlému porušení integrity pokrytí, zvláště v případě paliv o vysoké výrobní hustotě [48]. Uzavření mezery mezi palivem a tabletou lze zpomalit zvětšením šířky mezery, přičemž je nutné brát v potaz, že s rostoucí šířkou mezery roste tepelný odpor mezi tabletou a pokrytím. Tepelný odpor brání prostupu tepla vznikajícího v tabletě do chladiwa a jeho růst tedy vede k růstu teploty v tabletě. Šířka mezery by pak měla být optimalizována tak, aby nedocházelo k přehřívání palivové tablety ale aby byla zároveň co nejvíce snížena pravděpodobnost selhání pokrytí během provozu [55] tedy, aby k uzavření mezery došlo co možná nejpozději. Kromě uzavírání mezery mezi tabletou a pokrytím dochází vlivem rychlé objemové změny způsobené swellingem ke snížení teploty v tabletě, což zpomaluje difuzi a s tím související rychlost uvolňování plynných štěpných produktů [56].

## 2.2. Změna vnitřní struktury palivové tablety

Během provozu dochází v palivové tabletě ke změnám její vnitřní struktury. Vlivem značných teplotních rozdílů uvnitř tablety, působících napětí a ionizujícího záření se v tabletě objevují praskliny, v různých částech tablety dochází ke změně velikosti a tvaru zrn, mění se rozložení a koncentrace dutin a pórů, popřípadě dochází k migraci atomů paliva a vznikajících štěpných produktů mezi různými částmi palivové tablety. Tyto jevy přímo ovlivňují schopnost tablety odvádět vznikající teplo, rychlost a uvolňování plynných štěpných produktů a jejich celkové uvolněné množství a termomechanické deformační procesy, které v tabletě probíhají.

### 2.2.1. Praskání palivové tablety

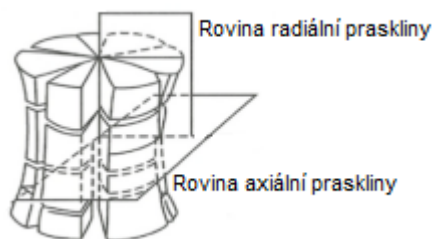
S nárůstem generovaného výkonu vznikají v palivových tabletách strmé radiální teplotní gradienty o velikostech vyšších stovek stupňů Celsia na centimetr, což je doprovázeno působením značného mechanického napětí [41]. Pokud působící napětí v jistém bodě v křehké oblasti palivové tablety překoná mez pevnosti, vzniká v tomto bodě prasklina. K praskání tablety dochází dříve, než se projeví výrazný creep nebo swelling paliva. Praskliny lze podle teorie dělit na radiální, které leží v radiálním řezu procházejícím osou tablety, a axiální, které leží v řezu kolmém na osu tablety. Schematicky jsou tyto dva typy prasklin zobrazeny na Obr.2.3. Radiální praskliny vznikají působením tangenciální složky celkového působícího napětí  $\sigma_\theta$ , jejíž velikost v závislosti na vzdálenosti od osy tablety  $r$  vyjádřit jako [37]:

$$\sigma_\theta = -\frac{\alpha E q_l}{16\pi(1-\nu)\bar{\lambda}} \left[ 1 - 3 \left( \frac{r}{R} \right)^2 \right] \quad (2.7)$$

ve kterém  $\alpha$  označuje délkovou teplotní roztažnost,  $\nu$  Poissonovo číslo (materiálová konstanta popisující míru deformace materiálu ve směru kolmém na působící napětí),  $E$  Youngův modul pružnosti v tahu,  $q_l$  lineární hustotu tepelného výkonu,  $\bar{\lambda}$  střední hodnotu součinitele tepelné vodivosti a  $R$  poloměr palivové tablety. Kladné znaménko

odpovídá napětí působící deformaci tahem, záporné napětí působící deformaci tlakem. Tento vztah je užitečný pro analýzu vzniku prasklin v palivové tabletě. Protože mez pevnosti paliva v tlaku je několikanásobně větší než mez pevnosti v tahu, nevznikají na intervalu  $\langle 0, \frac{R}{\sqrt{3}} \rangle$  v tabletě praskliny. V okolí středu tablety teplota paliva překračuje tranzitní teplotu, a tedy v tomto okolí v palivu nedochází ke křehkému lomu. Dále, na intervalu  $\langle \frac{R}{\sqrt{3}}, R \rangle$  je vztah (2.7) rostoucí, což znamená, že maximální napětí působí na povrchu tablety. Této závislosti lze využít dvěma způsoby za předpokladu, že teplota v podstatné části tablety nepřekročila tranzitní teplotu. Protože prasklina se od povrchu šíří až do bodu, ve kterém se tangenciální napětí vyrovná mezi pevnosti pro křehký lom  $\sigma_p$ , lze dosazením  $\sigma_\theta = \sigma_p$  (2.7) určit hloubku vznikající praskliny. Navíc, dosazením  $\sigma_\theta = \sigma_p$  a  $r = R$  lze ze vztahu (2.7) určit minimální velikost  $q_l$ , při které dojde ke vzniku první praskliny. Vztah (2.7) ale nelze použít pro popis již popraskané tablety, předpoklad symetrického rozložení napětí  $\sigma_\theta$ , za kterého byl vztah odvozen, totiž přestává platit [37].

Praskání palivové tablety má několik následků. Do vznikajících prasklin vniká plynný obsah palivového proutku, čímž se snižuje celkový součinitel tepelné vodivosti tablety [41]. Dále, uvolněné palivové fragmenty se oddělují od zbytku palivové tablety a vlivem vibrací proutku způsobených proudícím chladičem se pohybují směrem k pokrytí, čímž se mezera mezi tabletou a pokrytím zmenšuje. Tento jev přispívá nejvýznaměji ke vzniku dotyku mezi tabletou a pokrytím. Vznik prasklin má tak přímý vliv na rozložení teploty v tabletě. Vznikající praskliny působí jako tepelný odpor, což přispívá ke zvětšování teplotních rozdílů mezi fragmenty tablety a ztěžuje tak odvod vznikajícího tepla. Zmenšování mezery mezi tabletou a pokrytím naopak vede ke snížení tepelného odporu mezi tabletou a pokrytím, což naopak odvod tepla usnadňuje [53]. Praskliny se zároveň během provozu mohou vlivem vysokých teplot a kompresivního napětí různými mechanismy zacelit [57].



Obr. 2.3: Schema praskání palivové tablety [41]

Vznik prasklin a působení mechanického napětí za zvýšených teplot dále vede k změně původního válcového tvaru tablety na tvar připomínající přesýpací hodiny (takzvaný "hourglassing"), což je zvláště patrné i na Obr.2.3 [41]. Jak bylo zmíněno v 2.1.2, praskání tablety hraje důležitou roli při uvolňování akumulovaných plynných štěpných produktů, což přispívá ke zpomalování swellingu palivové tablety a nárůstu vnitřního tlaku plynné výplně palivového proutku.

Vznik a šíření prasklin je při stejném výkonovém zatížení v karbidickém palivu oproti oxidickému palivu snazší. Lepší tepelná vodivost karbidického paliva způsobuje, že teplota ve větší části tablety nepřekračuje tranzitní teplotu, a tedy vlivem teplotního napětí dochází ke křehkému lomu [28]. Odolnost tablety vůči prasklinám je dána mezí pevnosti, která je funkcí teploty a výrobní hustoty. Pro

palivo (U,Pu)C o výrobní hustotě v rozmezí 80-90 % teoretické hustoty, mez pevnosti roste s rostoucí teplotou, dokud teplota paliva nedosáhne 500 °C. Při dalším zvyšování teploty mez pevnosti klesá. Odolnost vůči prasklinám je ovlivněna také výrobním postupem. Pro palivo o vysoké výrobní hustotě (97 % teoretické hustoty) byl pozorován výrazný pokles velikosti meze pevnosti při teplotě 1200 °C oproti palivu o menší výrobní hustotě, který byl pravděpodobně způsobený shlukováním kovového niklu na hranicích zrn. Nikl byl do paliva přidáván během výrobního procesu jako aditivum usnadňující sintrování [57].

### 2.2.2. Migrace pórů a s ní související děje

Póry jsou přirozenou součástí struktury keramických jaderných paliv. Jde o dutiny vyplněné plynem, nejčastěji H<sub>2</sub>, He nebo Ar, které jsou v palivu zanechány jako součást výrobního procesu [37]. Jistá počáteční pórovitost palivové tablety je žádoucí, protože volný prostor pórů zpomaluje její swelling. Na druhou stranu obsažený plyn snižuje celkový koeficient tepelné vodivosti tablety. Vlivem vzniku prudkých teplotních gradientů migrují póry, podobně jako bublinky plynných štěpných produktů, krystalickou mřížkou tablety, s čímž je spojen transport hmoty a změna vnitřní struktury tablety [28]. Mezi již popsányi bublinkami a póry existuje několik rozdílů. Tyto dva typy dutin se liší zejména tvarem a velikostí. Průměr nejmenších pórů se pohybuje okolo 1 μm, zatímco průměr bublinek 1 μm nepřesahuje [37]. Na rozdíl od bublinek, které jsou zpravidla sférické, póry nejčastěji zaujímají tvar planární čočky, disku nebo sféry, přičemž během migrace se může tvar póru měnit. Rozdílná je dále velikost tlaku plynné výplně obou typů dutin, která je v případě bublinek ve srovnání s póry asi stokrát větší [28].

Dalším velmi významným rozdílem mezi bublinkami a póry je mnohem větší mobilita pórů v krystalické struktuře tablety. Už při malém výkonovém zatížení čerstvé palivové tablety se počáteční, téměř homogenní, rozložení pórů rychle mění. Póry migrují ve směru teplotního gradientu do nejteplejších oblastí palivové tablety, kde dochází k jejich akumulaci a nukleaci. Migrace pórů, je podobně jako migrace bublinek, řízena difuzí, přičemž se pro oba typy dutin uplaňují stejné mechanismy migrace [37]. Jde zejména o povrchovou difuzi, kdy pór difunduje strukturou jako výsledek relativní difuze atomů krystalické mřížky podél povrchu póru, objemovou difuzi, při které se pór pohybuje jako výsledek pohybu vakancí, které ho utvářejí, a difuzi řízenou odpařováním a kondenzací par [28]. Poslední jmenovaný mechanismus ovlivňuje lokální koncentraci atomů paliva nebo některých pevných štěpných produktů. Tento migrační mechanismus je založený na difuzi par, které se do dutiny uvolňují z pevné fáze obklopující dutinu. K odpařování pevné fáze dochází, dokud parciální tlak odpařujících se prvků ve vznikající směsi nedosáhne příslušného tlaku nasycených par. Protože ale vlivem špatné tepelné vodivosti plynné výplně vzniká mezi čelní a zadní stranou póru strmý teplotní gradient a tlak nasycených par roste s rostoucí teplotou, v póru vzniká gradient koncentrace odpařených prvků, který řídí jejich difuzi dutinou póru. Po dosažení chladnější oblasti póru část odpařeného materiálu kondenzuje [28]. Tímto způsobem může docházet, v závislosti na tlaku nasycených par jednotlivých prvků, k preferenčnímu odpařování a kondenzaci, která vede ke vzniku sraženin pevných štěpných produktů nebo separaci U a Pu, což ovlivňuje lokální hustotu výkonu a tepelnou vodivost tablety [28]. V případě migrace pórů se zdá, že difuze řízená odpařováním a kondenzací je dominantním migračním me-

chanismem. Zároveň ale platí, že na migraci pórů se do různé míry mohou podílet všechny uvedené migrační mechanismy [28].

Bylo pozorováno, že rychlost migrace pórů nezávisí na jejich velikosti, ale na teplotě, respektive na velikosti teplotního gradientu. Po dosažení středu tablety tedy pohyb pórů takřka ustává. Rychlost migrace je dále přímo úměrná velikosti difuzního koeficientu  $D$  nejmolekulárnější složky uvolňovaných par [28]. Na rozdíl od bublinek jsou póry příliš velké na to, aby byly zachyceny na hranicích zrn nebo dislokacích. Z toho důvodu zpravidla nedochází ke spojování a růstu pórů během migrace. Objem pórů se ale během migrace může měnit. Póry mohou růst absorbcí menších dutin nebo plynných štěpných produktů. Plynný obsah pórů, podobně jako v případě bublinek, může být rozptýlen do krystalické mřížky interakcí s vysoce nabitými ionty. Na vzdálených koncích čočkovitého póru dále může, vlivem absorbce těkavých plynných štěpných produktů bránící kondenzaci na zadní (chladnější) straně pórů, docházet k uvolňování bublinek plynu vytvářejících za migrujícím pórem charakteristické bublinkové stopy [28].

Póry migrují ve směru teplotního gradientu, dokud nenarazí na makroskopickou dutinu, která je absorbuje. Pokud se jedná o dutinu ústící na povrch tablety, uniká plynný obsah póru mimo tabletu. Migrace a shlukování pórů v centrální oblasti palivové tablety je jedním z mechanismů přispívajících k formování a následnému růstu centrální dutiny, což má za následek pokles teploty v této oblasti. Průměr této dutiny se zvětšuje se zvyšující se lineární hustotou výkonu a dobou ozařování. Vznik centrálních dutin je charakteristický pro palivové tablety, zejména typu MOX, používané v rychlých reaktorech [28].

Uvedené jevy se vztahují k oxidickému palivu, lze ale předpokládat, že pro karbidické palivo se budou uplatňovat stejné nebo podobné mechanismy, pouze s jinou intenzitou a za jiných fyzikálních podmínek, zejména za různých teplot.

### 2.2.3. Rekrystalizace palivové tablety

Krystalické pevné látky se skládají z jednoduchých krystalických útvarů označovaných jako zrna. Zrna se stýkají na svých hranicích, což jsou plošné defekty přirozeně vznikající v krystalické mřížce. Na rozdíl od bodových defektů nemohou být hranice zrn v termodynamické rovnováze. V hranicích zrn je vázána určitá energie, která se při vyšších teplotách může snižovat vlivem jejich pohybu a s ním souvisejícího preferenčního růstu větších zrn na úkol menších [37]. Změny krystalické struktury na úrovni zrn, ke kterým během ozařování paliva v aktivní zóně reaktoru dochází, se označují jako rekrystalizace tablety. K rekrystalizaci dochází přirozeně, ale zároveň se na ní podílejí další jevy, ke kterým během vyhořívání v palivu dochází.

Pórovitost a migrace pórů mají přímý vliv na změnu velikosti a typu zrn v krystalické struktuře palivové tablety. Difuze řízená odpařováním a kondenzací má za následek vznik a růst specifického typu zrn. Páry, uvolňované během tohoto mechanismu migrace pórů, mají tendenci při kondenzaci tvořit téměř monokrystalickou strukturu, která tvoří protáhlá, radiálně orientovaná zrna označovaná jako sloupcová. Ke vzniku a růstu sloupcových zrn dochází v centrální části palivové tablety, přičemž pokud během provozu dojde ke zformování centrální dutiny, oblast sloupcových zrn na ní často navazuje [37].

K rekrystalizaci dochází také za nízkých teplot, při kterých se neuplatňují uve-

dené migrační mechanismy. Ke strukturním změnám dochází i na chladné periférii palivové tablety ve vzdálenosti v rozmezí  $r/r_0 = 0,7-0,8$ , kde  $r_0$  označuje poloměr tablety. V této oblasti dochází k pohybu hranic zrn a následné absorpci menších zrn většími. Takto vznikají zrna, která mají podobné rozměry v podélném a příčném směru, která se proto označují jako rovnoosá. Přítomnost pórů tento proces zpomaluje, protože póry figurují jako překážky, které hranice zrn deformují, zpomalují jejich pohyb anebo jsou pohybujícími se hranicemi unášeny. Unášené póry se na rostoucích hranicích zrn koncentrují a spojují, přičemž jejich rostoucí koncentrace vede k zpomalování a zastavení růstu rovnoosých zrn [37].

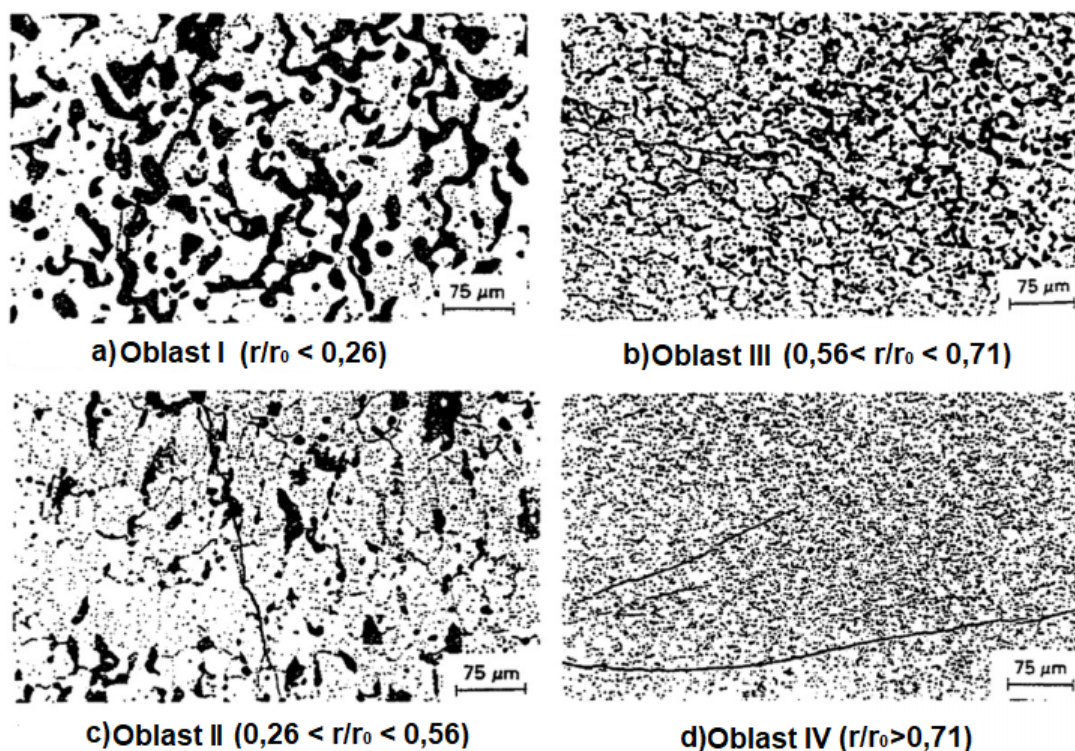
## Rekrystalizace paliva (U,Pu)C

Míra migrace pórů v (U,Pu)C byla zkoumána experimentálně. Na základě těchto experimentů, při kterých byla analyzována struktura palivových tablet (U,Pu)C vystavených různým teplotním a radiačním podmínkám, byly určeny faktory, které míru migrace omezují. V prvním uvedeném experimentu byla tableta ozařována do dosažení 6 % FIMA při výkonovém zatížení 130 kW/m [56]. V rámci druhého experimentu byla povrchová ( $T_S = 1573$  K) a centrální ( $T_C = 2373$  K) teplota tablety udržována konstantní po dobu 2,5 h průchodem střídavého elektrického proudu v axiálním směru, přičemž během experimentu tableta nebyla ozařována neutrony [58].

Pozorovaných faktorů omezujících migraci je několik. Zaprvé, v oblastech paliva, kde je teplota dostatečně vysoká pro uplatnění mechanismů řídicích migraci pórů jsou teplotní gradienty malé. Jejich velikost se pohybuje v rozmezí 200-300 kK/m [58],[56], což je asi poloviční velikost teoretické hodnoty 700 kK/m, která představuje minimální velikost teplotního gradientu způsobujícího migraci na vzdálenosti rovné střední velikosti zrn [56]. Za druhé, pouze malé množství pórů má tvar planární čocky [58]. Póry objevující se v karbidickém palivu mají tendenci zaujímat sférický nebo oválný tvar, který je pro migaci nevhodný [28]. Karbid PuC je oproti UC také významně těkavější, což způsobuje značný podíl Pu v parách obsažených v migrujících pórech, který migraci zpomaluje [58]. Další zpomalení tak představuje srážení Pu na chladnějších stranách migrujících pórů, čímž vznikají lokální přebytky Pu ve struktuře paliva, což vede k lokálnímu nárůstu generovaného výkonu a snížení teplotního gradientu pohánějícího migraci. Zároveň se očekává, že migrace pórů v (U,Pu)C probíhá jako kombinace difuze řízené vypařováním a kondenzací U a Pu doprovázenou povrchovou difuzí C. Tyto jevy, zpomalující difuzi plynů krystalickou mřížkou tohoto paliva, přímo souvisí s jeho nízkou schopností uvolňovat vznikající plynné štěpné produkty [28].

Díky svojí dobré tepelné vodivosti je míra změny vnitřní struktury paliva (U,Pu)C podmíněna velikostí lineární hustoty tepelného výkonu tablety. Významnější změny byly pozorovány při výkonovém zatížení o velikosti  $\sim 100$  kW/m. Za této podmínky, a po dosažení dostatečného vyhoření ( $>1,3$  % FIMA), lze v palivové tabletě pozorovat vznik tří, respektive čtyř oblastí se specifickou strukturou, které lze označit římskými číslicemi I-IV. Snímky mikrostruktury jednotlivých oblastí, které se zformovaly v palivové tabletě (U,Pu)C o dosaženém vyhoření 6,5 % FIMA při výkonovém zatížení 90 kW/m jsou uvedeny na Obr.2.4. U každého snímku je uvedena poměrná vzdálenost a rozsah oblasti od středu tablety. Černá barva na těchto snímcích odpovídá dutinám jako jsou póry, praskliny a bublinky, zatímco bílá barva odpovídá

krystalické struktury paliva [28]. Oblast I (Obr.2.4a) se nachází okolo středu tablety a vyznačuje se vysokou pórovitostí, umožňující únik v tabletě obsaženého plynu [28]. Oproti nitridickému [56] nebo oxidickému směsnému palivu [28], je v případě (U,Pu)C formování centrální dutiny podmíněno dosažením značného vyhoření.



Obr. 2.4: Snímky mikrostruktury různých oblastí vznikajících v palivové tabletě (U,Pu)C během vyhořívání [28]

Ačkoliv v této oblasti dochází k vysokým únikům obsažených plynů už při malém dosaženém vyhoření, tato oblast podléhá značnému swellingu [56]. V navazující oblasti II (Obr.2.4b) se objevují zrna rostoucí preferenčně v radiálním směru strukturně podobná sloupcovým zrnům. Přítomnost této oblasti je podmíněna výkonovým zatížením paliva a jeho složením. Může tak dojít k situaci, že ke zformování oblasti II vůbec nedojde a na oblast I tedy bude přímo navazovat oblast III. V oblasti III (Obr.2.4c) se formují rovnoosá zrna, což je doprovázeno zvyšováním pórovitosti [28]. Swelling, který růst zrn doprovází, závisí na střední velikosti zrn v této oblasti. Bylo pozorováno, že krystalická struktura skládající se ze zrn s menší střední velikostí zrn podléhá swellingu více. Oblast IV (Obr.2.4d), která je nejchladnější, si zachovává strukturu a pórovitost blízkou počátečnímu výrobnímu stavu palivové tablety. Rozsah jednotlivých oblastí je závislý na teplotním rozložení a lokální velikosti teplotních gradientů [56].

#### 2.2.4. Zhutňování palivové tablety

Během provozu dochází v čerstvém palivu vlivem působení ionizujícího záření a vysokých teplot k redukcí pórovitosti (zhutňování) v různých částech palivové tablety. Zhutňování tak lze chápat jako kombinaci sintrování, což je proces, při



kterém je pórovitost redukována samodifuzí akcelerovanou vysokými teplotami, a radiačního poškození způsobeného vysoce ionizovanými štěpnými produkty. Sintrování je součástí výrobního procesu palivových tablet. Ke zhutňování dochází pouze v aktivní zóně jaderného reaktoru a lze ho považovat za proces navazující na sintrování. Zhutňování probíhá po celou dobu ozařování přičemž jeho míra je závislá zejména na teplotě, dosaženém vyhoření, míře úniku obsaženého plynu, swellingu tablety nebo střední velikosti zrn a pórů. Tento proces vede ke zlepšení tepelné vodivosti materiálu, podporuje růst zrn a způsobuje smrštění palivové tablety, a to zejména na počátku ozařování. Tento jev na jednu stranu tlumí účinky swellingu a může zpomalit uzavírání mezery mezi tabletou a pokrytím [59], na druhou stranu ale rozšíření této mezery zvětšuje tepelný odpor mezi pokrytím a tabletou, což vede ke zvýšení teploty v tabletě, které může zpětně podpořit zhutňování. Tímto způsobem může docházet k kontinuálnímu zvyšování teploty tablety, které ustane až s rostoucím swellingem [56].

Oproti průvodnímu jevu sintrování se zhutňování tablety projevuje o něco rychleji. Rozdíl v rychlostech je způsoben kolizními řetězci, které jsou vyvolávány srážkami uvolňovaných štěpných produktů s atomy krystalické mřížky. Energie, kterou štěpný produkt vyvoláním takového řetězce ztratí, může způsobit, že zasažená oblast na několik pikosekund zkapalní, což difuzní proces urychluje. Následkem průběhu kolizního řetězce dochází k tvorbě Frenkelových párů (pár vakance-intersticiální atom), jejichž zvýšená koncentrace difuzi usnadňuje. Nakonec, pokud řetězec vznikne dostatečně blízko malému póru, může dojít k rozptýlení objemu póru do krystalické mřížky ve formě vakancí [59].

Bylo pozorováno, že v čerstvém karbidickém palivu o nízké výrobní hustotě ( $\sim 85\%$  TD) dochází ke zhutňování dokud se pórovitost tablety nesníží z počáteční hodnoty na hodnotu pohybující se okolo  $10\%$ , přičemž úbytek pórovitosti se pohybuje v rozmezí  $1-1,5\%$  na  $\% \text{ FIMA}$  [51]. Vlivem zhutňování v palivové tabletě dochází za dostatečně vysokých teplot ke zformování oblastí s velmi nízkou koncentrací pórů. Ve středu tablety pak vlivem souběžného zhutňování a migrace pórů prakticky nedochází ke změně pórovitosti. Zhutňování karbidického paliva výrazně nepřispívá ke zpomalení uzavírání mezery mezi tabletou a pokrytím, a to kvůli snadnému praskání karbidických tablet [58], které uzavírání akceleruje.

### 2.3. Rozměrové změny mezery mezi tabletou a pokrytím

Během provozu na výkonu se šířka mezery mezi tabletou a pokrytím mění. Zpočátku ozařování se vlivem zhutňování tablety mezera mezi tabletou a pokrytím zvětšuje. Při dalším pokračování ozařování se vliv zhutňování utlumuje a naopak se upatňují další jevy doprovázející vyhořívání, jejichž vlivem se mezera mezi tabletou a pokrytím uzavírá. To je například přirozeně způsobeno větší objemovou teplotní roztažností tablety ve srovnání s pokrytím. Objem palivové tablety také narůstá vlivem praskání a swellingu. Ke zmenšování mezery přispívá dále creep pokrytí směrem k tabletě vyvolaný kompresivním napětím, které vzniká díky rozdílu vnitřního tlaku plynné náplně a vnějšího tlaku chladiva. Jev, který vyhořívání doprovází a jehož následky se se zmenšující šířkou mezery zesilují, je uvolňování plynného obsahu tablety do plynné výplně mezery.



Uzavírání mezery mezi tabletou a pokrytím má několik následků. Se zmenšujícím se objemem a složením plynného obsahu mezery se mění její tepelný odpor, čímž dochází ke změně teplotního rozložení v palivovém proutku. Po uzavření mezery se tento tepelný odpor výrazně zmenšuje. Úbytek objemu mezery a akumulace plynu v ní způsobují nárůst tlaku plynné výplně a odpovídající nárůst tlakové síly působící na pokrytí. Důležitým důsledkem uzavírání mezery mezi tabletou a pokrytím, který vede k výraznému mechanickému namáhání a poškozování pokrytí je vznik dotyku mezi tabletou a pokrytím [60].

### 2.3.1. Mechanická a chemická interakce tablety a pokrytí

První dotyk mezi tabletou a pokrytím zpravidla vzniká na rozhraní dvou tablet, kde je vzdálenost mezi tabletou a pokrytí nejmenší kvůli charakteristickému tvaru přesýpacích hodin, do kterého se tablety během vyhořívání deformují. V pokrytí tak vzniká nerovnoměrné zatížení, kdy jeho značná část je stále namáhána v tlaku, zatímco okolí dotyku začíná být namáháno v tahu. Tento jev způsobuje, že během uzavírání mezery zaujímá pokrytí tvar deformované palivové tablety. Po uzavření mezery zároveň dochází k tomu, že pokrytí není dále namáháno v tlaku ale naopak v tahu [41]. Po určité době po uzavření mezery dochází k uvolnění působícího napětí creepem tablety a pokrytí. Tableta se deformuje směrem k ose proutku, zatímco pokrytí se deformuje směrem opačným. Míra relaxace creepem je pak úměrná velikosti tečné složky působícího napětí. Tímto způsobem vzniká ustálený stav, kdy je napětí působené swellingem tablety kompenzováno creepovou deformací tablety a pokrytí [60].

Po vzniku kontaktu mezi tabletou a pokrytím dochází k vzájemné interakci označované pod zkratkou PCI (z anglického Pellet-Cladding Interaction), kterou lze podle charakteru rozlišit na mechanickou (označovanou zkratkou PCMI - Pellet-Cladding Mechanical Interaction) a chemickou (PCCI - Pellet-Cladding Chemical Interaction).

Jako mechanickou interakci lze označit vznik mechanického napětí v pokrytí a tabletě jako následek jejich kontaktu, které způsobuje jejich další namáhání a deformaci. Mechanická interakce tablety a pokrytí může vést k poškozování a porušení hermetičnosti pokrytí zejména během přechodových stavů spojených s rychlým nárůstem výkonu. Vlivem různé teplotní roztažnosti palivového sloupce a pokrytí může skokové zvýšení teploty způsobené nárůstem výkonu vést k nárazovému zvýšení působícího napětí a roztržení pokrytí v axiálním směru [41].

Chemická interakce tablety a pokrytí zahrnuje reakce, které probíhají po vzniku kontaktu na jeho rozhraní. Dochází při ní k reakcím složek pokrytí a to buď s látkami původně obsaženými v palivu (těžké kovy U/Pu, nekovové složky paliva a nečistoty) nebo se vznikajícími štěpnými produkty. Reaktanty a jejich produkty pak mohou pronikat zpět do palivové tablety/pokrytí nebo se koncentrovat na vzájemném rozhraní. Míra interakce je ovlivněna faktory jako jsou složení paliva, dosažené vyhoření, teplota a velikost teplotního rozdílu na rozhraní. Tyto reakce přispívají k degradaci materiálových vlastností pokrytí a působí jeho další poškozování. Jevy spadající pod mechanickou a chemickou interakci pak mohou v součinnosti způsobit selhání pokrytí a ztrátu jeho hermetičnosti [28]. Tímto způsobem tak například dochází ke korozi pod napětím, označovanou zkratkou SCC (Stress Corrosion Cracking), které je častou příčinou selhání zirkoniového pokrytí paliva používaného v tlakovodních

reaktorech. Dalším jevem způsobený součinností mechanické a chemické interakce je takzvaný bonding, tedy vznik vazeb mezi materiálem tablety a pokrytí [41]. Tento jev byl pozorován například při ozařování palivových proutků obsahujících palivo (U,Pu)C v ocelovém pokrytí vyplněných heliem. Po uzavření mezery bylo pozorováno dodatečné praskání tablety způsobené kombinací této interakce mezi tabletou a pokrytím a výrazným radiačním swellingem ocelového pokrytí [61].

### Kompatibilita (U,Pu) a SiC/SiCf z hlediska PCI

Pro mechanickou interakci jsou významné zejména termomechanické vlastnosti pokrytí. V tomto směru má SiC/SiCf několik nedostatků. Prvním je omezená schopnost elastické deformace a malá pseudohouževnatost, a s tím související náchylnost ke křehkému lomu limitující maximální přípustné zatížení pokrytí [62]. Dalším nedostatkem je vysoká odolnost SiC/SiCf proti creepu za provozních teplot, která má za následek, že po vzniku kontaktu s tabletou v pokrytí nedochází k postupnému uvolňování napětí. Na druhou stranu tato odolnost způsobuje, že zpočátku ozařování vlivem kompresivního napětí vyvolaného chladičem pokrytí necreepuje směrem k tabletě. Naopak, vlivem radiačního swellingu dochází k deformaci pokrytí směrem od tablety, což prodlužuje dobu, za kterou dojde k uzavření mezery mezi tabletou a pokrytím [63]. Posledním jmenovaným nedostatkem je pokles součinitele tepelné vodivosti s rostoucí teplotou a absorbovanou dávkou, což způsobuje nárůst teploty v tabletě i pokrytí [64]. S absorbovanou dávkou se  $\lambda$  dále snižuje [65]. Zvýšená teplota na rozhraní tablety a pokrytí může zintenzivnit nežádoucí chemickou interakci [62]. Navíc, vyšší teplotní rozdíl mezi teplejší a chladnější stranou pokrytí způsobený zhoršující se tepelnou vodivostí způsobuje vznik mechanického napětí, které dále namáhá pokrytí [64].

Mezi palivem a pokrytím by nemělo za běžných provozních teplot docházet k chemické interakci. K degradaci pokrytí přímou reakcí s palivem by mělo docházet pouze za vysokých teplot ( $> 1600$  K). Při teplotách přesahujících 1697 K by na rozhraní tablety a pokrytí mohla vznikat fáze  $\text{Si}_5(\text{U,Pu})_3$  o teplotě tání 1889 K. Jedná se o teoretickou předpověď, která musí být dále ověřena experimentálně [66].

Potenciálním problémem je ale chemická interakce některých pevných štěpných produktů a pokrytí, ke které dochází za zvýšených teplot, zpravidla při teplotách přesahujících 1200 °C. Bylo pozorováno, že ušlechtilé kovy Pd a Rh se slučují s Si za vzniku volného C, zatímco skupina kovů Mo, Ni a Zr reaguje jak s Si tak s C. Reakční rychlosti jednotlivých reakcí jsou řízené difuzí reaktantů na rozhraní tablety a pokrytí, popřípadě konvekcí, pokud je na rozhraní přítomná kapalná fáze. Z tohoto důvodu je dalším významným štěpným produktem Ag, který sice s SiC nereaguje přímo, ale vystupuje vůči němu jako rozpouštědlo za vzniku kapalné fáze. Konvekce v kapalné fázi je oproti difuzi v pevné fázi mnohem rychlejším procesem, který usnadňuje přístup dalších štěpných produktů na rozhraní tablety a pokrytí, čímž rostou příslušné reakční rychlosti a výsledná rychlost degradace pokrytí [67].

## 2.4. Veličiny omezující maximální vyhoření

Na jaderné palivo se vztahuje řada kritérií, což jsou přesně definované požadavky nebo omezení, která musí během provozu na výkonu palivo splňovat, a v případě

omezení, je nesmí překonat. Na základě těchto kritérií lze určit některé veličiny omezující maximální přípustné vyhoření. Některé takové veličiny jsou zahrnuty v bezpečnostních kritériích, která jsou běžně na palivo aplikována. Dobře definovaná jsou bezpečnostní kritéria zavedená pro palivo tlakovodních reaktorů. V rámci těchto kritérií byly pro sledované veličiny stanoveny limitní hodnoty, které nesmí být během provozu překročeny. Protože geometrie paliva pro reaktory typu GFR, která je uvažována v této práci, je shodná s geometrií paliva tlakovodních reaktorů, budou určité jevy omezovat životnost tohoto paliva stejným způsobem, což umožňuje uplatnit příslušná kritéria.

Dalším možným zdrojem, na základě kterého lze identifikovat některé veličiny omezující přípustné vyhoření, jsou návrhová kritéria paliv. V rámci vývoje paliva pro reaktor EM<sup>2</sup> vytyčila společnost General Atomics kritéria vycházející z doporučení amerického regulačního úřadu pro jadernou bezpečnost NRC [34]. Výhodou je, že návrh paliva reaktoru EM<sup>2</sup> je, alespoň co se použitých materiálů týče, velmi podobný palivu, pro které je dále v této práci vyhodnocováno maximální přípustné vyhoření.

Za účelem stanovení maximálního přípustného vyhoření lze tak na základě těchto kritérií uvažovat následující veličiny jako limitní:

- **Teplota tání paliva**, respektive její dosažení v centrální ose palivové tablety. Pro toto kritérium existuje několik důvodů. Kapalná fáze má oproti pevné nižší hustotu. Přítomnost kapalné fáze urychluje konvektivní procesy a uvolňování plynných štěpných produktů z tablety. V proutku by dále mohlo docházet k relokaci taveniny, která by se jednak mohla dostat do kontaktu s pokrytím a způsobit jeho rychlou degradaci nebo způsobovat vznik lokálních teplotních píků v palivovém proutku (takzvaných hot spots) [68]. Toto kritérium je ze stejných důvodů součástí návrhových kritérií paliva reaktoru EM<sup>2</sup> [34].
  
- **Tlak plynné náplně proutku**, jehož velikost se nejčastěji omezuje dvěma následujícími způsoby:
  - Velikost tlaku v proutku nesmí přesáhnout nominální hodnotu tlaku chladiva [68].
  - Velikost tlaku v proutku smí přesáhnout nominální hodnotu tlaku chladiva, ale pouze za předpokladu, že výsledná tlaková síla působící na pokrytí nezpůsobí jeho creep tak, aby došlo ke zvětšení mezery mezi tabletou a pokrytím (označováno jako creep lift-off) [68].
  
- **Napětí působící na pokrytí** lze omezit několika způsoby:
  - V případě zirkoniového pokrytí paliva tlakovodních reaktorů nesmí napětí působící na pokrytí přesáhnout 0,2 % meze pevnosti/meze kluzu (liší se podle legislativy konkrétního členského státu NEA) pokrytí při dané provozní teplotě [68].
  - V případě návrhu paliva reaktoru EM<sup>2</sup> je působící napětí omezeno doporučením americké organizace ASME (z anglického American Society of

Mechanical Engineers). Za normálních a abnormálních provozních stavů nesmí napětí působící na pokrytí přesáhnout jednu třetinu meze pevnosti materiálu (při dané teplotě/při zahrnutí radiačního poškození) nebo dvě třetiny meze kluzu neozářeného materiálu při dané teplotě. Během havarijních stavů pak působící napětí nesmí překročit mez kluzu. Zda bude možná kritérium v této podobě považovat i jako bezpečnostní závisí na posouzení NRC [34].

- **Celková deformace pokrytí**, která je vyjádřena v procentech jeho původní velikosti, lze na základě uvažovaných kritérií omezit více způsoby:
  - V případě pokrytí paliva tlakovodních reaktorů se celková deformace často omezuje podle složky napětí, která deformaci působí. Celkovou deformaci lze omezit následujícími způsoby:
    - \* Deformace způsobená pouze tangenciální složkou působícího napětí nesmí přesáhnout 1 % [68].
    - \* Pokud je uvažováno působení tangenciální a axiální složky napětí, nesmí být celková deformace větší než 2,5 %. Pro některá pokrytí byla dále, pro umožnění většího vyhoření paliva, tato hodnota navýšena na 3,5 %. Konkrétní kritérium kladené na palivo se liší podle legislativy konkrétního členského státu NEA, pro které byla tato kritéria navržena. [68].
    - \* Deformace proutku v axiálním směru nesmí způsobit jeho ohyb. K tomu by mohlo dojít, pokud by během ozařování proutek dosedl do hlavic v palivovém souboru a nemohl se tak dále v axiálním směru rozpínat. Palivový soubor musí být navržen tak, aby byl během ozařování paliva v aktivní zóně vyhrazen dostatečný prostor pro axiální rozpínání proutku. Pro celkovou axiální deformaci proutku není ale v [68] uvedena konkrétní číselná limitní hodnota tak, jak je tomu pro deformaci způsobenou jednotlivými složkami působícího napětí.
  - V případě pokrytí SiC/SiCf je důležité celkovou deformaci omezit pro zaručení zachování jeho hermetičnosti. Pro kompozitní pokrytí SiC/SiCf paliva reaktoru EM<sup>2</sup> platí, že celková relativní obvodová deformace proutku (z anglického hoop strain) nesmí přesáhnout 0,62 % [34].
- **Teplota pokrytí** je omezena v návrhovém kritériu palivového proutku reaktoru EM<sup>2</sup>. Pro pokrytí SiC/SiCf je jeho teplota zásadní veličinou ovlivňující jeho hermetičnost a stabilní mechanické vlastnosti. V prostředí aktivní zóny rychlého jaderného reaktoru, kde je pokrytí bombardováno vysokoenergetickými neutrony (1-2 MeV), by příliš nízké teploty akcelerovaly amorfizační swelling materiálu pokrytí, který je spojený se značným nárůstem objemu

a zhoršováním jeho mechanických vlastností. Naopak příliš vysoké teploty snižují pevnostní charakteristiky SiC a po dosažení kritické teploty ( $\sim 2818$  K) dochází k jeho termickému rozkladu. Ideální teplota tohoto pokrytí by se při provozu měla pohybovat v rozmezí 800-1400 K, protože v tomto teplotním rozmezí dochází k teplotní regeneraci (žhání) radiačního poškození způsobeného neutrony. Udržování teploty pokrytí v tomto rozmezí tak prodlužuje jeho životnost [34].

Protože jsou reaktory GFR chlazené plynem, nelze na jejich palivo aplikovat další kritéria relevantní pro palivo používané v tlakovodních a varných reaktorech, která se vztahují na interakci mezi chladivem (vodou) a pokrytím (oxidace, navodíkování, usazování úsad na povrchu pokrytí) nebo na nežádoucí fyzikální jevy (kritická hustota tepelného toku - blánový var). Je pravděpodobné, že na palivo reaktorů GFR se budou vztahovat jiná kritéria obdobně nepřenositelná na palivo reaktorů, které využívají jiná chladiva nebo pracují s tepelným spektrem neutronů.

Pro palivo reaktoru EM<sup>2</sup> byly kromě uvedených návrhových kritérií vytyčeny další oblasti zájmu, například PCCI karbidického paliva a kompozitního pokrytí, které v současné době nejsou vyhodnoceny. S dalším výzkumem v těchto oblastech a zejména po nashromáždění dostatečného množství experimentálních dat, bude možné vytyčit další kritéria zahrnující doposud neuvažované limitní veličiny potenciálně omezující maximální přípustné vyhoření.

# 3. Limitní hodnoty veličin omezujících maximální přípustné vyhoření

Proutkové palivo GFR, které je uvažováno v této práci, nebylo doposud použito v žádném výzkumném ani komerčním energetickém reaktoru. Zároveň nebyl nikdy uveden do provozu žádný rychlý plynem chlazený reaktor. Doposud nejsou v dostupné literatuře k dispozici žádné výsledky experimentů zkoumajících chování karbidického paliva nebo kompozitu SiC/SiCf v podmínkách aktivní zóny GFR. Pro tuto materiálovou kombinaci zároveň neexistují žádná dostupná data popisující jevy, ke kterým dochází při vzájemné interakci (PCMI a PCCI) za provozních podmínek reaktorů GFR nebo během havarijních stavů. Při rešerši limitních hodnot veličin omezujících maximální přípustné vyhoření tedy není možné vycházet z experimentálních dat přímo popisujících jevy, ke kterým dochází v palivu v podmínkách aktivní zóny GFR.

Protože byl koncept směsného karbidického paliva rozvíjen souběžně s rychlými reaktory typu LMFBR, přičemž v současnosti tento vývoj pro některé reaktory tohoto typu stále probíhá (například pro reaktor FBTR), jsou k dispozici experimentální data popisující jevy jako jsou creep, swelling nebo rekrytalizace paliva v jejich provozních podmínkách. Tato data nejsou pro účely analýzy paliva pro reaktor GFR přenosná zcela, a to kvůli rozdílům mezi koncepty GFR a LMFBR. Množství experimentálních dat, které jsou k dispozici, je dále poměrně omezené, což je pravděpodobně způsobeno tím, že (směsné) karbidické palivo je stále spíše alternativou k oxidickým palivům (zejména MOX), která jsou pro rychlé reaktory využívány nejčastěji.

Kompozitní pokrytí SiC/SiCf je jedním z konceptů rozvíjených pro paliva typu ATF (z anglického Accident Tolerant Fuel), přičemž pokročilost této technologie, a s tím související materiálové vlastnosti pokrytí, se rychle vyvíjejí. Protože jsou paliva ATF určena primárně pro tlakovodní a varné reaktory uplatňují se na dostupná data podobná omezení jako na data popisující palivo, což je v tomto případě spojeno především s volbou chladiva a jeho rozdílnými parametry (teplota, tlak) nebo neutronovým spektrem (tepelné oproti rychlému).

## 3.1. Rešerše experimentálních hodnot

Rešerše je rozdělena do dvou částí. V první části jsou shrnuta dostupná data limitních veličin omezujících vyhoření, které jsou uvedeny v sekci 2.4. Tyto hodnoty jsou použity pro vyhodnocení simulace vyhořívání reprezentativního palivového proutku, která je provedena v této práci, a stanovení jeho maximálního přípustného vyhoření. V druhé části jsou shrnuta data popisující některé jevy doprovázející vyhořívání paliva uvažovaného v této práci, které přímo ovlivňují sledované limitní veličiny. Příkladem je uvolňování plynných štěpných produktů do plynné výplně proutku, čímž roste její tlak, který je sledovanou veličinou. Na základě těchto dat nelze maximální vyhoření omezit přímo, lze je ale srovnávat s výstupy výpočtu, který tyto jevy během simulace vyhořívání vyhodnocuje.

### 3.1.1. Veličiny omezující maximální přípustné vyhoření

#### Mez pevnosti pokrytí SiC/SiCf

V této části rešerše byly sledovanými veličinami mez pevnosti při namáhání v tečném směru k povrchu z (anglického hoop tensile strength), která je dále označována jako tečná mez pevnosti, a mez pevnosti při namáhání v axiálním směru (z anglického axial tensile strength), která je dále označovaná jako axiální mez pevnosti. Obě tyto veličiny byly vyčíslovány testováním dutých válcových vzorků reprezentujících pokrytí. Jejich velikost je ovlivněna mnoha faktory jako například typem vláken, způsobem a geometrií vinutí, přítomností mikrostrukturních prvků zlepšujících materiálové vlastnosti nebo přítomností zpevňujícího povlaku naneseného na vnější nebo vnitřní povrch vzorku.

V rámci experimentu, popsáném v [69], byly analyzovány vzorky pokrytí připraveného metodou CVI s kostrou vyztuženou blíže neurčenými vlákny III. generace a přechodovou vrstvou z PyC o tloušťce  $\sim 200$  nm. Výška válcových vzorků byla 32 mm, vnější průměr 9,5 mm a tloušťka stěny 1,1 mm. Bližší informace o úhlu vinutí nejsou v článku uvedeny. Experiment byl proveden podle doporučení ASTM C1819-21, podle kterého byly voleny rozměry vzorku. Cílem experimentu bylo vyhodnotit odolnost pokrytí vůči napěťovým šokům, které se během provozu mohou objevit v přechodových nebo havarijních stavech. S tím koresponduje poměrně vysoká rychlost zatěžování vzorků. Tečná mez pevnosti nejpomaleji zatěžovaných vzorků byla stanovena jako 112,4 MPa, zatímco při nejrychlejší zatěžování tečná mez pevnosti poklesla na 92,4 MPa.

Článek [70] popisuje výsledky experimentu, při kterém byly testovány vzorky pokrytí s kostrou vyztuženou vlákny Tyranno SA3 a Hi-Nicalon Type S a PyC jako materiálem přechodové vrstvy, na které byla nanesena zpevňující vrstva SiC, a to jak na vnitřní, tak na vnější povrch válcového vzorku. Obě vrstvy byly naneseny pomocí metody CVD. Vnější vrstva měla tloušťku 100  $\mu\text{m}$ , zatímco tloušťka vnitřní vrstvy se pohybovala v rozmezí od 300  $\mu\text{m}$  do 500  $\mu\text{m}$ . Vzorky měly výšku 10 nebo 30 mm, vnější poloměr v rozmezí 9,6-10,1 mm a tloušťku stěny v rozmezí 1,1-1,6 mm. Úhel vinutí vláken byl zvolen jako  $\pm 45^\circ$ ,  $\pm 55^\circ$  nebo  $\pm 65^\circ$ . Testy vzorků probíhaly za pokojové teploty. Tečná mez pevnosti byla stanovována zatěžováním vzorku pomocí rozpínající se polyuretanové zátky vložené do válcového vzorku. Střední hodnota tečné meze pevnosti, určená v tomto experimentu, je rovna 282,4 MPa.

V experimentu, popsáném v [71], byly analyzovány vzorky pokrytí složeného z matrice nanesené metodou CVI, kostry z vláken třetí generace Amoisic-3 a přechodového materiálu obsahujícího kromě vrstvy PyC o tloušťce  $\sim 100$  nm také vrstvu SiC nanovláken o tloušťce  $\sim 100$  nm na kterou byla vlánka naplétána. Úhel vinutí vláken byl roven  $\pm 45^\circ$ . Vzorky měly délku 300 mm, vnější poloměr v rozmezí 9,3-9,5 mm a tloušťku stěny v rozmezí 0,8-1,0 mm. Testy vzorků probíhaly za pokojové teploty za pomoci rozpínající se polyuretanové zátky, která byla vložená do vnitřku válcového vzorku. Vzorky byly testovány alespoň pětkrát. Výsledná hodnota střední tečné meze pevnosti takto připraveného pokrytí má velikost 313,6 MPa.

Ve dvou podobných experimentech, uvedených v [72] a [73], byly testovány vzorky pokrytí připraveného metodou CVI s kostrou z vláken Hi-Nicalon Type-S. Analyzované vzorky se lišily geometrií vinutí, v případě [72] se jednalo o kompozit 2D-SiC/SiCf, zatímco v případě [73] šlo o 3D-SiC/SiCf. Materiál přechodové vrstvy v

pokrytí byl pro oba vzorky PyC o tloušťce 100 nm. Odlišný byl také úhel vinutí. V případě [72] byl úhel vinutí roven  $\pm 45^\circ$ , v případě [73] pak  $\pm 30^\circ$ . Rozdílné byly i rozměry vzorků. Vzorky testované v případě [72] byly válečky o výšce 10 cm, vnějším průměru o velikosti 9,75 mm a tloušťkou stěny o velikosti 1,95 mm. V případě [73] měly vzorky výšku v rozmezí 60-70 mm, vnější průměr o velikosti 9,6 mm a tloušťku stěny o velikosti 1,5 mm. Dalším rozdílem byl způsob testování. V případě [72] byl test proveden podle doporučení ASTM C1819 americké standardizační organizace ASTM. V [73] byly vzorky namáhány pomocí elastomerového rukávu zastrčeného do vzorku, do kterého byl vhaněn olej, čímž byl regulována tlaková síla působící na pokrytí. Výsledky obou experimentů se výrazně liší. Střední tečná mez pevnosti vzorků analyzovaných v [72] je rovna 350 MPa, zatímco v případě [73] má pozorovaná střední hodnota velikost pouze 63 MPa.

Cílem studie [74] bylo určit vliv zpevňující vrstvy SiC nanesené metodou CVD na velikost meze pevnosti pokrytí. Byly testovány různé dostupné vzorky pokrytí, přičemž na část z nich byla nanesena vrstva SiC o tloušťce  $\sim 0,15$  mm. Typ vláken stejně jako úhel vinutí nebyl v článku uveden. Materiálem přechodové vrstvy byl PyC, tloušťka vrstvy ale nebyla specifikována. Výška vzorků nebyla uvedena. Vnější průměr a tloušťka stěny se lišily podle toho, zda byla na povrch nanesena vrstva SiC. Vnější průměr vzorků s vrstvou SiC se pohyboval v rozmezí 9,50-9,51 mm zatímco pro vzorky bez vrstvy SiC šlo o rozmezí 8,64–8,75 mm. Stejně tak se lišila tloušťka stěny vzorků. Pro vzorky s vrstvou SiC se tloušťka stěny pohybovala v rozmezí 0,92-0,98 mm, pro vzorky bez vrstvy SiC pak šlo o rozmezí 0,51-0,59 mm. Příprava vzorků a samotné testování vycházelo z doporučení ASTM C1323. Výsledná střední tečná mez pevnosti vzorků s nanesenou vrstvou SiC ( $\sim 169$  MPa) je asi 1,5krát větší oproti střední mezi pevnosti vzorků, které takto ošetřené nebyly ( $\sim 108$  MPa).

Článek [75] uvádí výsledky experimentu, při kterém byly vyhodnocovány mechanické vlastnosti vzorků kompozitu SiC/SiCf připraveného metodou CVI s kostrou z vláken typu Hi-Nicalon S a PyC jako materiálem přechodové vrstvy ( $< 200$  nm). Výška vzorků byla rovna 250 mm, vnější průměr 10,2 mm a tloušťka stěny 2,2 mm. Úhel vinutí nebyl v článku specifikován. Mezi vyhodnocovanými veličinami byly i axiální a tečná mez pevnosti. Postupy jednotlivých dílčích experimentů vycházely z doporučení ASTM C1773-13 a ASTM C1819-15. Velikost střední axiální meze pevnosti byla stanovena jako 245 MPa, velikost střední tečné meze pevnosti jako 380 MPa.

Zpráva [34], která popisuje návrh palivového proutku reaktoru EM<sup>2</sup>, obsahuje informace o mechanických vlastnostech kompozitního pokrytí SiC/SiCf SiGA vyvíjeného společností GA, mimo jiné také axiální i tečnou mez pevnosti. Toto pokrytí je tvořeno maticí SiC o vysoké čistotě nanášenou na kostru z vláken Hi-Nicalon S pomocí metody CVI s PyC jako materiálem přechodové vrstvy. [76]. Axiální mez pevnosti tohoto pokrytí je rovna 224 MPa, tečná mez pevnosti potom 346 MPa [34]. Konkrétní informace o testování, tloušťkách vrstev materiálů v kompozitu, úhlu vinutí nebo rozměrech válcového pokrytí nejsou ve zprávě uvedeny.

Bylo provedeno několik experimentů, které měly za cíl vyhodnotit tečnou a axiální mez pevnosti vzorků pokrytí SiC/SiCf jaderné kvality lišících se například přítomností vnější zpevňující vrstvy materiálu, typem použitých vláken nebo úhlu vinutí. V dostupné literatuře jsou uvedeny experimenty vyhodnocující především tečnou mez pevnosti. Velikosti střední tečné meze pevnosti zjištěné v těchto experimentech mají poměrně velký rozptyl, hodnoty se pohybují v rozmezí 36-380 MPa.



Střední axiální mez pevnosti je v dostupné literatuře vyhodnocovaná méně často. Tato rešerše obsahuje pouze dvě experimentálně stanovené hodnoty této veličiny pro dva různé vzorky pokrytí - 245 a 224 MPa.

### Teplota tání (U,Pu)C

Teplota tání karbidického paliva je silně závislá na poměrném obsahu U a Pu ve směsi karbidů. S rostoucím podílem Pu teplota tání klesá [28]. Pro palivo o složení (U<sub>0,8</sub>,Pu<sub>0,2</sub>)C uvádí [28] teplotu tání o velikosti 2750 K. Zpráva [77] obsahuje podrobnější informace - teplota solidu, tedy nejvyšší teplota, při které je palivo v pevném skupenství, je rovna 2548 K, zatímco teplota likvidu, tedy nejnižší teplota, při které je palivo v kapalném skupenství, má velikost 2758 K.

Pro palivo o složení (U<sub>0,3</sub>,Pu<sub>0,7</sub>)C je teplota tání uvedena v člancích [78] a [79] popisujících výsledky indických ozařovacích experimentů s tímto palivem v rychlém reaktoru FBTR. Podle [78] má teplota tání velikost 2148 K, zatímco článek [79] uvádí hodnotu 2123 K.

Je pravděpodobné, že jako v případě oxidického paliva, se bude teplota tání paliva s rostoucím vyhořením snižovat. V dostupné literatuře ale nejsou v současné době dostupná žádná experimentální data, která by tuto závislost popisovala.

### Teplota pokrytí SiC/SiCf

Podle zprávy [34] nesmí teplota kompozitního pokrytí dosáhnout teploty termického rozkladu SiC, které má podle této zprávy velikost 2818 K. Podobná hodnota je uvedena ve článku [80], podle kterého dochází za atmosférického tlaku k termickému rozkladu při teplotě ~ 2840 K. Takto vysoké hodnoty jsou skutečně nejzazší limity, ke kterým se teplota pokrytí nesmí přiblížit. Je nutné zmínit, že s rostoucí teplotou se zhoršují mechanické vlastnosti pokrytí. Podle [34] klesá mez pevnosti SiC na 75 % původní velikosti při teplotách okolo 1723 K, přičemž tento pokles s rostoucí teplotou pokračuje. Je tak pravděpodobné, že předtím než by při provozu na výkonu v aktivní zóně za vysokých teplot došlo k samotnému termickému rozkladu, tak by se pokrytí vlivem působícího mechanického napětí porušilo.

## 3.1.2. Jevy doprovázející vyhořívání

### Celková deformace SiC/SiCf způsobená teplotním creepem

Celková deformace SiC/SiCf způsobená teplotním creepem byla vyčíslována v několika experimentech, jejichž výsledky jsou součástí přílohy A.

V rámci experimentu popsaného v [81] byly testovány vzorky 2D-SiCf/SiC kompozitu připraveného metodou CVI s kostrou z vláken Amosic-H SiC fiber. Vzorky byly nejdříve ve vakuu ( $10^{-3}$  Pa) nahřáty na požadovanou teplotu (1300-1430 °C) a poté zatíženy požadovaným napětím 80-150 MPa, dokud nedošlo k přetržení vzorku (kromě vzorku, který byl zatížen napětím 80 MPa při teplotě 1300 °C zatěžovaném po dobu 500 h bez porušení). Hodnoty napětí, teplot a výsledné relativní creepové deformace pro každý testovaný vzorek jsou uvedeny v Tab.6.1a v příloze A.

V dalším experimentu popsaném v [82] byly testovány tři typy vzorků (označených jako A1, A2 a B) 2D-SiCf/SiC kompozitu s kostrou z vláken Hi-Nicalon S a maticí připravenou kombinací metod CVI a MI (z anglického Melt Infiltration). Metoda MI je založená na stejném principu jako metoda CVI, s tím rozdílem, že látky, jejichž

reakcí dochází k utváření matrice, jsou v kapalném skupenství [28]. Typy vzorků se lišily objemovým obsahem SiC naneseným metodou CVI a SiC/Si naneseným metodou MI. Vzorky byly během experimentu udržovány na teplotě 1315 °C při zatížení 103, 138 nebo 172 MPa. Vyjma vzorku typu A2 zatěžovaného napětím o velikosti 172 MPa, který se přetrhl předčasně, byly všechny vzorky zatěžovány po dobu 100 h. V Tab.6.1a jsou uvedeny hodnoty napětí a výsledné relativní creepové deformace pro každý testovaný vzorek daného typu. Každý řádek přísluší individuálnímu vzorku daného typu.

Cílem experimentu popsaného v [83] bylo popsat teplotní creep vzorků kompozitu SiC/SiCf a studovat vývoj poškození mikrostruktury namáhaného materiálu. Byly testovány vzorky 2D-SiC/SiCf kompozitu zahřáté na teplotu 1200, 1300 a 1400 °C ve vakuu, které byly namáhány napětím v rozmezí 100-140 MPa dokud nedošlo k jejich přetržení. Výsledná závislost celkové creepové deformace na době namáhání při daném napětí a teplotě 1200 °C je zobrazena na Obr.6.1a (viz příloha A).

V rámci experimentu uvedeného v [84] byly analyzovány vzorky 2D-SiC/SiCf kompozitu s kostrou z vláken Hi-Nicalon-S a matricí nanesenou metodou CVI. Jednotlivé testy probíhaly podle doporučení ASTM C1337-10 ve vzduchové atmosféře. Testované vzorky byly zahřáté na teplotu v rozmezí 1200-1550 °C (konkrétně vyznačeno na Obr.6.1b) a zatíženy konstantním napětím o velikosti 69 MPa, dokud nedošlo k jejich přetržení. Jednotlivé závislosti celkové creepové deformace na době namáhání při teplotě jsou vyneseny na Obr.6.1b (viz příloha A).

Bylo provedeno několik destruktivních experimentů, které měly za cíl vyhodnotit velikost teplotní creepové deformace vzorků kompozitu 2D-SiC/SiCf připravených pomocí metody CVI nebo kombinované metody CVI a MI. Dále se vzorky lišily například typem použitých vláken. Testy probíhaly za vysokých teplot (> 1200 °C) ve vzduchové atmosféře nebo ve vakuu. Výsledky jednotlivých experimentů jsou shrnuty v příloze A.

## Swelling SiC/SiCf

Článek [85] popisuje experiment, při kterém byl vyhodnocován objemový swelling vzorků monolitického SiC a kompozitu SiC/SiCf v závislosti na absorbované dávce při teplotách blízkých provozním teplotám v aktivní zóně tlakovodního reaktoru, při kterých je dominantním mechanismem swelling způsobený bodovými defekty, který se, jak bylo zmíněno v sekci 2.1.2, projevuje v teplotním rozmezí 150-900 °C. Během experimentu byly analyzovány vzorky 2D-kompozitu SiC/SiCf lišících se vlákny kostry kompozitu (Hi-Nicalon Type S a Tyranno SA3) a tloušťkou vrstvy přechodového materiálu PyC (100/300 nm). Ze vzorku typu (Hi-Nicalon Type S/100 nm) byl nejdříve vytvarován dutý kvádr o rozměrech 100×100×300 mm s tloušťkou stěny 1,5 mm, který byl následně nařezán na vzorky kolmo ke své axiální ose a podél ní. Ze stejného typu vzorku byly dále vyrobeny desky o rozměrech 150×150×2 mm. Tyto vzorky byly ozařovány v reaktoru HFIR (High Flux Isotope Reactor) při střední hustotě toku neutronů o velikosti  $1 \cdot 10^{19} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1}$  a teplotách 260 a 280 °C. Absorbované dávky, po kterých byl swelling vyhodnocován, byly 0,01; 0,03; 0,1; 0,3; 1,0; 2,0 a 11,8 dpa. Relativní změna délky/šířky/tloušťky vzorku způsobená swellingem je v závislosti na absorbované dávce vynesena na Obr.6.2a (délka), Obr.6.2b (šířka) a Obr.6.2c (tloušťka). Tyto grafy jsou součástí přílohy B.

V rámci experimentu, uvedeném v [86], bylo cílem popsat následky ozařování ne-

utrony na mechanické vlastnosti vzorků 2D-kompozitu SiC/SiCf připraveného metodou CVI s kostrou vyztuženou různými typy vláken (Hi-Nicalon Type S, Tyranno SA3) a s různým materiálem přechodové vrstvy (pouze PyC nebo vrstva PyC a SiC). V rámci této analýzy bylo také vyhodnoceno relativní prodloužení způsobené swellingem po absorbování dávky o velikostech 11 a 12 a 44 dpa. Vzorky kompozitu, ve tvaru destičky o rozměrech  $25 \times 2,8 \times 1$  mm, byly ozářeny v reaktoru HFIR při teplotách v rozmezí 450-640 °C. Pozorované hodnoty prodloužení jsou uvedeny v Tab.6.2, která je rovněž uvedena v příloze B.

V podobném experimentu, popsáném v [87], byly analyzovány změny mechanických vlastností vzorků 2D-kompozitu SiC/SiCf připravených metodou CVI s kostrou vyztuženou různými typy vláken (Hi-Nicalon Type S, Tyranno SA3, SCS-Ultra), ke kterým dochází za neutronických a teplotních podmínek aktivní zóny tlakovodního reaktoru. Součástí této analýzy bylo stanovení relativního prodloužení způsobené swellingem po absorbování dávky o velikosti 2,0 a 11,8 dpa. Vzorky kompozitu byly vytvarovány do tvaru destičky o rozměrech  $28 \times 3,9 \times 2$  mm a následně ozářeny v reaktoru HFIR při teplotách v rozmezí 230-340 °C. Pro každý typ vzorku bylo provedeno 6-7 nezávislých testů. Výsledky jsou uvedeny v Tab.6.3, která je také součástí přílohy B.

V článku [88] je uveden popis experimentu, při kterém byl vyhodnocován celkový radiační swelling vzorků 2D-kompozitu SiC/SiCf připravených pomocí metody CVI s kostrou z vláken Tyranno SA3. Analyzované vzorky měly tvar destičky o rozměrech  $25 \times 3,9 \times 2$  mm. Vzorky byly ozařovány v reaktoru BR2 pod dobu 60 dnů při teplotách v rozmezí 333-363 K, ve kterých je, jak bylo zmíněno v sekci 2.1.2, dominantním mechanismem amorfizační swelling. Celková absorbovaná dávka vzorků se pohybovala v rozmezí 0,2-0,25 dpa. Relativní prodloužení způsobené swellingem byla vyčíslena jako 1,15 %, celkový objemový swelling potom jako 3,41 obj. %.

V dostupné literatuře je popsáno několik ozařovacích experimentů vyhodnocujících swelling vzorků 2D-kompozitu SiC/SiCf v rámci výzkumu pokročilých materiálů pro paliva typu ATF. Vzorky testované v jednotlivých experimentech měly většinou podobné rozměry. Ve většině experimentů byly testovány vzorky se stejným typem použitých vláken kostry kompozitu. Jednotlivé experimenty se lišily ozařovacími teplotami a absorbovanými dávkami, po kterých byl swelling vyhodnocován. Nejčastěji bylo vyhodnocováno prodloužení destičkových vzorků způsobené swellingem. Výsledky jednotlivých experimentů jsou součástí přílohy B.

## Swelling paliva (U,Pu)C

Swelling (U,Pu)C je doposud kvantitativně málo popsáným a prozkoumaným jevem. V současnosti je k dispozici pouze několik zdrojů, které popisují experimentální stanovení celkového swellingu ozářených vzorků směsného karbidického paliva nebo jeho rychlost v závislosti na dosaženém vyhoření.

Článek [89] uvádí popis experimentálního vyhodnocení míry uvolňování plynných štěpných produktů, volného swellingu, swellingu omezeného pokrytím a creepu dvou typů vzorků palivových tablet z  $(U_{0,85}Pu_{0,15})C$  se středovým otvorem. K ozařování a vyhodnocování vzorků sloužily speciální kapsle. Vzorky se lišily hustotou a rozměry - vnějším a vnitřním průměrem tablety a výškou. Tablety byly ozařovány v reaktoru FR2 při střední hustotě toku neutronů o velikosti  $5 \cdot 10^{17} \text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$ . Nejvyšší dosažené vyhoření vzorků mělo hodnotu 5,3 % FIMA (vyhoření vzorků se pohybo-

valo v rozmezí 0,4-5,3 % FIMA). Hustota vzorků se pohybovala v rozmezí 94-96 % TH. Swelling byl vyhodnocován v závislosti na vážené teplotě paliva  $T$ , která se pohybovala v rozmezí 1000-1750 °C. Teplota  $T$  byla určena ze znalosti maximální a střední teploty palivové tablety, váhou byl poměr doby před dosažením maximální teploty a celkové doby ozařování. Tento přístup byl zvolen pro zohlednění změn teploty v tabletě během ozařování, protože swelling je na teplotě silně závislý. Celkový swelling, teplota  $T$  a dosažené vyhoření jednotlivých vzorků jsou uvedeny v Tab.6.4 v příloze C.

Součástí ozařovacích experimentů s palivovými proutky obsahující palivo (U,Pu)C provedených v rámci práce [61] bylo také vyhodnocení celkového swellingu palivových tablet a vyčíslení jeho jednotlivých příspěvků. Ačkoliv se swelling podle definice (2.6) vztahuje k objemovým změnám ozařovaného materiálu, v [61] byl celkový swelling vyhodnocován na základě změny plochy příčného průřezu palivové tablety. Výstupem měření tak nebyl objemový, ale plošný swelling, který je v [61] zadefinován jako:

$$\frac{\Delta S}{S_0} = \frac{S - S_0}{S_0} \quad (3.1)$$

kde  $S_0$  označuje plochu průřezu tablety před ozáření a  $S$  po ozáření. Tento přístup byl zvolen především proto, že nebylo možné s dostatečnou přesností určit objemové změny tablety způsobené jejím praskáním. Dalším důvodem byla skutečnost, že při ozařování těchto palivových proutků je po rychlém uzavření mezery mezi tabletou a pokrytím deformace tablet v axiálním směru výrazně zpomalena vlivem PCI. Swelling tablety je tak primárně spojen se zvětšováním jejího poloměru, přičemž není výrazně zpomalen pokrytím, které se vlivem radiačního swellingu deformuje směrem od tablety [61].

V experimentu byly použity dva typy palivových tablet označených jako K7 a K9, které se lišily rozměry, výkonovým zatížením během ozařování a cílovým vyhořením. Tablety stejného typu se mezi sebou dále odlišovaly výrobní hustotou. Palivové proutky byly tvořeny ocelovým pokrytím, palivovými tabletami typu K7 nebo K9 a heliovou výplní. Ozařování bylo provedeno ve výzkumných rychlých reaktorech EBR-II a FFTF. Dosažené vyhoření paliva se pohybovalo v rozmezí 4-16 % FIMA. Naměřené hodnoty swellingu, maximální dosažená teplota v tabletě a dosažené vyhoření jsou pro každou vyhodnocovanou tabletu uvedeny v Tab.6.5a (typ K7) a Tab.6.5b (typ K9), které jsou součástí přílohy C.

O něco lépe je popsána rychlost swellingu (U,Pu)C. Z naměřených dat je ve [89] stanovena rychlost swellingu pro různá teplotní rozmezí - pro teploty nepřesahující 1000 °C je rychlost swellingu přibližně 1,5 obj. % na % FIMA, pro teploty okolo 1300 °C pak 3 obj. % na % FIMA a nakonec pro teploty přesahující 1700 °C je rychlost swellingu přibližně rovna 12 obj. % na % FIMA.

V jiném experimentu, popsaném v [90], bylo ozařováno celkem 200 vzorků palivových tablet tří různých typů paliva lišícího se rozměry, teoretickou hustotou a materiálem výplně mezery (sodík/He) mezi tabletou a pokrytím po uložení do palivového proutku. Tablety byly ozařovány v reaktoru DFR při různém výkonovém zatížení v rozmezí 35-120 kW/m. Maximální dosažené vyhoření se pohybovalo v rozmezí 3,7-11,2 % FIMA. Byla vyhodnocena rychlost swellingu pro palivové tablety v proutcích se sodíkovou výplní - při teplotách nepřesahujících 900 °C byla rychlost swellingu stanovena jako 0,5 obj. % na % FIMA, zatímco při teplotách okolo 1600 °C rychlost swellingu vzrostla na 1,3 obj. % na % FIMA.

V monografii [91] jsou shrnuty dosavadní ruské zkušenosti s ozařováním karbidického a směsného karbidického paliva. V rámci experimentu bylo v reaktoru BOR-60 ozářeno 8 palivových proutků obsahujících (U,Pu)C s plynnou (He) nebo kovovou (Na-K) výplní. Ozařování probíhalo, dokud se neuvolnilo alespoň 10 % celkového obsahu plynných štěpných produktů z matrice palivové tablety. Maximální teploty v palivu nepřesahovaly 1500 °C. Dosažené vyhoření paliva se pohybovalo v rozmezí 3,3-10,4 % FIMA. Rychlost swellingu byla pozorována v rozmezí 1,2–2,5 obj. % na % FIMA.

V článku [92] jsou shrnuty výsledky experimentů, při kterých bylo v reaktoru FBTR ozařováno palivo typu Mark-I obsahující (U<sub>0,3</sub>Pu<sub>0,7</sub>)C a Mark-II obsahující (U<sub>0,45</sub>Pu<sub>0,55</sub>)C s postupně se zvětšujícím konečným vyhořením - od prvních experimentů s nízkým konečným vyhořením v rozmezí 1,6-10 GWd/t (jednotka vyhoření, ve které je celková energie uvolněná štěpením vztažená na počáteční hmotnost paliva nikoliv pouze počáteční hmotnost štěpného materiálu) až po vysoké vyhoření dosahující 165 GWd/t. Bylo pozorováno, že rychlost swellingu paliva Mark-II je, ve srovnání s palivem Mark-I, menší. Tato rychlost byla vyčíslena jako 1,2 obj. % na % FIMA při vyhoření 25 GWd/t a 1 obj. % na % FIMA při vyhoření 50 GWd/t. Teploty paliva, při kterých byly tyto hodnoty pozorovány, nejsou v článku specifikovány.

## Uvolňování plynných štěpných produktů z matrice tablety (U,Pu)C

Společně se swellingem a dalšími jevy, ke kterým dochází ve vyhořívajícím palivu, je množství uvolněných plynných štěpných produktů z matrice tablety (dále označované pod zkratkou *FGR*, z anglického Fission Gas Release) jednou z často sledovaných veličin. Výsledky jednotlivých ozařovacích experimentů, které jsou zahrnuty v této rešerši, jsou uvedeny v příloze D.

V rámci experimentu [89], který je popsán v sekci věnované swellingu (U,Pu)C, bylo také provedeno měření velikosti *FGR*. Podobně jako v případě měření celkového swellingu tablet k tomu byly použité speciální ozařovací kapsle. Teplotní rozmezí vzorků ozařovaného paliva bylo 1000-1750 °C. Výsledky jsou pro vybrané tablety uvedeny v Tab.6.6 (viz příloha D).

V dalším experimentu, popsáném v [55], bylo ozařováno 74 vzorků karbidického paliva v reaktoru EBR II. Vzorky ve formě tablet byly uloženy v ocelovém pokrytí s He jako materiálem výplně. Tablety se lišily výrobní hustotou, rozměry, přítomností centrální dutiny, výkonovým zatížením a celkovým cílovým vyhořením, které se pohybovalo v rozmezí 9-12 % FIMA. Teploty vzorků paliva, pro které bylo *FGR* vyhodnocováno, v článku uvedeny nebyly. Kromě *FGR* bylo vyhodnocováno například PCMI mezi ocelovým pokrytím a palivovou tabletou. Pozorované hodnoty *FGR* jsou uvedeny v Tab.6.7 a Tab.6.8 (viz příloha D). Celkově bylo v rámci tohoto výzkumného programu ozářeno 348 vzorků karbidického paliva. Článek [93] shrnuje jeho výsledky a zahrnuje také vyhodnocení některých pozorování týkajících se *FGR*, která jsou uvedena v Tab.6.9 (viz příloha D).

V článku [94] jsou popsány výsledky ozařovacích experimentů se směsným karbidickým palivem typu sphere-pac. Palivo sphere-pac je tvořeno malými palivovými kuličkami, které nahrazují palivovou tabletu v palivovém proutku. Palivo obsahuje dvě vrstvy kuliček - hrubou vrstvu obsahující sférické palivové kuličky o průměru v rozmezí 500-1200 μm a jednu nebo dvě jemné vrstvy, tvořené vrstvami kuliček o průměru 40-250 μm. Jemná vrstva vyplňuje volný prostor mezi kuličkami hrubé

vrstvy. Během ozařování se pak kuličky natahují a spojují a dochází tak k redukci počáteční vysoké pórovitosti paliva [95]. Celkem 15 vzorků o teoretické hustotě v rozmezí 76-77 % bylo ozařováno v reaktorech SAPHIR, DIDO, BR 2 a DFR. Palivo obsahovalo 15 obj. % Pu. Vyhodnocované vzorky se lišily dosaženým vyhořením, které se pohybovalo v rozmezí 1-6,4 % FIMA a výkonovým zatížením, které nepřesahovalo 100 kW/m. Teploty vzorků paliva, pro které bylo *FGR* vyhodnocováno, v článku uvedeny nebyly. Pozorované hodnoty *FGR* jsou uvedeny v Tab.6.10 (viz příloha D).

V rámci experimentu popsáního v [96] byly ozařovány vzorky směsného karbidického a nitridického paliva. Vzorky ve formě tablet byly ozařovány ve výzkumných reaktorech JRR-2 a JMTR. Tablety o výrobní hustotě 80 % TH obsahovaly celkem 20 obj. % Pu a pro ozařování byly uloženy do ocelového pokrytí s He jako výplní. Výkonové zatížení při ozařování se pohybovalo v rozmezí 43-73 kW/m, dosažená vyhoření potom v rozmezí 4,7-5,5 % FIMA. Maximální teploty v palivu se pohybovaly v rozmezí 1270-1510 °C. Celkem bylo vyhodnoceno 9 vzorků paliva (U,Pu)C lišících se stechiometrií. Výsledky tohoto experimentu jsou uvedeny v Tab.6.11 (viz Příloha D).

V článku [97] jsou shrnuty výsledky experimentů, při kterých byly v reaktoru FBTR ozařovány tablety směsného karbidického paliva (U<sub>0,3</sub>Pu<sub>0,7</sub>)C za účelem vyhodnocení *FGR* pro různá vyhoření a výkonová zatížení. Tablety byly ozařovány dokud nebylo dosaženo vyhoření o velikosti 25, 50 nebo 100 GWd/t. Výkonové zatížení při ozařování bylo rovno 32 a 40 kW/m, přičemž k navýšení výkonového zatížení došlo po dosažení 50 GWd/t. Teploty vzorků paliva, pro které bylo *FGR* vyhodnocováno, nebyly v článku uvedeny. Výsledky tohoto experimentu jsou uvedeny v Tab.6.12 (viz příloha D).

# 4. Simulace vyhořívání reprezentativního palivového proutku v kódu TRANSURANUS

TRANSURANUS je výpočetní kód psaný v jazyce Fortran 95, který se používá pro tepelnou a mechanickou analýzu palivových proutků provozovaných v jaderném reaktoru. Byl vyvinutý v evropském Institutu pro transurany (dnes spadajícím pod JRC, z anglického Joint research center) v německém Karlsruhe a je celosvětově využíván pro výzkumné, vzdělávací a komerční účely. TRANSURANUS lze použít pro analýzu normálních, přechodových, abnormálních nebo havarijních stavů (například nehody LOCA nebo RIA). V kódu TRANSURANUS lze provést deterministickou i pravděpodobnostní analýzu. Jeho flexibilita je založena na možnosti analyzovat problémy na široké časové a prostorové škále to znamená, že lze simulovat děje odehrávající se v časovém rozmezí od milisekund až po roky a do výpočtu zahrnout děje, ke kterým dochází na měřítku zrn (například vývoj a uvolňování plynných štěpných produktů) až po děje ovlivňující celou geometrii palivového proutku. Výpočty se opírají o zabudovanou databázi materiálových dat a korelací platných pro různá paliva (oxidická, karbidická nebo nitridická), pokrytí (různé typy ocelových pokrytí, slitiny zirkonia) a chladiva (lehká voda, helium a tekuté kovy - Na, K, Pb nebo Pb-Bi) [98].

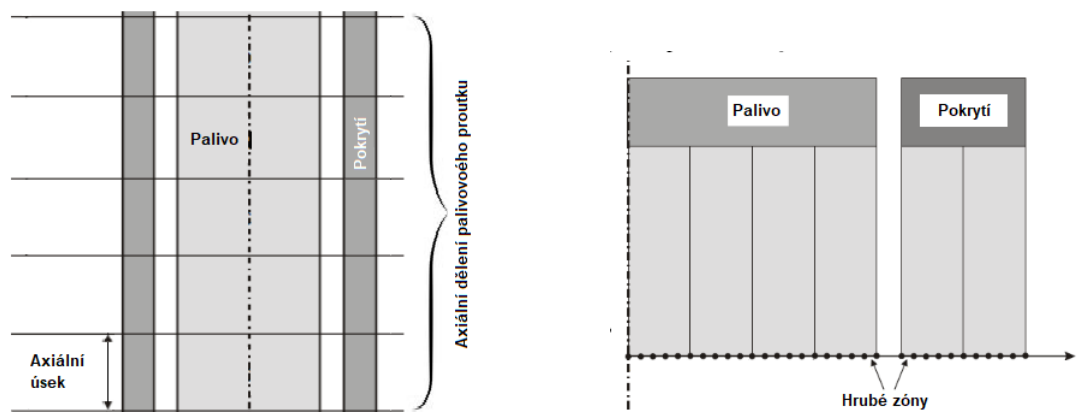
Většina fyzikálních modelů implementovaných v kódu TRANSURANUS je validována pro paliva reaktorů pracujících s tepelným spektrem neutronů, zejména pro paliva reaktorů typu PWR (tedy  $\text{UO}_2$ ,  $\text{UO}_2$  s příměsí Gd a MOX), a to zejména díky jejich rozšíření v komerční sféře a velkému množství dostupných experimentálních a provozních dat. Do menší míry obsahuje kód modely popisující vyhořívání paliva rychlých reaktorů, zejména palivo MOX. Zájem o rozvoj kódu v tomto směru se zvýšil po vstupu sdružení EURATOM do společenství GIF. V současné době je TRANSURANUS používán pro analýzu možných paliv rychlých reaktorů IV. generace a bylo uskutečněno několik mezinárodních srovnávacích testů s cílem tento kód validovat pro výpočty vyhořívání paliva v rychlé aktivní zóně (například v rámci projektu INSPYRE spadající pod výzkumný program EU H2020) [99].

## 4.1. Základní popis kódu TRANSURANUS

Kód TRANSURANUS patří mezi takzvané kvazi-dvoudimenzionální kódy (označované také jako "1,5D" kódy), což znamená, že palivový proutek je analyzován v radiálním směru podle volené radiální diskretizace a výsledný popis palivového proutku je dán jako superpozice radiálních řešení v axiálním směru [98]. Tím se liší od 2D nebo 3D kódů (například 3D kód BISON [99]), často založených na metodě konečných prvků, které poskytují detailní lokální popis jednotlivých částí proutku za cenu vyšší výpočetní náročnosti [100].

Při výpočtu v kódu TRANSURANUS je proutek rozdělen do axiálních úseků, jejichž počet je zadán uživatelem, a kocentrických radiálních úseků, které mají prstancový tvar [98]. Každý axiální úsek je tak rozdělený radiálně na několik částí,

takzvaných hrubých zón (z anglického "coarse zones"). Schemata axiálního a radiálního rozdělení palivového proutku a pokrytí jsou uvedena na Obr.4.1 [98]. Axiální dělení na úseky je znázorněno na Obr.4.1a, zatímco radiální dělení na hrubé zóny je uvedeno na 4.1b. V daném časovém kroku  $t$  jsou postupně ve směru proudění chladiva jednotlivé axiální úseky, respektive hrubé zóny, vyhodnocovány. Po vyhodnocení všech úseků je proveden takzvaný axiální součet (z anglického axial coupling), při kterém se vyhodnocuje například vnitřní tlak plynné výplně, axiální deformace nebo velikost třecí síly mezi tabletou a pokrytím [100].



(a) Schema axiálního dělení palivového proutku na jednotlivé úseky [98].

(b) Schema radiálního dělení axiálních úseků na hrubé zóny [98].

Obr. 4.1: Axiální a radiální dělení palivového proutku pro výpočet v kódu TRANSURANUS.

Výpočet v kódu TRANSURANUS je rozdělen do tří úrovní:

- **1. úroveň** - je hlavní organizační rámec kódu zodpovědný za časovou integraci a určování časových kroků. Nový časový krok  $t_{n+1}$  se od předchozího liší o diferenci  $\Delta t$  (tedy  $t_{n+1} = t_n + \Delta t$ ), přičemž velikost této difference je určována s ohledem na kritéria stability a přesnosti výpočtu [100]. Maximální délka jednoho kroku je 500 hodin, přičemž uživatel jí může zkrátit. Číselné hodnoty kritérií stability a přesnosti jsou v kódu součástí výchozího nastavení. Uživatel je může podle vlastní potřeby změnit, což se ale nedoporučuje, pokud uživatel nemá dostatečné zkušenosti s numerickými metodami, které jsou v kódu implementovány [98].
- **2. úroveň** - řídí analýzu jednotlivých axiálních úseků a provádí axiální součet [100].
- **3. úroveň** - řídí průběh samotné tepelné a mechanické analýzy v radiálním směru v jednom axiálním úseku za použití explicitních a implicitních modelů. Explicitní modely vyhodnocují změny sledované veličiny v závislosti na předchozím časovém kroku  $t_n$ , zatímco implicitní modely změny vyhodnocují v posledním časovém kroku  $t_{n+1}$  [100].



V kódu TRANSURANUS jsou implementovány modely, jejichž pomocí lze vyhodnocovat jevy, ke kterým dochází během vyhořívání, jakými jsou například zhutňování a rekrystalizace tablety, praskání tablety a pohyb vzniklých úlomků, formování centrální dutiny, plynný a pevný swelling, oxidaci a navodíkování (zirkoniového) pokrytí nebo creep tablety a pokrytí. Dále lze analyzovat PCI, přičemž je možné vyhodnotit vliv PCMI, nicméně v kódu v současnosti není implementován žádný model analyzující PCCI, takže vliv této interakce je při výpočtu zanedbáván [99].

V závislosti na analyzované situaci lze zvažovat různé konfigurace paliva, pokrytí a chladiva a rozdílné jevy, objevující se například pouze v konkrétních havarijních stavech. Lze tak analyzovat pouze palivo, pokrytí a chladivo nebo pouze palivo a podobně. Příkladem může být analýza havarijní situace, při které dojde ke kompletní degradaci pokrytí a zbývá pouze palivový sloupec [100].

## 4.2. Tepelná analýza

Cílem tepelné analýzy je stanovit rozložení teploty v palivové tabletě, pokrytí a chladivu, což je jedna z klíčových znalostí nutných pro vyhodnocení dějů, ke kterým v proutku dochází. Pro palivo a pokrytí sestává tepelná analýza z numerického řešení nestacionární rovnice vedení tepla v cylindrických souřadnicích s proměnnými  $r$  (poloměr) a  $t$  (čas) v každé hrubé zóně [99]. Důležitou částí tepelné analýzy palivového proutku je určení součinitele sdílení tepla v mezeře mezi palivem a pokrytím. K tomuto účelu je v kódu TRANSURANUS implementován model URGAP. Jeho velikost závisí mimo jiné na výplni mezery (zda je výplní plyn nebo například sodík), její šířce a na vlastnostech povrchů pokrytí a paliva [99].

Pro chladivo vychází tepelná analýza z rovnic zachování hmoty, hybnosti a energie, které jsou řešeny kombinací metody konečných prvků a metody konečných diferencí [99]. Pro vyhodnocení přestupu tepla mezi palivovým proutkem a chladivem používá TRANSURANUS teorii podobnosti [98]. V kódu jsou implementovány korelace pro výpočet Nusseltova čísla pro jednofázovou konvekci, podchlazený a saturovaný var různých typů chladiva (například lehké vody nebo tekutých kovů) [99]. Koeficient přestupu tepla  $\alpha$  lze z Nusseltova čísla spočítat z jeho definice [98]. Tento koeficient je důležitý pro stanovení teploty vnějšího povrchu pokrytí v daném axiálním úseku. Teplota vnějšího povrchu pokrytí je okrajovou podmínkou výpočtu teplotního profilu v celém palivovém proutku.

## 4.3. Mechanická analýza

V rámci mechanické analýzy jsou vyčíslovány tlaky a napětí působící v různých částech proutku a velikosti jimi způsobované deformace. Nejsou přímo vyhodnocovány působící síly, místo toho jsou při analýze aplikovány statické rovnice rovnováhy v kombinaci s konstitutivními vztahy (vztahy vyjadřující závislost mezi působícím napětím a velikostí působené deformace) [100]. Zároveň je při výpočtu uplatněno několik předpokladů:

- Působící napětí lze rozložit na tři složky - radiální, axiální a tečnou [100].

- Geometrický problém je jednorozměrný, rovinný a osově souměrný - axiální složka působícího napětí je v radiálním směru konstantní [99].
- Youngův modul pružnosti  $E$  a Poissonovo číslo  $\nu$  je v dané hrubé zóně konstantní [99].
- Napětí způsobující elastickou deformaci je vždy vyjádřeno pomocí  $E$  a  $\nu$  [99].
- Všechny objemové změny způsobené jevy jako jsou zhutňování, creep, swelling nebo praskání jsou vyjádřeny pomocí deformací [99].

Řešení pro radiální deformaci získané tímto způsobem je semianalytické, což znamená, že pro úplné vyčíslení je potřeba numerické integrace. Při integraci jsou jednotlivé hrubé zóny dále děleny do menších úseků, jejichž počet, určený kódem, může být prakticky libovolný (s ohledem na požadovanou přesnost, podmínky konvergence a výpočetní náročnost) [100]. Zvláště zohledněny jsou deformační děje závisící nelineárně na působícím napětí, mezi které patří například teplotní creep (blíže popsáno v sekci 2.1.1). V kódu TRANSURANUS je pro výpočet creepové deformace používána pečlivě zvolená kombinace implicitních a explicitních metod [100].

## 4.4. Vstupní a výstupní soubor

Vstupní soubor a výstupní soubory umožňují uživateli pracovat s kódem TRANSURANUS. Ve vstupním souboru uživatel volí, jaké modely a podmodely budou ve výpočtu využity, a uvádí základní informace o simulovaném systému. Výstupní soubory umožňují uživateli vyhodnotit a zpracovat výsledky výpočtu a identifikovat a opravit případné chyby.

Vstupní soubor má charakter textového souboru s přesně danou strukturou [101]. Obsahuje dva typy informací - nastavení výpočtu a vlastnosti simulovaného systému. Příkazy sloužící k nastavení výpočtu a jednotlivé modely, které jsou ve výpočtu použity, jsou označeny zkratkami a blíže popsány v uživatelském manuálu. Vstupní soubor je pomocí zakomentovaných řádků rozdělen na pomyslné sekce. Konkrétní příkazy a modely, které do výpočtu vstupují, volí uživatel zápisem čísel, jejichž význam je uveden v uživatelském manuálu, do příslušných sekcí. Pro usnadnění zápisu jsou v některých sekcích uvedeny zkratky, ke kterým lze konkrétní číslo přiřadit [101]. Ilustrativní příklad, který byl vybrán ze vstupního souboru použitého pro výpočet provedený v rámci této práce, je uveden na Obr.4.2. Jedná se o výňatek ze sekce obsahující základní příkazy vstupující do výpočtu. Řádky označené textovým řetězcem " \*—+ " pomáhají uživateli dodržet správný syntax při přiřazování čísel k příkazům, což je klíčové pro správné spuštění a provedení výpočtu. Příkaz *m3* udává počet axiálních úseků, na které se palivový proutek dělí. V případě Obr.4.2 je tedy proutek rozdělen na 20 axiálních úseků. Příkaz *itheomec* volí způsob vyhodnocování účinků mechanického napětí působícího na pokrytí. Na Obr.4.2 je *itheomec* přiřazena hodnota 1, což znamená, že při výpočtu budou uvažovány pouze malé deformace. Funkce dalších příkazů, jako například *fgdiff* nebo *ikuehl*, a význam jim

přiřazených čísel jsou podrobně popsány v uživatelské příručce kódu TRANSURANUS [98].

Mezi vlastnosti systému, které je nutné specifikovat patří materiálové složení chladiva, paliva a pokrytí, izotopické složení paliva a obsah příměsí (například Gd v případě oxidického paliva) složení a tlak plnicího plynu a podobně. Materiálové složení lze zadat pro proutek jako celek nebo v daných axiálních úsecích. TRANSURANUS zároveň disponuje databází materiálových vlastností některých materiálů běžně využívaných v jaderných reaktorech (například oxidických paliv), které tak není nutné specificky zadávat. Dále je nutné ve vstupním souboru uvést informace o geometrii proutku jako je počet axiálních úseků proutku, poloměr tablety a vnitřní a vnější poloměr pokrytí [101]. Podobně jako v případě nastavení výpočtu jsou pro zápis těchto informací ve vstupním souboru vyhrazeny konkrétní sekce pomocí zakomentovaných řádků.

Součástí vstupního souboru je takzvaný MACRO blok, který slouží k zadávání parametrů, jako jsou lineární hustota výkonu, vstupní teplota chladiva, hustota toku rychlých ( $> 1$  MeV) neutronů nebo hmotnostní průtok chladiva v kanálu. Tyto parametry jsou zadávány pro konkrétní čas v blocích kódu, přičemž poskládáním více časových bloků za sebe vzniká výkonová historie. Pokud se nějaký parametr výkonové historie mezi dvěma časovými bloky mění, je pro účely výpočtu jeho změna mezi bloky uvažována jako lineární závislost na čase. [101]

Výstupem výpočtu v kódu TRANSURANUS je několik souborů obsahujících výsledky analýzy a jeden soubor obsahující varování a záznamy o chybách, ke kterým během výpočtu došlo [98]. Výstupní data lze zpracovat několika způsoby. Výsledky lze graficky, v závislosti na poloměru, axiální poloze nebo čase, zobrazit pomocí programu TuPlot [100]. K dalšímu zpracování dat slouží programy TuStat nebo TuNoise, které umožňují například provést citlivostní analýzu nebo analýzu nejistot. Všechny tyto programy lze jednoduše spustit pomocí grafického rozhraní TuOutGUI, které usnadňuje práci s nimi a umožňuje uživateli využít všechny nástroje, které jsou v nich implementovány [101]. Mimo zobrazení dat lze tak například v programu TuPlot data prokládat polynomem až devátého stupně, spočítat jejich střední hodnotu a směrodatnou odchylku nebo provést numerickou integraci.

Další možností je výsledky exportovat bez úprav a zpracovat v libovolném programu pro práci s daty, což je ale stíženo formátem výstupního souboru. Výstupní soubory obsahují data ve formě binárních čísel, která lze zpracovat pouze pomocí programu, který tato data dokáže správně interpretovat. Ke správné interpretaci a exportu dat lze použít například programovatelné prostředí ROOT, které je založené na programovacím jazyce C++.

```
* m3      fgdiff   ixmode  ModProp   istati   ibmech   izenka   ioxire
*      itheomec  ikuehl   iDifSolv  ModAx    idensi   ialpha   insta    kplot
*-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+
*      20      1      6      0      1      0      6      0      1      5      0      0      1      1      0      1
*-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+-----+
```

Obr. 4.2: Příklad zápisu zvolených příkazů pro nastavení výpočtu v kódu vstupního souboru

## 4.5. Popis realizované simulace

Vstupní soubor, který byl použitý pro simulaci provedenou v této práci, vycházel ze vstupních souborů pro výpočty vyhořívání MOX a UOX v pokrytí SiC/SiCf v aktivní zóně rychlého heliem chlazeného reaktoru. Tyto výpočty byly uskutečněny na pracovišti konzultanta. Většina příkazů řídicích výpočet a informací o geometrii proutku nebylo potřeba do vstupního souboru vnášet nebo je upravovat. Pro provedení výpočtu bylo nutné uvést konkrétní modely, popisující palivo (U,Pu)C, a upravit parametry spadající do výkonové historie. Základní informace o reprezentativním proutku, zahrnující rozměry tablety a pokrytí a materiálové vlastnosti paliva jsou uvedeny v Tab.4.2. V Tab.4.1 jsou uvedeny parametry výkonové historie, které byly nastaveny tak, aby výstupní teplota chladiva na začátku výpočtu byla 850 °C. Axiální rozložení výkonu a hustoty toku neutronů v aktivní části palivového proutku, které je pro jednotlivé axiální úseky uvedeno na Obr.4.3 bylo součástí poskytnutých vstupních souborů. Na Obr.4.4 je uveden průběh teploty chladiva v závislosti na axiální poloze při obtékání palivového proutku. Body na tomto grafu označují výstupní teplotu chladiva na hranici každého axiálního úseku. Protože cílem simulace bylo stanovit maximální přípustné vyhoření paliva, ale většina sledovaných veličin byla při vyhodnocování vynášena jako funkce času, je na Obr.4.5 uveden průběh dosaženého vyhoření palivového proutku při konstantním výkonovém zatížení uvedeném v Tab.4.1 jako funkce délky vyhořívání.

Tab. 4.1: Parametry výkonové historie zadávané ve vstupním souboru

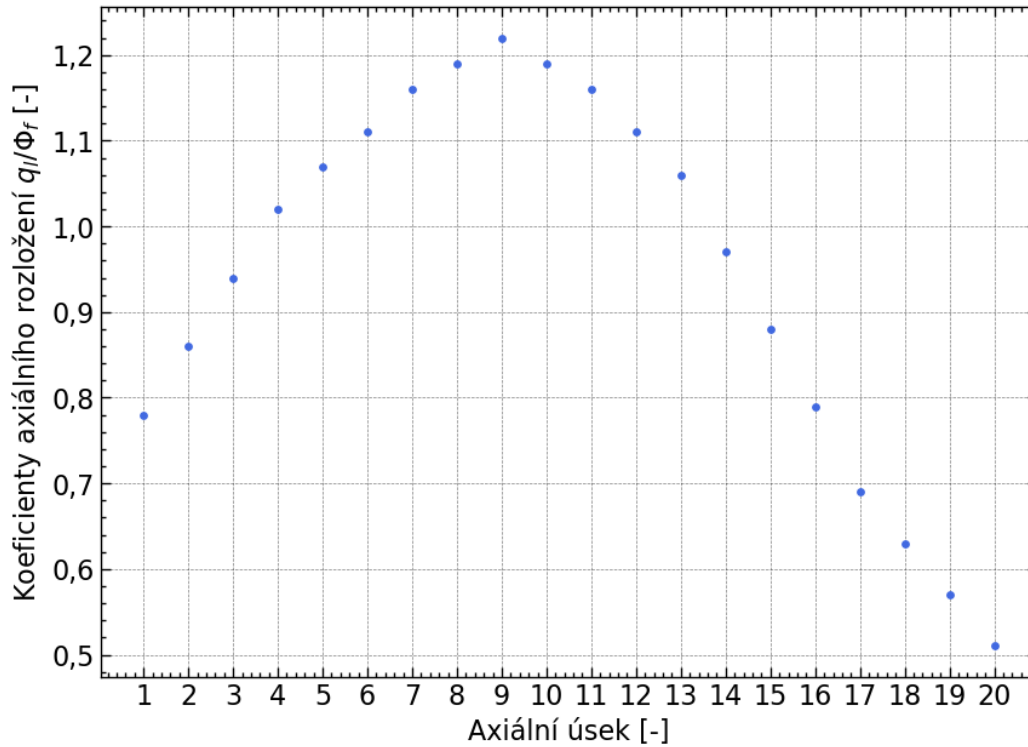
Tlak chladiva [MPa]	7,5
Lineární hustota výkonu [kW/m]	10,8
Hustota toku rychlých neutronů [ $\text{cm}^{-2}\text{s}^{-1}$ ]	$1,03 \cdot 10^{15}$
Hmotnostní tok chladiva v kanálu [g/h]	13760
Vstupní teplota chladiva [°C]	400
Rozteč palivových proutků [mm]	11

Ve vstupním souboru je potřeba zadat konkrétní modely použité ve výpočtu popisující jevy, ke kterým během vyhořívání v palivovém proutku dochází. Pro palivovou tabletu jsou ve výpočtu použity výhradně modely, které jsou součástí standartní verze kódu TRANSURANUS. V současné době ale nejsou v této verzi implementovány žádné modely popisující pokrytí SiC/SiCf. Pro jeho popis tak byly pro tento výpočet modely poskytnuty na pracovišti odborného konzultanta, kde byly zároveň do kódu vneseny. Tyto modely jsou převzaty ze zprávy ÚJV Řež, která vychází z [102]. Ve výpočtu lze tak vyhodnocovat změny modulu pružnosti  $E$  (**ELOC**), Poissonova čísla  $\nu$  (**NUELOC**), radiační swelling (**SWELLOC**), deformaci způsobenou teplotními změnami (**THSTRN**), změny součinitele tepelné vodivosti  $\lambda$  (**LAMBDA**), meze kluzu  $\sigma_s$  (**SIGSS**) a tepelné kapacity  $c_p$  (**CP**) pokrytí.

Modely použité pro popis palivové tablety jsou shrnuty v přehledu, který je součástí přílohy E. V několika případech je v [98] uveden pouze zdroj experimentálních dat, na jejichž základě byly příslušné modely odvozeny. Jedná se o modely pro výpočet teploty tání (**TH**) a teploty solidu a likvidu (**SOLIMT**), které jsou odvozeny na základě [77] a model pro výpočet hustoty (**RO**), který vychází z [103].

Důležitým jevem, pro který v současné době není konkrétně pro palivo (U,Pu)C ve standardní verzi kódu TRANSURANUS implementován žádný model, je vyhodnocování *FGR*. Ve výpočtu byl tedy použit jediný dostupný model popisující tento jev, který byl odvozen pro oxidické palivo  $UO_2$ .

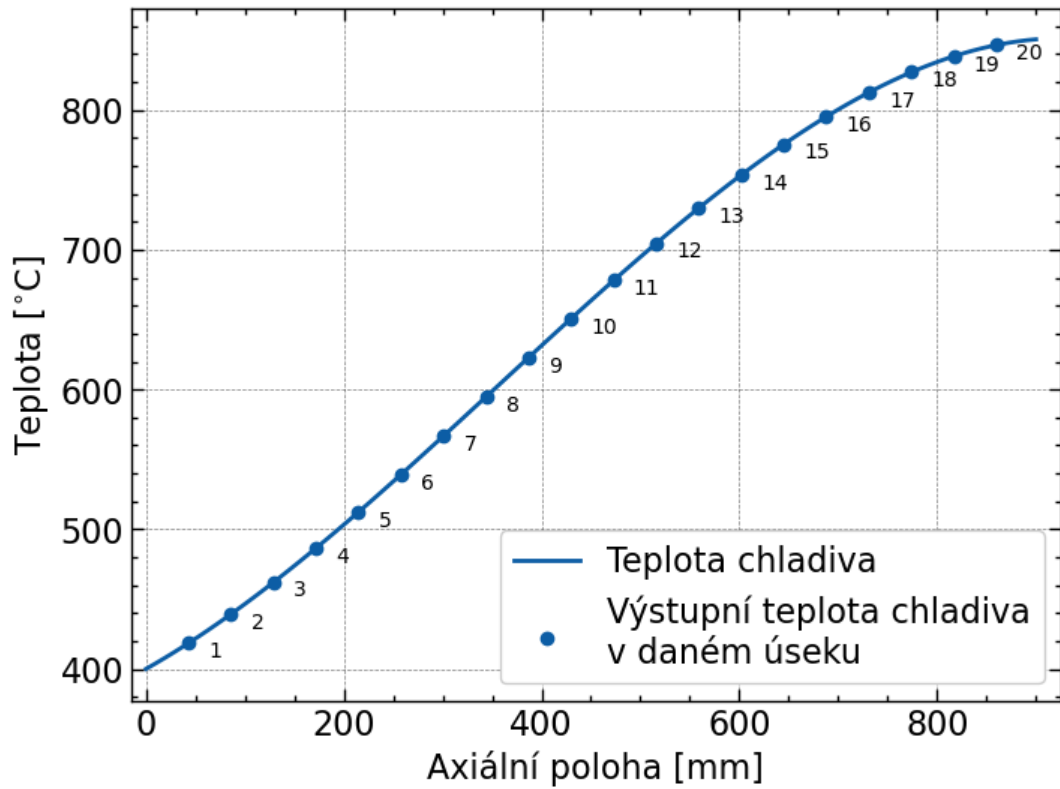
Výpočet je proveden pomocí kódu TRANSURANUS verze v1m1j22. Tato zkratka znamená, že jde o první verzi (v1) v první modifikaci (m1) vydanou v roce 2022 (22).



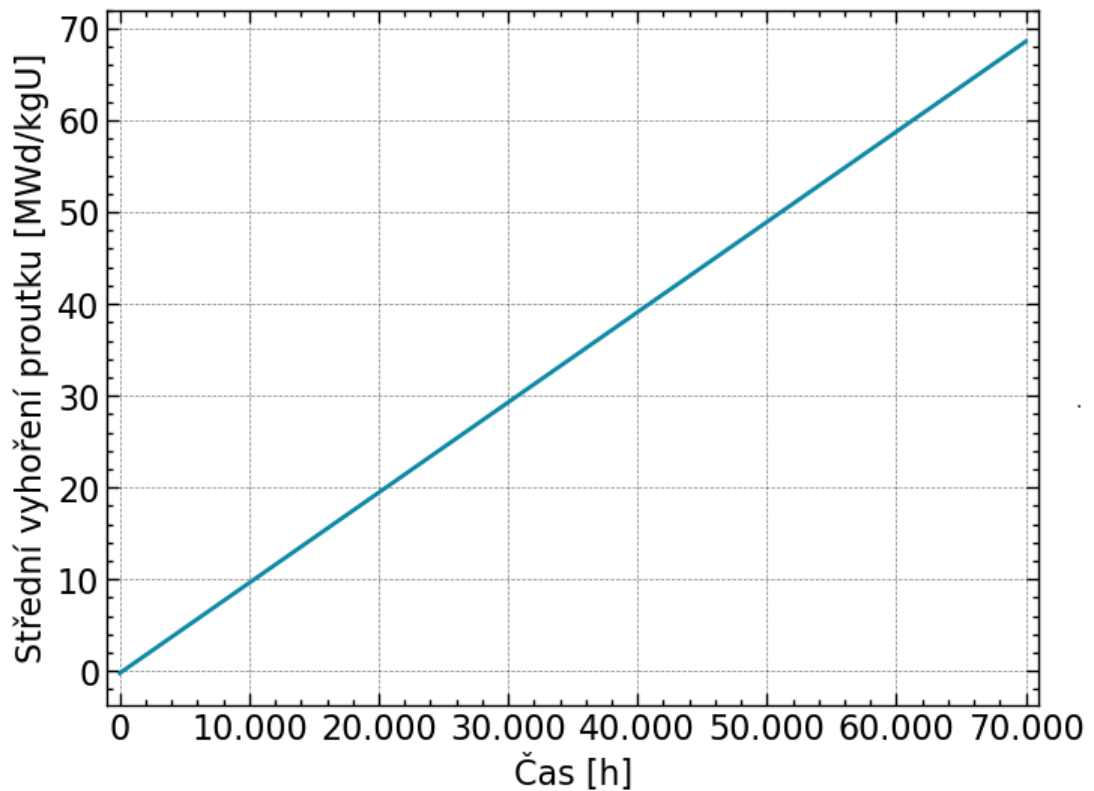
Obr. 4.3: Diagram axiálního rozložení výkonu/hustoty toku rychlých neutronů ve vyhořívajícím palivovém proutku.

Tab. 4.2: Základní informace o reprezentativním proutku uvedené ve vstupním souboru.

Poloměr tablety [mm]	3,57
Vnitřní poloměr pokrytí [mm]	3,7
Vnější poloměr pokrytí [mm]	4,5
Drsnost povrchu tablety [mm]	$10^{-3}$
Drsnost vnitřního povrchu pokrytí [mm]	$3 \cdot 10^{-3}$
Objemový zlomek vyhloubení v tabletě [% obj.]	1
Střední velikost zrna (palivo) [mm]	0,01
Výška palivového sloupce [mm]	860
Výška horního pléna [mm]	50
Výrobní pórovitost tablety [%]	5
Počáteční tlak plynné výplně proutku [MPa]	1
Počáteční teplota plynné výplně proutku [°C]	20
Obsah $^{235}U$ v palivu [hm. %]	0,7
Obsah $^{239}Pu$ v palivu [hm. %]	25,0



Obr. 4.4: Průběh teploty chladiva v závislosti na axiální souřadnici při obtékání palivového proutku.



Obr. 4.5: Dosažené vyhoření reprezentativního palivového proutku při konstantním výkonovém zatížení v závislosti na délce vyhořívání

## 5. Stanovení maximálního přípustného vyhoření reprezentativního proutku

Maximální přípustné vyhoření reprezentativního palivového proutku bylo vyhodnoceno na základě limitů sledovaných veličin uvedených v podkapitole 2.4 s výjimkou omezení týkajících se celkové deformace pokrytí. Další omezující kritérium, které bylo při vyhodnocování aplikováno, ale které nepatří nebo bezpečnostní nebo návrhová kritéria uplatňovaná na palivo, bylo zvoleno na základě konzervativního přístupu reflektujícího fakt, že PCMI pro tuto kombinaci materiálů není v dostupné literatuře popsáno. Jedná se o podmínku nenulové šířky mezery mezi palivem a pokrytím. Maximální vyhoření je pro každé omezující kritérium vyhodnoceno ve chvíli, kdy dojde k překročení příslušné limitní hodnoty sledované veličiny. Maximální přípustné vyhoření je pak vyhodnoceno jako maximální vyhoření spočtené pro kritérium, jehož limitní hodnota sledované veličiny je překročena jako první.

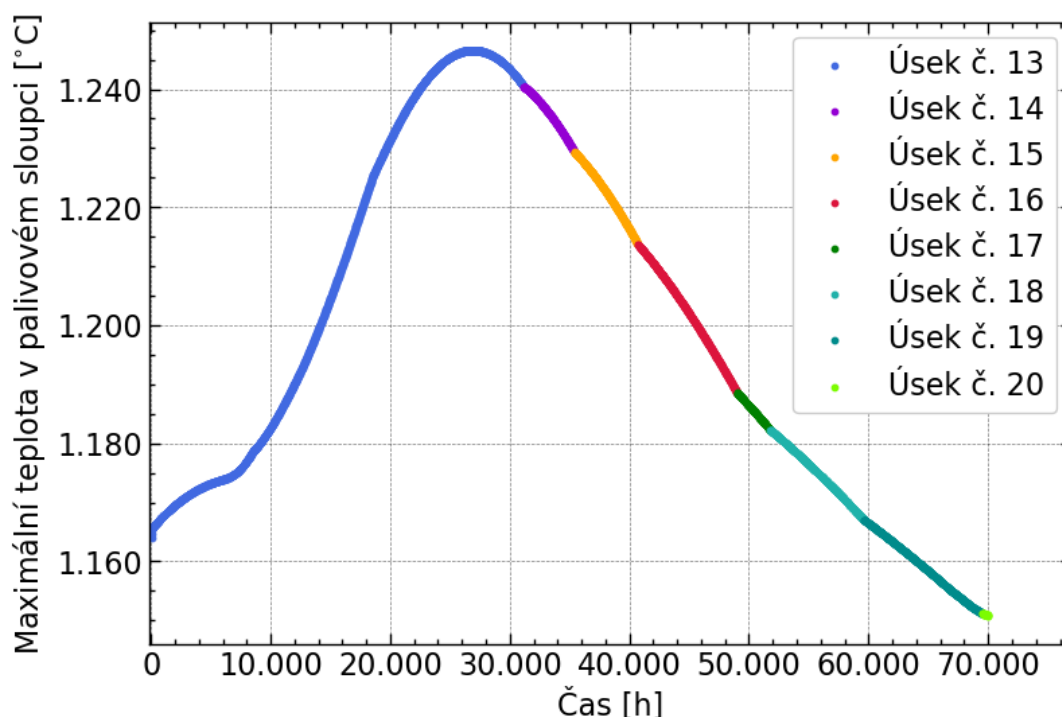
Proces vyhořívání byl simulován pomocí kódu TRANSURANUS se vstupním souborem popsáním v podkapitole 4.5. Délka vyhořívání byla nastavena na 70000 hodin, aby byl k dispozici dostatečně dlouhý časový úsek vyhořívání pro vyhodnocení všech aplikovaných omezujících kritérií. Maximální délka časového kroku byla nastavena na 20 hodin. Po celou dobu vyhořívání se nemění výkonové zatížení paliva ani hmotnostní průtok a tlak chladiva. Pokud během vyhořívání došlo k překročení limitní hodnoty sledované veličiny příslušného kritéria, byly mimo maximálního vyhoření vyhodnoceny plošný a objemový swelling,  $FGR$  a vyhoření pro každý axiální úsek palivového sloupce.

K vyhodnocení těchto veličin z výstupu výpočtu byl použit program TuPlot, který je doporučovaný pro zpracování výstupních dat z výpočtu [99], a skript implementovaný v programovatelném prostředí ROOT, který byl pro tyto účely poskytnut na pracovišti odborného konzultanta. Průměrné vyhoření a  $FGR$  palivového proutku jsou jedny z integrálních veličin, které jsou při výpočtu vyhodnocovány. Lze je pro každý časový krok získat za použití rootovského skriptu. Objemový swelling byl vyhodnocen pomocí programu TuPlot, který umožňuje v konkrétním časovém kroku vyhořívání vykreslit pro daný axiální úsek deformaci způsobenou swellingem v palivu nebo pokrytí v závislosti na radiální souřadnici. Celková velikost objemového swellingu paliva v daném axiálním úseku je pak dána zintegrováním této závislosti, což je v tomto programu opět možné provést a vyhodnotit. Dosažené vyhoření a  $FGR$  každého úseku lze pro každý časový krok získat pomocí zmíněného skriptu. Pro vyhodnocení plošného swellingu tak, jak je definovaný podle vztahu (3.1), není v kódu TRANSURANUS implementován žádný model. Aby bylo možné porovnat experimentální hodnoty plošného swellingu [61] s hodnotami získanými výpočtem, byl proveden druhý pomocný výpočet s tím, že do tohoto výpočtu nebyl zahrnutý model vyhodnocující creep paliva a na konec výkonové historie byl přidán krok, během kterého byl snížen výkon na nulu a vstupní teplota chladiva do aktivní zóny byla nastavena na 20 °C. Tento postup vyhodnocení swellingu byl zvolen na základě diskuze s konzultantem práce. Plošný swelling byl pak spočten podle vztahu (3.1) ze znalosti změny poloměru palivové tablety, která je během vyhořívání vyhodnocována. Protože se nejedná přímo o výstup z výpočtu, který je vyhodnocený kódem

jsou tyto hodnoty zatíženy nejistotami, z celkové deformace poloměru tablety nelze například separovat plastickou deformaci způsobenou napětím vyvolaným různou teplotní roztažností. Dalším rozdílem oproti hlavnímu výpočtu, který může vést k různým výsledkům, je nezohlednění creepu palivové tablety během vyhořívání.

## 5.1. Omezující kritérium: Teplota tání paliva

Jednou z veličin, která je během výpočtu vyhodnocována je maximální teplota v každém axiálním úseku palivového sloupce, která v rámci tohoto kritéria nesmí dosáhnout teploty tání, která je, pro palivo uvažované v této práci, rovná 2750 K. V rámci konzervativnějšího přístupu je možné uvažovat přísnější limitní hodnotu, kterou je teplota solidu paliva, která má velikost 2548 K. Ani jedna z těchto limitních hodnot nebyla během celé uvažované délky vyhořívání překročena.



Obr. 5.1: Závislost maximální teploty v palivovém sloupci na délce vyhořívání

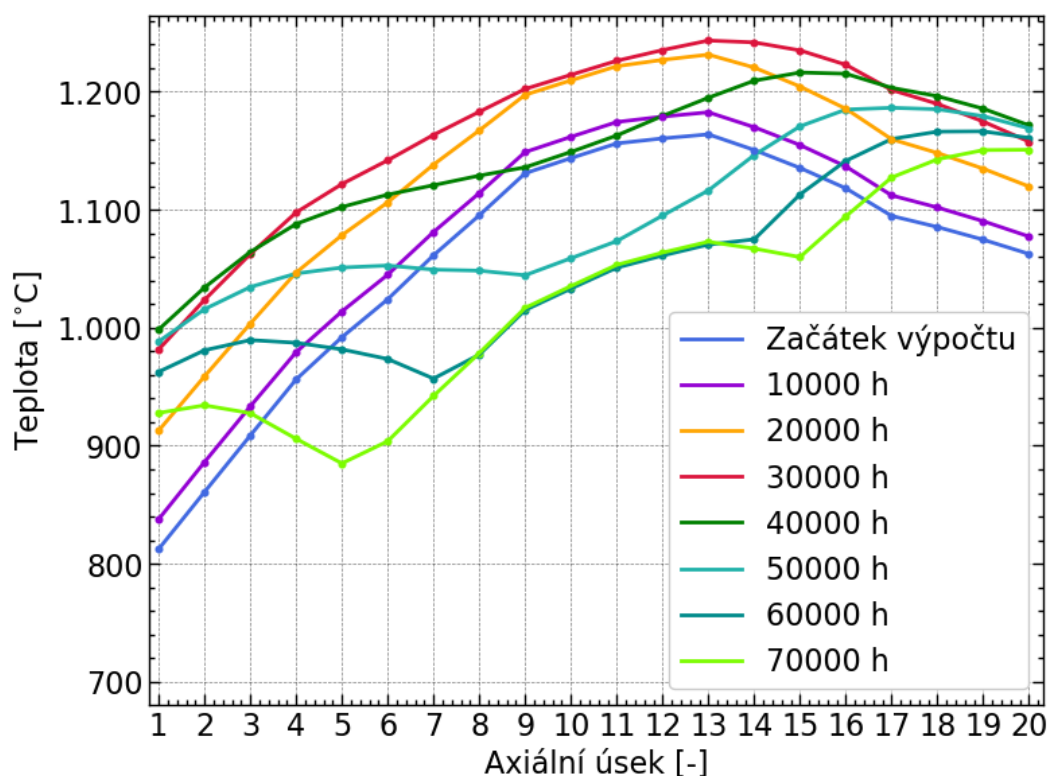
Průběh maximální teploty v palivovém sloupci v závislosti na čase je uveden na Obr.5.1. Křivka vynesena na Obr.5.1 dosahuje maxima v první třetině celkové uvažované doby vyhořívání. Nárůst v prvních 9000 hodinách vyhořívání je způsoben zhutňováním tablety, čímž se šířka mezery mezi tabletou a pokrytím, a s tím související tepelný odpor, zvětšuje. S rostoucí délkou vyhořívání maximální teplota v palivovém sloupci a v každém axiálním úseku pozvolně klesá, což opět souvisí s uzavíráním mezery mezi tabletou a pokrytím. Na Obr.5.2 je tento trend dobře vidět. V druhé polovině uvažované délky vyhořívání ( $\geq 40000$  hodin) dochází ve střední části proutku k výraznému poklesu maximální teploty v příslušných úsecích. Na konci vyhořívání se pak v teplotním profilu objevují výrazné zuby, které odpovídají



úsekům, ve kterých maximální teplota výrazně poklesla pod úroveň pozorovanou v sousedních úsecích. Z Obr.5.1 je také patrné, že rychlost poklesu maximální teploty v proutku se postupně zmenšuje. Na tuto veličinu má vliv celá řada faktorů. Svrchní část palivového sloupce je méně výkonově zatížená, což zpomaluje swelling paliva, který je hlavní příčinou uzavírání mezery mezi palivem a pokrytím. Toto zjištění by odpovídalo modelu, který je pro vyhodnocení swellingu v tomto výpočtu použitý, podle kterého je objemový swelling axiálního úseku paliva závislý na teplotě a dosaženém vyhoření (viz příloha E), které přímo závisí na výkonovém zatížení. Dále se projevuje postupný pokles součinitele sdílení tepla v mezeře mezi palivem a pokrytím způsobený uvolňováním plynných štěpných produktů z matrice paliva, čímž roste tepelný odpor, který mezera klade.

Jev, který není ve výpočtu zahrnutý, je degradace součinitele tepelné vodivosti  $\lambda$  paliva, ke které dochází s rostoucím vyhořením. Model vyhodnocující velikost součinitele  $\lambda$  směsného karbidického paliva (viz příloha E) zohledňuje pouze jeho závislost na teplotě. Pokud by v modelu byl zahrnutý vliv vyhoření na velikost  $\lambda$ , pokles teploty v úsecích s nejvyšším výkonovým zatížením by byl pozvolnější oproti trendu pozorovanému na Obr.5.2. Je také pravděpodobné, že by se maximální teplota v těchto úsecích při pokročilém vyhoření začala vlivem poklesu  $\lambda$  postupně zvyšovat.

Na Obr.5.2 jsou znázorněny maximální teploty v každém axiálním úseku pro každých 10000 hodin od začátku do konce vyhořívání. Z grafů Obr.5.1 a Obr.5.2 lze odvodit několik pozorování. Nejvyšší teploty se v palivovém proutku objevují v jeho středu, přičemž téměř po jednu polovinu celkové délky vyhořívání se nejteplejší oblast nachází v úseku č. 13. S rostoucí délkou vyhořívání ( $\geq 50000$  hodin) se nejvyšší teploty objevují v horní třetině proutku. Posun maximální teploty v palivovém



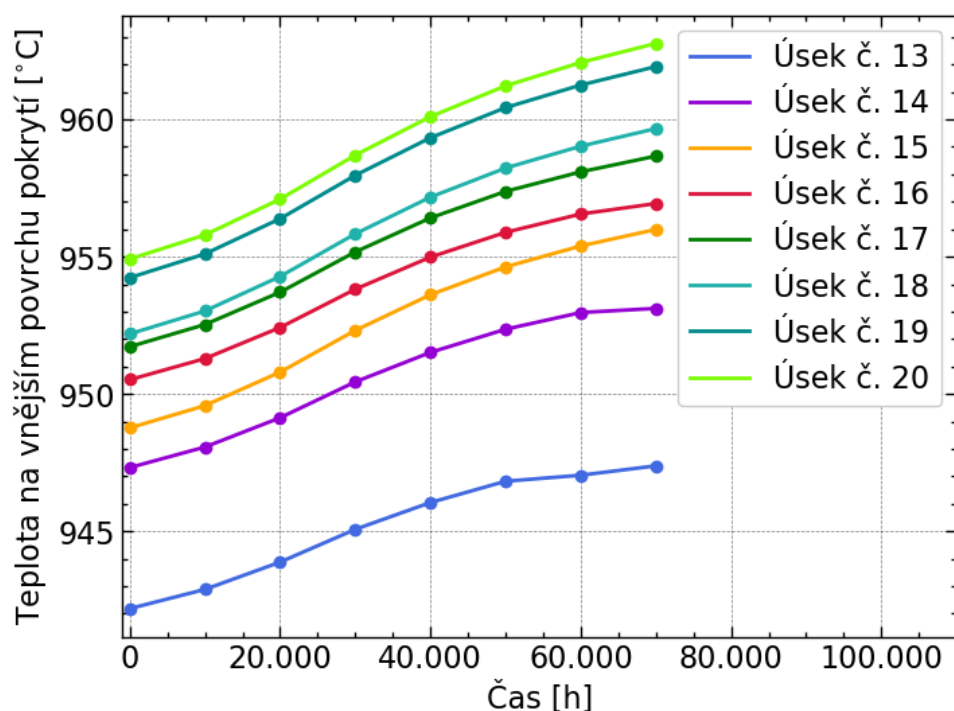
Obr. 5.2: Maximální teplota v každém axiálním úseku v závislosti na délce vyhořívání

sloupci v závislosti na délce vyhořívání je na Obr.5.1 znázorněn různými barvami segmentů křivky, které korespondují s konkrétním axiálním úsekem palivového souboru, ve kterém se nejteplejší oblast v daném časovém intervalu nachází. Tento trend je způsobem postupným uzavíráním mezery mezi tabletou a pokrytím ve vyhodnocovaném úseku. S klesající tloušťkou mezery klesá její tepelný odpor, což zlepšuje přístup tepla z paliva do pokrytí a vede ke snížení teploty v počítaném úseku.

Maximální teplota je ve srovnání s teplotou tání paliva vždy alespoň o 1200 K nižší (maximum = 1520 K, teplota tání 2750 K). Podobný rozdíl je pak mezi maximální teplotou v palivovém sloupci a teplotou solidu. V rámci tohoto výpočtu a za uvažovaných okrajových podmínek a výkonového zatížení teplota tání paliva není limitní veličinou omezující maximální přípustné vyhoření. Průměrné vyhoření paliva na konci výpočtu bylo rovno 68,79 MWd/kgU (6,82 % FIMA).

## 5.2. Omezující kritérium: Teplota pokrytí

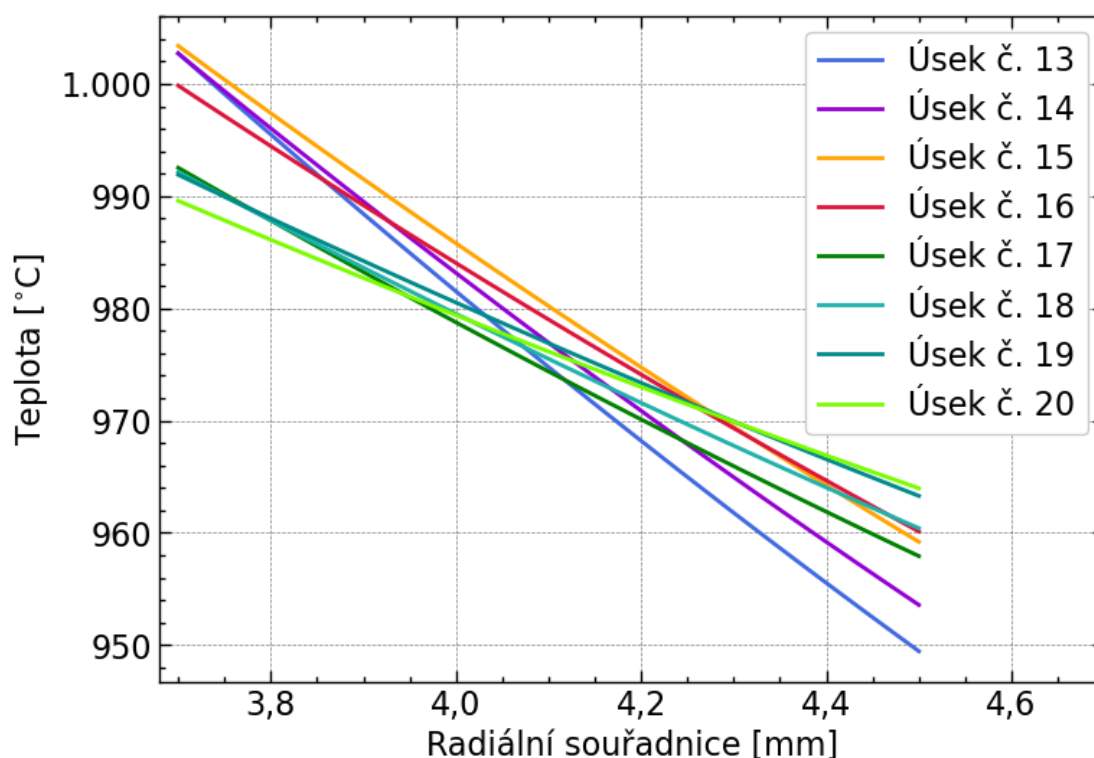
Další sledovanou limitní veličinou je teplota pokrytí. Teplota pokrytí je nejvyšší na jeho vnitřním povrchu, radiálně směrem k vnějšmu povrchu pak postupně klesá. Teplota vnějšího ani vnitřního povrchu nesmí během vyhořívání přesáhnout hodnotu 2818 K, což je nižší z prahových teplot termického rozkladu uvedených v sekci 3.1.1. V rámci konzervativnějšího přístupu je také možné nejvyšší přípustnou teplotu pokrytí snížit na 1400 K, což je horní mez ideální maximální teploty pokrytí, která je zahrnutá v kritériu uvedeném v sekci 2.4. Ani jedna z těchto limitních hodnot teploty pokrytí nebyla během vyhořívání překročena.



Obr. 5.3: Teplota vnějšího povrchu pokrytí ve vybraných axiálních úsecích

Pro vybrané axiální úseky je teplota vnějšího povrchu pokrytí vynesena na Obr.5.3. Pro každý úsek jsou jednotlivé body vynášeny v časech po 10000 hodinách, a to z toho důvodu, že se teplota vnějšího povrchu pokrytí s rostoucí délkou vyhořívání měnila velice pomalu. V těchto axiálních úsecích dosahují teploty vnějšího povrchu pokrytí z celého proutku nejvyšších hodnot. Zároveň v nich dochází také k největšímu nárůstu teploty mezi jednotlivými časovými úseky vyhořívání. V každém axiálním úseku mezi začátkem a koncem vyhořívání vzroste teplota vnějšího povrchu pokrytí i více než o 5 °C.

Na časový vývoj teploty vnějšího povrchu pokrytí během vyhořívání má vliv více faktorů. Teplotní změny jsou spojeny s deformací palivového proutku, ke které dochází během vyhořívání. Podobnostní čísla, která jsou ve výpočtu používána pro stanovení součinitele přestupu tepla  $\alpha$  jsou závislá na hydraulickém průměru kanálu, kterým chladivo protéká. Velikost hydraulického průměru kanálu klesá s rostoucím průměrem palivového proutku, který se během vyhořívání vlivem různých mechanismů postupně zvětšuje. Rostoucí průměr palivového proutku dále vede k omezení průtočné plochy chladiva, což má vliv na rychlost proudění. Protože je hmotnostní tok kanálem po celou vyhořívání konstantní, tak podle rovnice kontinuity rychlost proudění chladiva roste. S rostoucí rychlostí proudění roste i například Reynoldsovo číslo, na kterém je velikost součinitele  $\alpha$  při výpočtech nucené konvekce závislá. Se zvětšujícími se rozměry pokrytí v jednotlivých úsecích roste i jeho povrch, a protože je výkonové zatížení v každém axiálním úseku po celou dobu vyhořívání konstantní, dochází tak v každém úseku s rostoucí délkou vyhořívání k poklesu tepelného toku pokrytím.



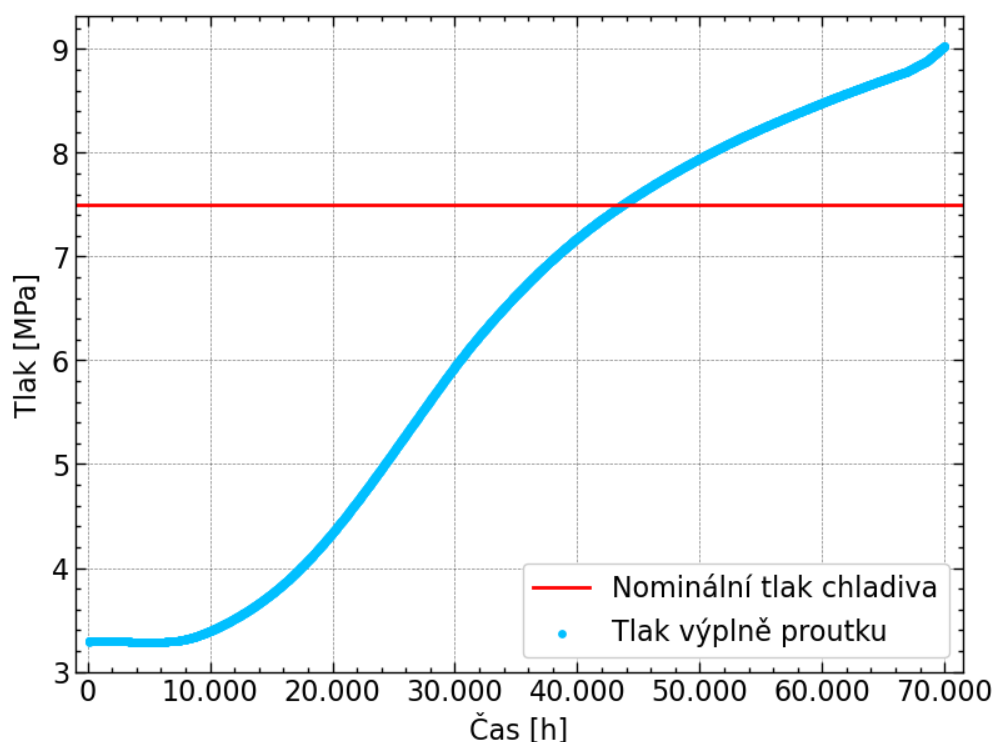
Obr. 5.4: Teplotní profil ve vybraných axiálních úsecích pokrytí v čase 70000 hodin

Na Obr.5.4 jsou uvedeny teplotní profily vybraných axiálních úseků pokrytí v čase 70000 h. Jde o stejný výběr úseků jako v případě Obr.5.3. Lze pozorovat, že teplotní rozdíl mezi vnějším a vnitřním povrchem se snižuje s klesajícím výkonovým zatížením. Čím vyšší je výkonové zatížení konkrétního axiálního úseku, tím větší tento rozdíl je. S rostoucí teplotou chladiva dochází zejména ve vyšších částech palivového proutku ke snižování rozdílu teplot mezi vnitřním a vnějším povrchem pokrytí. Obzvláště v axiálních úsecích č. 19. a 20., kde je teplota chladiva velice blízká teplotě výstupní, jsou teplotní rozdíly mezi vnějším a vnitřním povrchem pokrytí téměř totožné.

Podobně jako v případě kritéria omezujícího maximální teplotu v palivu jsou spočtené teploty dosahované v pokrytí hluboko pod limitními hodnotami, při kterých by docházelo k jeho výraznému poškození (teplotní rozklad). Maximální teploty také nepřekračují horní limit ideálního teplotního rozmezí (1400 K). V rámci tohoto výpočtu a za uvažovaných okrajových podmínek není teplota chladiva veličinou omezující maximální přípustné vyhoření. Průměrné vyhoření je tak stejné, jako v případě kritéria omezujícího maximální teplotu v palivu.

### 5.3. Omezující kritérium: Tlak plynné výplně proutku

Při vyhodnocování tohoto kritéria je uvažována varianta omezující tlak výplně v proutku nominálním tlakem chladiva, který má v tomto případě velikost 7,5 MPa. Tlak plynné výplně tuto hodnotu nesmí překročit. Na Obr.5.5 je uveden časový vývoj tlaku plynné výplně proutku. Limitní hodnota velikosti tlaku plynné náplně proutku je na Obr.5.5 vyznačena přímkou.



Obr. 5.5: Závislost plynné výplně proutku na délce vyhořívání.

Tlak náplně na začátku vyhořívání neodpovídá plnicímu tlaku, což je způsobeno značným rozdílem teplot (plnicí tlak je udáván při pokojové teplotě). K překročení limitní hodnoty došlo v čase 43720 hodin ( $\sim 1822$  dní). Průměrné vyhoření palivového proutku má v tento čas velikost 42,32 MWd/kgU (4,20 % FIMA). Kromě průměrného vyhoření proutku byla dále vyhodnocena velikost průměrného  $FGR$ , která je 51,11 %. Ostatní veličiny, které jsou vyhodnocované pro každý axiální úsek jsou uvedeny v Tab.5.1.

Tab. 5.1: Veličiny vyhodnocované pro jednotlivé axiální úseky vyčíslené v čase dosažení kritéria tlaku plynné výplně proutku

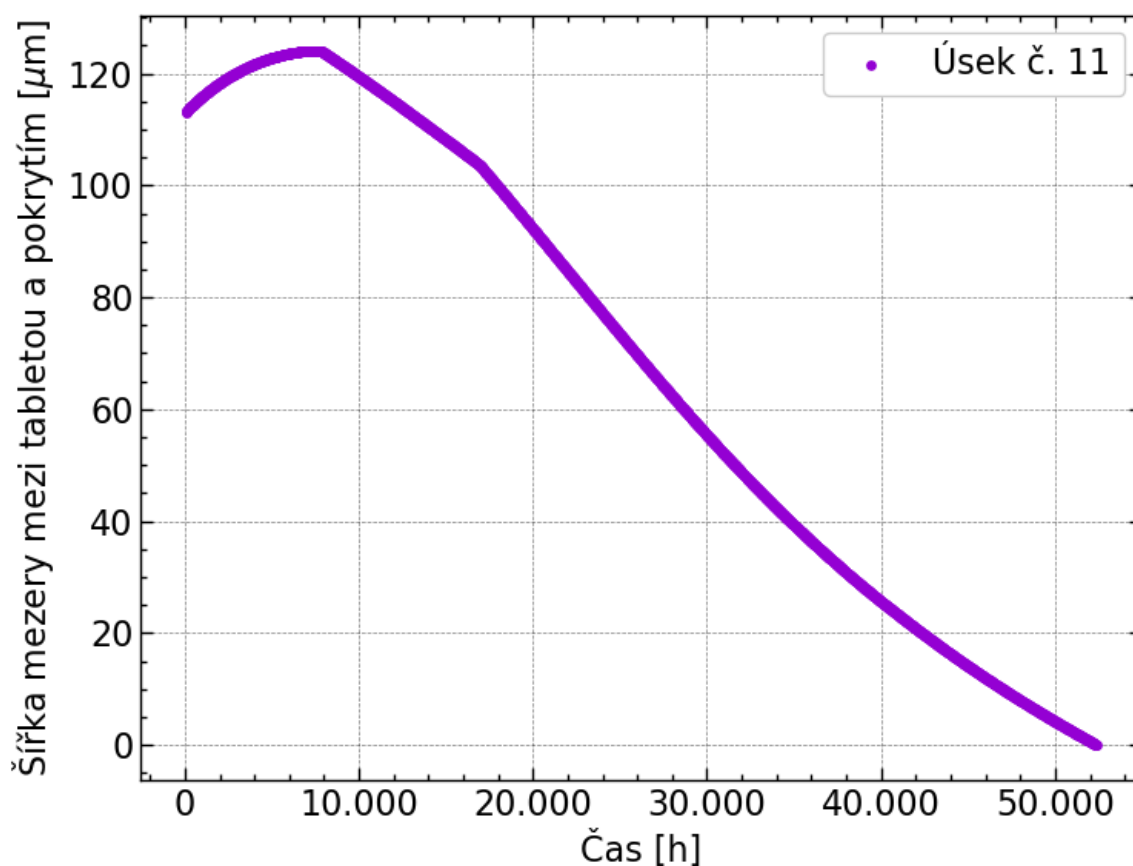
Číslo úseku	Vyhoření [MWd/kgU]	Vyhoření [% FIMA]	$FGR$ [%]	$\frac{\Delta V}{V}$ [obj. %]	$\frac{\Delta S}{S}$ [Pl. %]
1	34,98	3,47	0,23	5,63	1,65
2	38,61	3,83	4,84	6,23	1,98
3	42,24	4,19	17,04	6,86	2,33
4	45,87	4,55	32,30	7,52	2,70
5	48,19	4,78	41,63	7,96	2,94
6	50,11	4,97	48,14	8,32	3,13
7	52,43	5,20	52,68	8,80	3,40
8	53,84	5,34	55,51	9,11	3,56
9	55,25	5,48	56,98	9,42	3,73
10	53,83	5,34	58,77	9,11	3,56
11	52,53	5,21	60,36	8,80	3,40
12	50,21	4,98	62,38	8,32	3,14
13	47,89	4,75	64,29	7,87	2,89
14	43,86	4,35	66,68	7,10	2,46
15	39,72	3,94	68,26	6,39	2,07
16	35,59	3,53	68,97	5,71	1,69
17	31,05	3,08	68,61	4,97	1,27
18	28,33	2,81	68,09	4,53	1,03
19	25,61	2,54	65,87	4,10	0,79
20	22,89	2,27	61,28	3,67	0,55

## 5.4. Omezující kritérium: Uzavření mezery mezi tabletou a pokrytím

V rámci tohoto omezujícího kritéria bylo maximální vyhoření vyhodnocováno podle toho, za jak dlouho dojde k uzavření mezery mezi tabletou a pokrytím v některém z axiálních úseků. Nejrychleji se mezera mezi palivem a pokrytím uzavírá v úsecích, které jsou nejvíce výkonově zatížené. Podle Obr.4.3 jde o úseky 7-11, ve kterých tedy byla vyhodnocována doba, za kterou dojde k uzavření mezery mezi tabletou a pokrytím. K prvnímu uzavření mezery došlo v úseku č. 11 v čase 52380 hodin ( $\sim 2183$  dní). Dosažené střední vyhoření palivového proutku má velikost 50,90 MWd/kgU (5,08 % FIMA), průměrné  $FGR$  potom 47,55 %. V Tab.5.2 jsou pro každý axiální úsek uvedeny hodnoty objemového a plošného swellingu, průměrného  $FGR$  a vyhoření.

Šířka mezery v axiálním úseku č. 11 je v závislosti na čase uvedená na Obr.5.6. V prvních 8000 hodinách vyhořívání se mezera rozšiřovala vlivem zhutňování tablety

celkem asi o 11  $\mu\text{m}$ . V časovém intervalu 8000-17000 hodin se pak šířka mezery v čase lineárně zmenšovala až na 100  $\mu\text{m}$ . Na lineární pokles navazoval pozvolný exponenciální pokles až po úplné uzavření mezery. Skutečnost, že k uzavření mezery mezi palivem a pokrytím došlo nejdříve právě v tomto úseku odpovídá očekáváním. Objem paliva, jak bylo diskutováno v druhé kapitole, se během vyhořívání mění zejména vlivem teplotní roztažnosti, swellingu a zhutňování. Objemový swelling tohoto axiálního úseku (14,85 % obj.), vyhodnocený v čase dosažení kritéria, je v celém palivovém sloupci největší, což souhlasí s modelem, který byl v tomto výpočtu použitý pro výpočet swellingu, a který byl popsán výše. Dosažené vyhoření paliva v tomto úseku (63,11 MWd/kgU) je jedno z nejvyšších z celého palivového proutku (viz Tab.5.2), zároveň podle Obr.5.2 patří tento úsek v prvních 30000 hodinách vyhořívání do oblasti palivového proutku, ve které jsou teploty paliva nejvyšší. Kromě tohoto úseku se mezera v intervalu dalších 500 hodin mezera uzavřela v sousedních úsecích 9 a 10, což lze zdůvodnit stejným způsobem.



Obr. 5.6: Šířka mezery mezi tabletou a pokrytím v axiálním úseku č. 11 v závislosti na délce vyhořívání

Tab. 5.2: Veličiny vyhodnocované pro jednotlivé axiální úseky vyčíslené v čase dosažení kritéria uzavření mezery mezi tabletou a pokrytím.

Číslo úseku	Vyhoření [MWd/kgU]	Vyhoření [% FIMA]	FGR [%]	$\frac{\Delta V}{V}$ [obj. %]	$\frac{\Delta S}{S}$ [Pl. %]
1	41,94	4,16	1,68	6,72	2,26
2	46,38	4,60	8,33	7,43	2,66
3	50,71	5,03	19,04	8,17	3,07
4	55,14	5,47	31,63	8,95	3,50
5	57,87	5,74	39,13	9,45	3,78
6	60,10	5,96	44,21	9,88	4,01
7	62,91	6,24	47,46	10,43	4,32
8	64,62	6,41	49,46	10,78	4,51
9	66,34	6,58	50,28	11,14	4,71
10	64,73	6,42	52,05	10,78	4,51
11	63,11	6,26	53,67	10,42	4,32
12	60,29	5,98	55,97	9,85	4,01
13	57,57	5,71	58,26	9,35	3,72
14	52,63	5,22	61,68	8,46	3,23
15	47,69	4,73	64,40	7,61	2,76
16	42,75	4,24	66,05	6,81	2,30
17	37,20	3,69	66,19	5,93	1,82
18	33,98	3,37	65,87	5,41	1,53
19	30,65	3,04	64,83	4,90	1,24
20	27,42	2,72	62,90	4,39	0,95

## 5.5. Omezující kritérium: Napětí působící v pokrytí

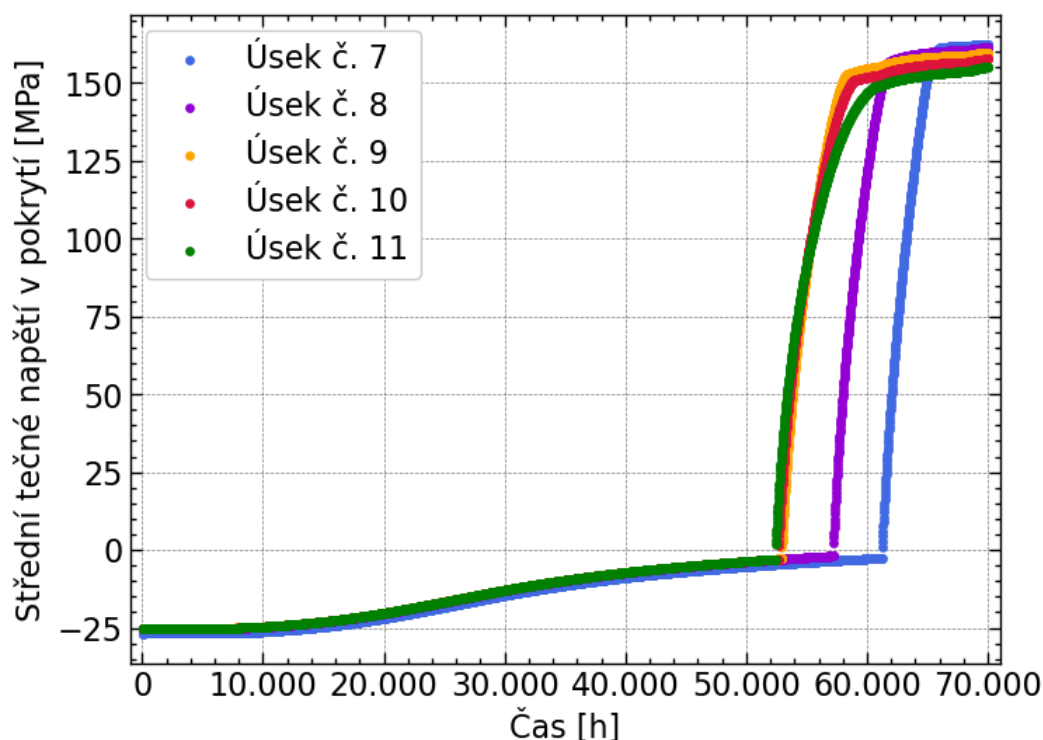
Napětí působící v pokrytí lze rozložit na tečnou a axiální složku, přičemž mez pevnosti má pro každou složku jinou velikost. Pro obě složky působícího napětí je tak provedeno individuální vyhodnocení aplikovaného kritéria. Pro vyhodnocení maximálního vyhoření je uplatňováno kritérium omezující velikost působícího napětí jednou třetinou velikosti meze pevnosti pro příslušnou složku napětí (viz sekce 2.4). Pro tečnou složku působícího napětí je kritérium vyhodnocováno pro čtyři vzorky pokrytí s nejvyšší hodnotou tečné meze pevnosti, přičemž pro dva z těchto vzorků lze vyhodnotit i kritérium pro axiální složku působícího napětí. Hodnoty tečné, případně axiální meze pevnosti těchto vzorků jsou shrnuty v Tab.5.3, která zároveň obsahuje z nich napočtené limitní hodnoty. Bližší informace o experimentech, na základě kterých byly tyto hodnoty zjištěny, jsou obsaženy v sekci 3.1.1.

Tab. 5.3: Tečné a axiální meze pevnosti a z nich napočtené limitní hodnoty použité pro vyhodnocení kritéria napětí působícího v pokrytí

Tečná mez pevnosti [MPa]	Limitní hodnota [MPa] (tečná)	Axiální mez pevnosti [MPa]	Limitní hodnota [MPa] (axiální)
313,6	104,5	-	-
346,0	115,3	224,0	74,7
350,0	116,7	-	-
380,0	126,7	245,0	81,7

### 5.5.1. Tečná složka napětí

Velikost tečné složky napětí v pokrytí závisí na radiální souřadnici. Kritérium tak bylo vyhodnocováno pro její střední hodnotu. Velikost střední tečné složky působícího napětí v závislosti na čase je pro nejvíce namáhané úseky pokrytí uvedena na Obr.5.9. Záporné hodnoty odpovídají namáhání pokrytí kompresivním napětím, které v pokrytí způsobuje okolní chladivo. Po uzavření mezery mezi tabletou a pokrytím dochází v měřítku 5000 hodin k rapidnímu nárůstu působícího napětí, které konverguje k hodnotě 160 MPa. Srovnání vybraných průběhů s limitními hodnotami tečné meze pevnosti je uvedeno na Obr.5.10. V analyzovaných úsecích se mezery mezi tabletou a pokrytím uzavírá ze všech úseků nejrychleji, což znamená, že tyto axiální úseky pokrytí jsou jako první namáhány rychle rostoucím tečným napětím a dochází v nich tak k překročení příslušných limitních hodnot nejdříve. Limitní hodnota 104,5 MPa byla poprvé překročena v axiálním úseku č. 10 v čase 55560 hodin (2315 dní). Všechny tři další limitní hodnoty 115,3 MPa, 116,7 MPa a 126,7 MPa byly překročeny v časech 56020 hodin ( $\sim 2334$  dní), 56080 hodin ( $\sim 2337$  dní) a 56520 hodin ( $\sim 2355$  dní) v úseku č. 9. Průměrné vyhoření proutku a *FGR* jsou pro každou vyhodnocovanou limitní hodnotu uvedeny v Tab.5.4. Objemový a plošný swelling, vyhoření a *FGR* každého axiálního úseku jsou vyhodnoceny pro čas dosažení největší limitní hodnoty 126,7 MPa. Pro tuto limitní hodnotu, respektive vzorek pokrytí, pro který je tato limitní hodnota platná, je totiž průměrné vyhoření proutku maximální.

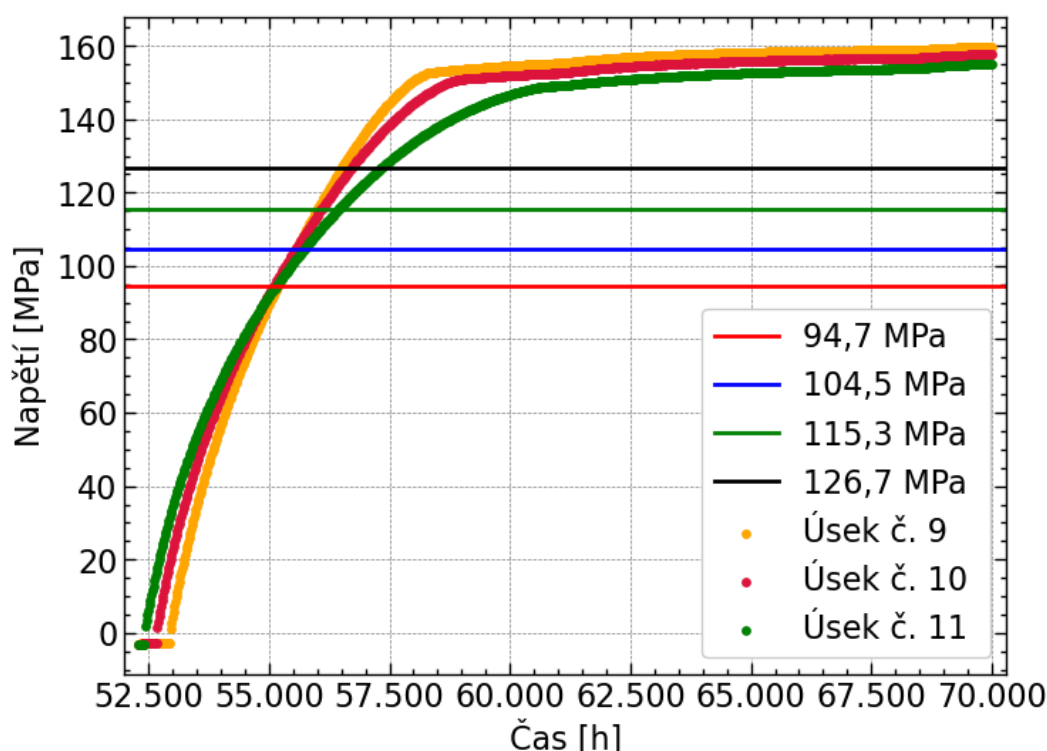


Obr. 5.7: Velikost středního tečného napětí ve vybraných axiálních úsecích pokrytí v závislosti na délce vyhořívání

Srovnáním hodnot dosaženého vyhoření proutku vyhodnocenou pro každou uvažovanou limitní hodnotu lze pozorovat, že za podmínek uvažovaných v tomto výpočtu



zvýšení tečné meze pevnosti asi o 70 MPa prodlouží délku vyhořívání téměř o 1000 hodin, což v měřítku celého výpočtu není příliš významná doba. Z hlediska maximalizace vyhoření tak, jak je vyhodnocováno v této práci, není zvyšování tečné meze pevnosti příliš významné. Ve srovnání s dosaženou délkou vyhořívání vyhodnoceného pro kritérium uzavření mezery mezi tabletou a pokrytím je délka vyhořívání pro kritérium (tečného) napětí v pokrytí asi jen o 4000 h delší (pro nejvyšší uvažovanou limitní hodnotu), přičemž celkové vyhoření tak vzroste asi o 4 MWd/kgU (55,04 MWd/kg oproti 50,90 MWd/kg). Pokud by mělo být maximální vyhoření palivového proutku vyhodnocováno na základě těchto dvou kritérií pak by, v rámci konzervativního přístupu z důvodu v současnosti téměř nepopsaného PCI karbidického paliva a pokrytí SiC/SiCf, kritérium uzavření mezery mezi tabletou a pokrytím mělo při vyhodnocování větší váhu.



Obr. 5.8: Srovnání limitních hodnot tečného napětí (vznačených přímkami) s průběhy tečného napětí ve vybraných nejnamáhanějších axiálních úsecích pokrytí

Tab. 5.4: Průměrné vyhoření proutku a průměrná velikost *FGR* vyhodnocená pro jednotlivé sledované limitní hodnoty tečného napětí

Limitní hodnota tečného napětí [MPa]	Průměrné vyhoření [MWd/kg]	Průměrné vyhoření [% FIMA]	Průměrné <i>FGR</i> [%]
104,5	54,05	5,36	46,13
115,3	54,51	5,41	46,00
116,7	54,57	5,42	46,33
126,7	55,04	5,45	45,72

Tab. 5.5: Veličiny vyhodnocované pro jednotlivé axiální úseky vyčíslené v čase dosažení kritéria (tečného) napětí působícího v pokrytí

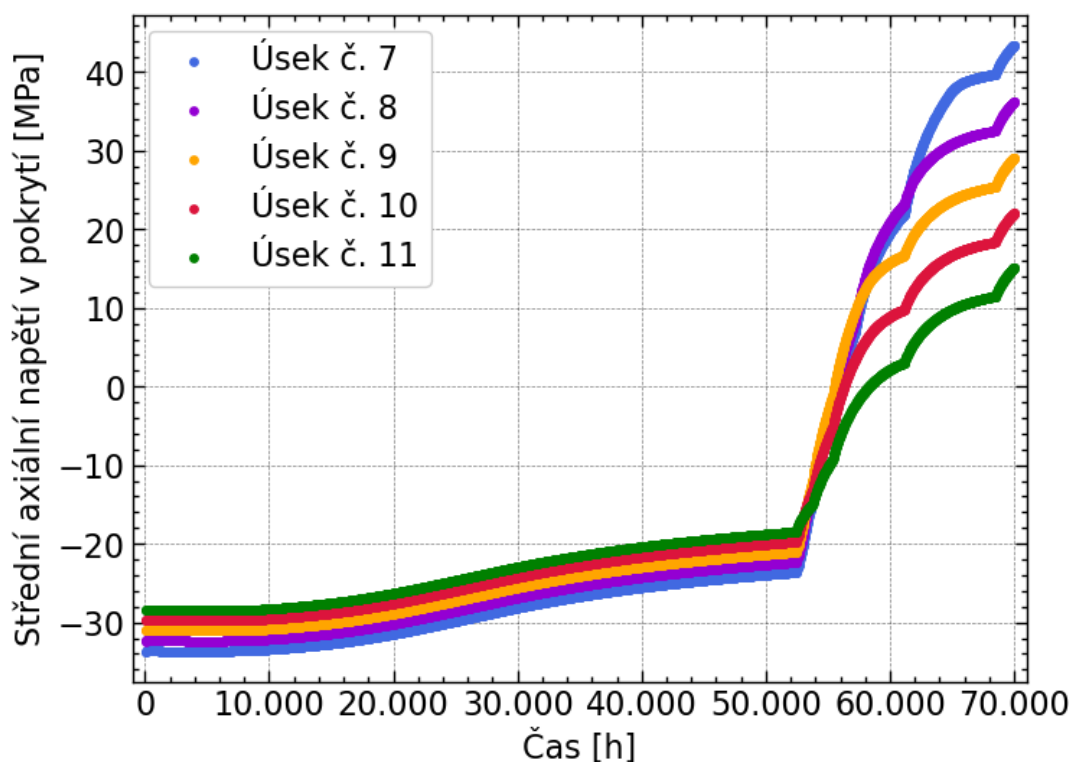
Číslo úseku	Vyhoření [MWd/kgU]	Vyhoření [% FIMA]	<i>FGR</i> [%]	$\frac{\Delta V}{V}$ [obj. %]	$\frac{\Delta S}{S}$ [Pl. %]
1	45,27	4,49	2,53	7,24	2,55
2	50,01	4,96	9,28	8,00	2,98
3	54,75	5,43	19,33	8,79	3,42
4	59,58	5,91	30,83	9,62	3,88
5	62,51	6,20	37,60	10,16	4,18
6	64,93	6,44	42,13	10,61	4,43
7	67,95	6,74	44,91	11,21	4,76
8	69,77	6,92	46,61	11,57	4,96
9	71,68	7,11	47,35	11,95	5,17
10	69,87	6,93	49,11	11,56	4,96
11	68,15	6,76	50,75	11,20	4,75
12	65,13	6,46	52,99	10,61	4,43
13	62,21	6,17	55,30	10,05	4,12
14	56,86	5,64	59,06	9,10	3,59
15	51,52	5,11	62,26	8,20	3,08
16	46,18	4,58	64,49	7,33	2,60
17	40,23	3,99	65,16	6,39	2,07
18	36,70	3,64	65,06	5,83	1,76
19	33,17	3,29	64,17	5,28	1,45
20	29,64	2,94	62,31	4,73	1,14

Výsledky výpočtu lze ovšem považovat za do jisté míry zkreslené. Model, který byl v simulaci použitý pro výpočet swellingu karbidického paliva nerozlišuje mezi volným swellingem a swellingem omezeným pokrytím. Jak bylo diskutováno v sekci 2.1.2, rychlost swellingu omezeného pokrytím je o něco menší, což znamená že pokud by bylo zpomalení swellingu po uzavření mezery při výpočtu uvažováno, došlo by k dosažení limitních hodnot o něco později. Na druhou stranu, rozdíly mezi rychlostmi volného swellingu a swellingu omezeného pokrytím uvedenými v sekci 2.1.2 nejsou výrazné natolik, aby tato skutečnost výrazně ovlivnila dosažené výsledky.

### 5.5.2. Axiální složka napětí

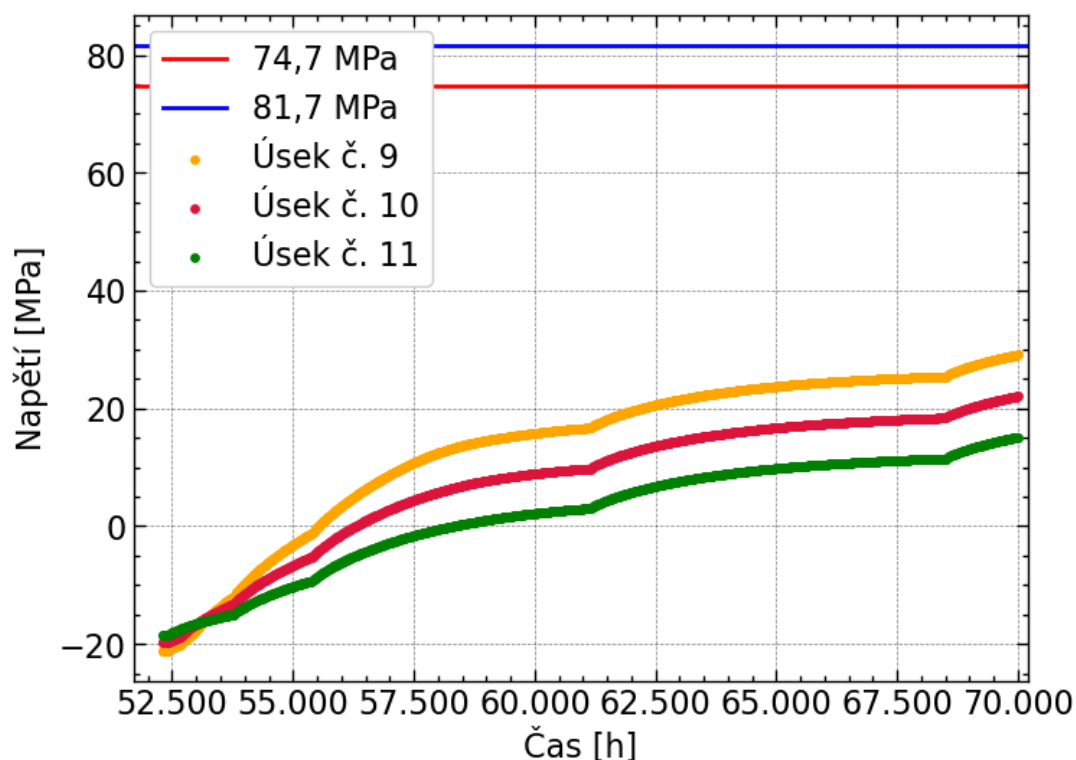
Axiální složka působícího napětí je, podobně jako tečná složka, závislá na radiální souřadnici a ve výpočtu je tak vyhodnocována její střední hodnota. Velikost střední axiální složky působícího napětí v závislosti na čase je pro nejvíce namáhané úseky pokrytí uvedena na Obr.5.9. Velikost axiální složky působícího napětí je pro všechny vykreslené úseky v prvních téměř 52000 hodinách vyhořívání prakticky stejná, přičemž její časová změna je velmi malá. Ve skutečném palivovém proutku se projevuje vliv fixační pružiny, která tlačí na palivový sloupec a která v pokrytí vyvolává kompresivní axiální napětí dále rostoucí vlivem teplotní roztažnosti pokrytí v axiálním směru během ozařování. Ve verzi kódu TRANSURANUS použité pro tento výpočet, je vyhrazená šablona pro implementaci modelu popisující vliv pružiny na velikost axiální složky napětí, samotný model ale musí být vnesen uživatelem [99]. Pro tento výpočet nebyl žádný takový model do kódu vnesen, což znamená, že vliv pružiny na velikost axiální složky napětí v pokrytí ve výpočtu uvažován nebyl. K výraznému

nárůstu velikosti axiální složky napětí v daném úseku dochází až ve chvíli, kdy dojde k uzavření mezery mezi pokrytím a tabletou a tableta začíná přímo tlačit na pokrytí.



Obr. 5.9: Velikost středního axiálního napětí ve vybraných axiálních úsecích pokrytí v závislosti na délce vyhořívání

Srovnání průběhů velikosti axiální složky napětí v závislosti na čase s limitními hodnotami axiální meze pevnosti je pro vybrané úseky uvedeno na Obr.5.10. Jak bylo zmíněno v sekci 5.4, v těchto úsecích (9,10,11) dochází k uzavření mezery mezi tabletou a pokrytím nejrychleji, což je patrné i z Obr.5.9. Na základě Obr.5.10 lze usoudit, že rychlost namáhání pokrytí v axiálním směru s rostoucí délkou vyhořívání klesá, přičemž k překonání limitních hodnot dojde až při značné délce vyhořívání výrazně přesahující délku, na kterou byl původní výpočet nastaven. To ale znamená, že ve většině axiálních úsecích by dříve došlo k překonání mezních hodnot tečné meze pevnosti. Z tohoto důvodu nemá smysl v rámci výpočtu stanovovat maximální vyhoření pro limitní hodnoty axiálního napětí působícího v pokrytí.



Obr. 5.10: Srovnání limitních hodnot axiálního napětí (vyznačených přímkami) s průběhy axiálního napětí ve vybraných nejnamáhanějších axiálních úsecích pokrytí

## 5.6. Shrnutí a diskuze

Z pěti omezujících kritérií, která byla aplikovaná na výsledky simulace vyhořívání reprezentativního palivového proutku za účelem stanovení jeho maximálního přípustného vyhoření, byla překročena tři: kritérium tlaku plynné výplně proutku, uzavření mezery mezi tabletou a pokrytím a napětí působícího v pokrytí. Kromě pěti vyhodnocovaných kritérií nebyla jiná další kritéria uvažována, protože buďto nebyla vhodná pro srovnávání nebo byla obtížně vyhodnotitelná pomocí výpočtu v kódu TRANURANUS. Jako první byla během vyhořívání překročena limitní hodnota tlaku plynné výplně proutku, což znamená, že hodnota maximálního vyhoření stanovená při vyhodnocování tohoto kritéria 42,32 MWd/kgU (4,20 % FIMA) odpovídá maximálnímu přípustnému vyhoření uvažovaného palivového proutku. Všechny hodnoty limitního vyhoření stanoveného při vyhodnocování dosažených kritérií jsou souhrně uvedeny v Tab.5.6. Ze všech spočtených hodnot dosaženého vyhoření vyhodnocených v rámci kritéria (tečného) napětí v pokrytí je uvedeno pouze ta nejvyšší.

Tab. 5.6: Souhrnná tabulka dosaženého vyhoření spočteného pro konkrétní překročena kritéria

Kritérium	Vyhoření [MWd/kg]	Vyhoření [% FIMA]
Tlak výplně	42,32	4,20
Uzavření mezery	50,90	5,08
Tečné napětí	55,04	5,45

Kromě dosaženého vyhoření proutku byly v případě těchto tří kritérií dále vyhodnocovány další jevy - objemový a plošný swelling paliva a velikost  $FGR$ . Získané hodnoty lze porovnat s výsledky experimentů, které jsou shrnuty v 3.1.2.

Vzhledem k tomu, že teploty pozorované v jednotlivých axiálních úsecích paliva byly s několika výjimkami vždy nižší, než teploty paliva, pro které byly vyhodnocován plošný swelling, nelze spočtené a experimentálně pozorované hodnoty porovnat přímo. Dalšími významnými rozdíly, které ztěžují srovnávání výsledků výpočtů a experimentálních hodnot, jsou různé rozměry tablet, různá stechiometrie nebo hustota paliva. Pro srovnání hodnot plošného swellingu, který byl pro jednotlivé axiální úseky spočtený při vyhodnocování jednotlivých kritérií, jsou z dostupných experimentálních dat nejlepší volbou hodnoty zjištěné pro tabletu K7-18 uvedené v Tab.6.5a (viz příloha C) a tablety K9-17 a K9-21 uvedené v Tab.6.5b (viz příloha C), protože původní šířka mezery v proutku obsahující tyto tablety je podobná šířce mezery uvažované v reprezentativním palivovém proutku. Dosažené vyhoření a maximální teplota těchto palivových tablet se nejvíce blíží hodnotám získaným při vyhodnocování výpočtu. Při srovnání velikostí plošného swellingu vybraných axiálních úseků s příslušnými experimentálními hodnotami lze pozorovat, že se spočtené a experimentální hodnoty lépe shodují se zvyšujícím vyhořením daného palivového úseku než na základě podobné maximální teploty. Příkladem může být srovnání plošného swellingu axiálních úseků č. 9 a 16 vyhodnoceného v čase dosažení kritéria tlaku plynné výplně proutku (Tab.5.1) s plošným swellingem tablety K9-17. Ačkoliv je maximální teplota a dosažené vyhoření úseku č. 16 mnohem bližší experimentálním hodnotám, největšího plošného swellingu dosáhl úsek č.9 ve kterém se maximální teplota i vyhoření odlišovalo mnohem více. Konkrétně v případě úseku č.16 byl rozdíl maximální teploty tablety a maximální teploty v úseku 200 °C, v případě úseku č.9 pak šlo o rozdíl 300 °C. Dosažené vyhoření v úseku č.16 mělo velikost 35,59 MWd/kg (3,53 % FIMA), zatímco v úseku č.9 bylo vyhoření o 19,66 MWd/kg (1,95 % FIMA) větší. Rozdíl mezi plošným swellingem tablety a úseku byl pak v případě úseku č.9 asi 0,8 pl. % ale v případě úseku č.16 šlo o více než 2,8 pl. %.

Při porovnávání těchto hodnot je nutné vzít do úvahy to, že hodnoty plošného swellingu nejsou v simulaci vyhodnocovány žádným modelem, ale jedná se o zpracování přímých výsledků výpočtu. Jak bylo zmíněno na začátku této kapitoly, tento způsob vyhodnocování může výsledky zatížit chybami, které dále ztěžují srovnání experimentálních a spočtených hodnot.

Vyhodnocování objemového swellingu oproti plošnému swellingu paliva ulehčuje stejná výrobní hustota palivových tablet použitých v experimentu a paliva uvažovaného při výpočtu. Další výhodou je, že tyto výsledky byly v rámci výpočtu přímo vyhodnocovány. Mezi výsledky výpočtu a dostupnými experimentálními hodnotami jsou ale velké odchylky, což je způsobeno charakterem experimentálních dat. Na rozdíl od výsledků výpočtu byly experimentální hodnoty pozorovány buď při mnohem menším vyhoření nebo při mnohem vyšších teplotách. Nejlépe lze porovnat hodnoty spočtené pro výše zmíněný úsek č.9 a vzorek č. 7 uvedený v Tab.6.4, a to díky relativně malému teplotnímu rozdílu ( $\sim 150$  °C) a malému rozdílu ve vyhoření (0,08 % FIMA). Obě hodnoty se značně liší. Experimentální hodnota objemového swellingu je oproti spočtené hodnotě asi o 7 % obj. větší.

Model použitý pro vyhodnocení objemového swellingu (viz Příloha E), má ovšem určitá omezení. Byl odvozen na základě jiného teplotního rozpětí a velikostí vyhoření paliva [89] než jaké byly získány během tohoto výpočtu. Model popisuje swelling pa-

liva o jiném složení, než jaké má palivo uvažované v této práci. Palivo, pro které byl model sestaven, obsahuje o 5 molárních procent méně Pu. Jak bylo diskutováno v sekcích 2.1.2 a 2.2.2, obsah Pu v paliva swelling přímo ovlivňuje. V modelu také není zahrnutý vliv některých materiálových vlastností paliva přímo ovlivňujících jeho odolnost vůči objemovému swellingu, které byly popsány v sekci 2.1.2. Jde například o stechiometrii paliva nebo podíl fáze  $M_2C_3$  v palivu.

Podobně jako v případě swellingu nelze  $FGR$  s výjimkami vyhodnocovat přímým srovnáním. Experimentální hodnoty, shrnuté v rámci sekce 3.1.2 se liší výkonovým zatížením paliva, které několiknásobně převyšuje výkonové zatížení uvažované v rámci tohoto výpočtu. Většina zdrojů také neuvádí teplotu paliva, jehož  $FGR$  bylo vyhodnocováno, což přímé srovnání dále ztěžuje. I při uvážení těchto omezení lze vyhodnotit shodu experimentálních dat s výsledky výpočtu jako velmi špatnou. S výjimkou několika hodnot uvedených v Tab.6.6, nepřesahuje žádná další experimentálně zjištěná hodnota  $FGR$  60 %, což je hodnota, která je v axiálních úsecích paliva horní části reprezentativního palivového proutku překračovaná v případě všech vyhodnocených kritérií. Vysoké hodnoty  $FGR$  ( $\sim 70$  %) uvedené v Tab.6.6 byly navíc naměřené pro palivo o teplotě výrazně převyšující spočtené maximální teploty paliva. Další nesrovnalost se objeví při porovnání hustoty paliva analyzovaného v experimentech a paliva uvažovaného v tomto výpočtu, která se v několika případech liší i o téměř 20 %, a příslušných velikostí  $FGR$ . Jak bylo diskutováno v sekcích 2.1.2 a 2.2.2 nízká výrobní hustota různými způsoby zvyšuje schopnost paliva uvolňovat plynné štěpné produkty. Výsledky výpočtu tomuto zjištění ale neodpovídají. Příkladem může být srovnání  $FGR$  palivové tablety vyhodnocovaného v rámci experimentu [96] a hodnoty  $FGR$  spočtené pro axiální úsek č. 15 (Tab.5.2) o stejném vyhoření, jejichž hustota se liší o 15 %. Spočtená hodnota je asi desetkrát větší než hodnota experimentální.

Tato nesrovnalost je způsobena modelem, který byl pro vyčíslení  $FGR$  v tomto výpočtu použit. Z důvodů popsanych v sekci 4.5 byl pro výpočet použit model odvozený pro oxidické palivo  $UO_2$ , jehož schopnost uvolňovat plynné štěpné produkty je oproti karbidickému palivu lepší. Pro popis  $FGR$  paliva (U,Pu)C není tento model vhodný, protože velikost této veličiny nadhodnocuje. S velikostí  $FGR$  je přímo spojen tlak plynné výplně proutku, protože vyšší  $FGR$  paliva přispívá k jeho růstu. Vzhledem k tomu, že je maximální přípustné vyhoření reprezentativního palivového proutku omezeno kritériem tlaku plynné výplně, má tato skutečnost přímý vliv na jeho velikost. Pokud by byl ve výpočtu použitý model, který by velikost  $FGR$  vyhodnocoval ve shodě s vlastnostmi paliva (U,Pu)C, tlak v proutku by rostl pomaleji a maximální přípustné vyhoření by bylo pravděpodobně vyšší. Je dokonce možné, že by maximální vyhoření bylo omezeno zcela jiným kritériem.

# Závěr

Jednou z výhod reaktorů GFR je jejich vysoká účinnost. Té je docilováno zvyšováním výstupní teploty chladiva z aktivní zóny, což vede k zvýšení teplot v celé aktivní zóně. S tím se pojí zvýšené nároky kladené na konstrukční materiály palivového proutku. Neméně důležité jsou neutronické požadavky na co nejvyšší atomovou hustotu štěpných a štěpitelných izotopů v palivu. Z uvedených důvodů se palivový proutek pro tento typ reaktorů zpravidla skládá z paliva (U,Pu)C v kompozitním pokrytí SiC/SiCf, což je také případ proutku analyzovaného v této práci.

Proces vyhořívání jaderného paliva je velmi komplexní. Během něho dochází v palivu i pokrytí k řadě jevů, které ovlivňují životnost proutku a tím i maximální vyhoření paliva. Práce obsahuje teoretický popis nejdůležitějších jevů obecně, i konkrétně pro uvažované konstrukční materiály proutku.

Za účelem stanovení maximálního přípustného vyhoření reprezentativního palivového proutku byly na základě vyhovujících bezpečnostních kritérií kladených na palivo tlakovodních reaktorů a návrhových kritérií paliva reaktoru EM<sup>2</sup> stanoveny veličiny omezující vyhoření. Pro tyto veličiny byly z dostupných zdrojů nalezeny jejich limitní hodnoty, na základě kterých byla stanovena omezující kritéria uplatňovaná při vyhodnocování výpočtu. Součástí řešení bylo zároveň shrnutí experimentálních hodnot popisujících jevy, které vyhořívání doprovázejí.

V praktické části této práce bylo stanoveno maximální přípustné vyhoření reprezentativního proutkového paliva pomocí simulace provedené v kódu TRANSURANUS. Pro vyhodnocení maximálního vyhoření paliva uvažovaného v této práci je tento kód pouze částečně vhodný. V současnosti je ve standardní verzi kódu TRANSURANUS implementován omezený počet modelů popisujících palivo (U,Pu)C. Pro popis některých jevů je potřeba použít modely odvozené pro oxidické palivo, což ale vede k nepřesným výsledkům. Dalším nedostatkem standardní verze kódu je úplná absence modelů popisujících kompozitní pokrytí SiC/SiCf.

Pro vyhodnocení výsledků výpočtu bylo stanoveno pět omezujících kritérií, z nichž tři byly překročeny. Maximální přípustné vyhoření o velikosti 42,32 MWd/kgU bylo stanoveno na základě kritéria tlaku plynné výplně proutku, které dosáhlo limitní hodnoty nejdříve. Protože příslušné limitní hodnoty byly v dalších kritériích překročeny později, je v nich vyhodnocené vyhoření vyšší. Vyhoření stanovené v rámci kritéria uzavření mezery mezi tabletou a pokrytím má velikost 50,90 MWd/kgU, v případě kritéria (tečného) napětí v pokrytí je vyhoření rovno 55,04 MWd/kg.

S ohledem na kritérium omezující maximální vyhoření lze přípustné vyhoření zvýšit například zvýšením objemů plén v palivovém proutku, ve kterých se plynné štěpné produkty shromažďují. Změna rozměrů palivového proutku je ale spojena se změnou návrhů konstrukčních celků aktivní zóny a ovlivňuje také fyzikální děje, ke kterým v proutku během vyhořívání dochází. Další způsob snížení tlaku plynné výplně je součástí jednoho ze současných návrhů reaktorů GFR EM<sup>2</sup>, ve kterém je během vyhořívání z každého proutku vznikající štěpný plyn odváděn pomocí centrálního systému. Při zhodnocení výsledků je nutné zmínit, že pro výpočet *FGR* byl použit model odvozený pro UO<sub>2</sub>, který pro tento účel není vhodný. Spočtené *FGR* je do určité míry nadhodnocené a neodpovídá experimentálním pozorováním. Pro přesnější vyhodnocení maximálního přípustného vyhoření je tak nutné do výpočetního kódu TRANSURANUS vnést model odvozený přímo pro (U,Pu)C.

## 6.Literatura

1. ROOJIEN, W.F.G. van. Gas-Cooled Fast Reactor: A Historical Overview and Future Outlook. *Science and Technology of Nuclear Installations* [online]. 2009 [cit. 2023-12-31]. ISSN 1687-6075. Dostupné z DOI: 10.1155/2009/965757.
2. WALTER, A. E.; TODD, D. R.; TSVETKOV, P. V.; BOUCHARD, J. *Fast spectrum reactors*. New York, NY: Springer, 2011. ISBN 978-1-4419-9571-1.
3. BEČVÁŘ, J. et al. *Jaderné elektrárny*. Praha, ČSSR: SNTL/ALFA, 1981. ISBN 04-237-81.
4. MELESE, G.; KATZ, R. *Thermal and Flow Design of Helium-Cooled Reactors*. Chicago, IL: American Nuclear Society, 1985. ISBN 0-89448-027-8.
5. PIORO, I. L. (ed.). *Handbook of Generation IV Nuclear Reactors (Second Edition)*. Second Edition. Woodhead Publishing, 2023. ISBN 978-0-12-820588-4. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780128205884000104>.
6. ECONOMIC MODELLING WORKING GROUP (EMWG); SADHANKAR, R. *Position paper on flexibility of Gen IV systems*. 2019. Tech. zpr. GIF. Dostupné také z: [https://www.gen-4.org/gif/jcms/c\\_40407/economic-modelling-working-group-emwg](https://www.gen-4.org/gif/jcms/c_40407/economic-modelling-working-group-emwg).
7. GREENSPAN, E. (ed.). *Encyclopedia of Nuclear Energy*. Elsevier, 2021. ISBN 978-0-12-819732-5. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780124095489122079>.
8. VÁCHA, P. Konzultace k bakalářské práci. *Osobní komunikace*. 4.6.2024.
9. MAHDI, M.; POPOV, R.; PIOTRO, I. *Research on thermal efficiencies of various power cycles for GFRs and VHTRs*. Sv. Volume 9: Student Paper Competition [online]. 2018. [cit. 2024-02-02]. International Conference on Nuclear Engineering. Dostupné z DOI: 10.1115/ICONE26-81618.
10. GIF. Technology roadmap update for generation IV nuclear energy systems [online]. 2014 [cit. 2024-02-03]. Dostupné z: [https://www.gen-4.org/gif/jcms/c\\_60729/technology-roadmap-update-2013](https://www.gen-4.org/gif/jcms/c_60729/technology-roadmap-update-2013).
11. MALO, J.Y.; BASSI, C.; CADIOU, T.; BLANC, M.; MESSIE, A.; TOSELLO, A.; DUMAZ, P. GAS-COOLED FAST REACTORS DHR SYSTEMS, PRELIMINARY DESIGN AND THERMAL-HYDRAULIC STUDIES. *Nuclear Engineering and Technology* [online]. 2006, roč. 38 [cit. 2024-04-03]. Dostupné z: [https://www.researchgate.net/publication/264150407\\_GAS-COOLED\\_FAST\\_REACTORS\\_DHR\\_SYSTEMS\\_PRELIMINARY\\_DESIGN\\_AND\\_THERMAL-HYDRAULIC\\_STUDIES](https://www.researchgate.net/publication/264150407_GAS-COOLED_FAST_REACTORS_DHR_SYSTEMS_PRELIMINARY_DESIGN_AND_THERMAL-HYDRAULIC_STUDIES).
12. LABAR, M. The Gas Turbine - Modular Helium Reactor: A Promising Option for Near Term Deployment [online]. 2002 [cit. 2024-04-03]. Dostupné z: <https://dspace.mit.edu/bitstream/handle/1721.1/71263/22-251-fall-2005/contents/readings/gtmhr.pdf>.



13. DUMAZ, P.; ALLÈGRE, P.; BASSI, C.; CADIOU, T.; CONTI, A.; GARNIER, J.C.; MALO, J.Y.; TOSELLO, A. Gas-cooled fast reactors—Status of CEA preliminary design studies. *Nuclear Engineering and Design*. 2007, roč. 237, č. 15, s. 1618–1627. ISSN 0029-5493. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S002954930700218X>.
14. BASSI, C.; MARQUES, M. Reliability Assessment of 2400 MWth Gas-Cooled Fast Reactor Natural Circulation Decay Heat Removal in Pressurized Situations. *Science and Technology of Nuclear Installations*. 2008, roč. 2008. Dostupné z DOI: 10.1155/2008/287376.
15. CIPITI, B.; HERVIEU, E.; VASILE, A.; NGUYEN, F. GIF Gas Cooled Fast Reactor: Proliferation Resistance and Physical Protection White Paper [online]. 2022 [cit. 2024-03-02]. Dostupné z: <https://www.osti.gov/biblio/1862101>.
16. PERKÓ, Z.; PELLONI, S.; MIKITYUK, K.; KŘEPEL, J.; SZIEBERTH, M.; GAËTAN, G.; B., Vrban; LÜLEY, J.; ČERBA, Š.; HALÁSZ, M.; FEHÉR, S.; REISS, T.; LEEN KLOOSTERMAN, J.; STAINSBY, R.; POETTE, C. Core neutronics characterization of the GFR2400 Gas Cooled Fast Reactor. *Progress in Nuclear Energy*. 2015, roč. 83, s. 460–481. ISSN 0149-1970. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0149197014002613>.
17. BUBELIS, E. *Gases, in Particular Helium, as Nuclear Reactor Coolant*. [B.r.]. Prezentováno na; [Seminar "Coolants for fast neutron reactors", 20.02.2013, Paris].
18. HATALA, B. *Gas Cooled Fast Reactor*. [B.r.]. Prezentováno na; [13th GIF-IAEA Interface Meeting, 18.-19.3 2019, IAEA Headquarters Vienna].
19. GENERAL ATOMICS. Status Report - EM2 (General Atomics) USA. 2019. Dostupné také z: [https://aris.iaea.org/PDF/EM2\(GeneralAtoms\)\\_2020.pdf](https://aris.iaea.org/PDF/EM2(GeneralAtoms)_2020.pdf).
20. FAIBISH, R. Fast Modular Reactor (FMR): Overview and Conceptual Design Work. 2022. Dostupné z DOI: 10.2172/1877180.
21. MIAO, Y.; OAKS, A.; SHU, S.; KYU LEE, S.; YACOUT, A. M.; GUTIERREZ, O.; CHOI, H. Steady-state fuel performance analyses for the preliminary fuel concept of general atomics fast modular reactor. *Journal of Nuclear Materials*. 2024, roč. 591, s. 154898. ISSN 0022-3115. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311524000035>.
22. VÁCHA, P.; NÝVLT, S.; KORYČANSKÝ, R. Projekt českého vysokoteplotného jaderného reaktoru HeFASTo. *Československý časopis pro fyziku*. 2022, roč. 72. Dostupné také z: [https://www.ujv.cz/file/edee/2022/08/22-3\\_177-183\\_vachanyvltkorycansky\\_projekt-jaderneho-reakoru-hefasto.pdf](https://www.ujv.cz/file/edee/2022/08/22-3_177-183_vachanyvltkorycansky_projekt-jaderneho-reakoru-hefasto.pdf).
23. VÁCHA, P.; DUSPIVA, J. *HeFASTo - Czech concept of modular GFR*. [B.r.]. Prezentováno na: [7th annual conference "Small & Modular Reactors" 9.6 2022, Prague].

24. VÁCHA, P.; KORYČANSKÝ, R.; HÁJEK, P.; KLOUZAL, J. *Innovative Passive Safety Features of the HeFASTo Reactor Concept*. International Atomic Energy Agency (IAEA), 2022. Tech. zpr. Dostupné také z: [http://inis.iaea.org/search/search.aspx?orig\\_q=RN:54004931](http://inis.iaea.org/search/search.aspx?orig_q=RN:54004931). IAEA-CN-308.
25. VÁCHA, P.; KVIZDA, B.; HOZER, Z.; DARILEK, P.; MAYER, G.; KERESZTURI, A.; GREN, M.; KALIVODOVÁ, J.; MALESA, J.; HÁJEK, P. *GFR research and development programme in V4 countries*. International Atomic Energy Agency (IAEA). Tech. zpr. Dostupné také z: [https://conferences.iaea.org/event/218/papers/18955/files/8197-Vacha\\_FR22\\_CN291-304\\_revised.pdf1](https://conferences.iaea.org/event/218/papers/18955/files/8197-Vacha_FR22_CN291-304_revised.pdf1). IAEA-CN-308.
26. BELOVSKY, L.; GADO, J.; HATALA, B.; VASILE, A.; WROCHNA, G. The ALLEGRO Experimental Gas Cooled Fast Reactor Project. [B.r.]. Dostupné také z: [https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/\\_Public/49/085/49085957.pdf](https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/49/085/49085957.pdf).
27. CEA, Kolektiv autorů. *Nuclear fuels*. Gif-sur-Yvette Cedex (Francie): DEN Monographs, 2009. ISBN ISBN 978-2-281-11345-7.
28. KONINGS, R. J.M.; STOLLER, R. E. (ed.). *Comprehensive Nuclear Materials (Second Edition)*. Second Edition. Oxford: Elsevier, 2020. ISBN 978-0-08-102866-7. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780128035818117837>.
29. PIRO, M. H.A. (ed.). *Advances in Nuclear Fuel Chemistry*. Woodhead Publishing, 2020. Woodhead Publishing Series in Energy. ISBN 978-0-08-102571-0. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780081025710000069>.
30. MIKHALCHIK, V.; TENISHEV, A.; BARANOV, V.; KUZMIN, R. High Temperature Uranium Nitride Decomposition. *Advanced Materials Research*. 2014, roč. 1040, s. 47–52. Dostupné z DOI: [10.4028/www.scientific.net/AMR.1040.47](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.1040.47).
31. KATOH, Y.; OZAWA, K.; SHIH, C.; NOZAWA, T.; SHINAVSKI, R. J.; HASEGAWA, A.; SNEAD, L. L. Continuous SiC fiber, CVI SiC matrix composites for nuclear applications: Properties and irradiation effects. *Journal of Nuclear Materials*. 2014, roč. 448, č. 1, s. 448–476. ISSN 0022-3115. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311513008647>.
32. MAHAJAN, Y. R.; JOHNSON, R. (ed.). *Handbook of Advanced Ceramics and Composites: Defense, Security, Aerospace and Energy Applications*. Cham: Springer International Publishing, 2020. ISBN 978-3-030-16347-1. Dostupné z DOI: [10.1007/978-3-030-16347-1\\_20](https://doi.org/10.1007/978-3-030-16347-1_20).
33. CARRE, F.; YVON, P.; ANZIEU, P.; CHAUVIN, N.; MALO, J.Y. Update of the French research and Development strategy on gas-cooled reactors. *Nuclear Engineering and Design*. 2010, roč. 240, č. 10, s. 2401–2408. ISSN 0029-5493. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2010.02.042>. 4th International Topical Meeting on High Temperature Reactor Technology (HTR 2008), with Regular Papers.

34. GENERAL ATOMICS ELECTRONICS. Transmittal of White Paper on the Energy Multiplier Module (EM2 ) Accelerated Fuel Qualification Strategy. 2021. Dostupné také z: <https://www.nrc.gov/docs/ML2118/ML21181A189.pdf>.
35. LEER, D.; CHOI, H.; BOLIN, J.; DHEMING, A.; GUTIERREZ, O. Fast Modular Reactor Nuclear Design Parameters of Fuel Cycle and Power Distributions. In: 2022. Dostupné z DOI: 10.13182/PHYSOR22-37765.
36. PÓNYA, P.; DING, C.; CZIFRUS, S.; SHWAGERAUS, E. Evaluation of reflector design of ALLEGRO refractory core. *Annals of Nuclear Energy*. 2024, roč. 206, s. 110602. ISSN 0306-4549. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.anucene.2024.110602>.
37. OLANDER, D. R. *Fundamental aspects of nuclear reactor fuel elements*. 1976. Dostupné z DOI: 10.2172/7343826.
38. CZÉL, G.; JALALVAND, M.; WISNOM, M. R. Design and characterisation of advanced pseudo-ductile unidirectional thin-ply carbon/epoxy-glass/epoxy hybrid composites. *Composite Structures*. 2016, roč. 143, s. 362–370. ISSN 0263-8223. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0263822316300307>.
39. RHO, H.; LEE, Y. Development of an Advanced Cladding Mechanical Model and Its Application for Thermal Hydraulics Coupled Failure Analysis of SiC LWR Fuel Cladding during LBLOCA. In: *Transactions of the Korean Nuclear Society virtual Autumn Meeting*. [B.r.].
40. PELLEGG, J. *Creep in Ceramics*. Cham: Springer International Publishing, 2017. ISBN 978-3-319-50826-9. Dostupné z DOI: 10.1007/978-3-319-50826-9\_4.
41. VAN BRUTZEL, L.; DINGREVILLE, R.; BARTEL, T.J. Nuclear fuel deformation phenomena. *NEA-NSC-R-2015-5*. 2015. Dostupné také z: [https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/\\_Public/47/032/47032408.pdf](https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/47/032/47032408.pdf).
42. WAS, G. S. *Fundamentals of Radiation Materials Science: Metals and Alloys*. New York, NY: Springer New York, 2017. ISBN 978-1-4939-3438-6. Dostupné také z: [https://doi.org/10.1007/978-1-4939-3438-6\\_13](https://doi.org/10.1007/978-1-4939-3438-6_13).
43. KATOH, Y.; SNEAD, L. L.; PARISH C, M.; HINOKI, T. Observation and possible mechanism of irradiation induced creep in ceramics. *Journal of Nuclear Materials*. 2013, roč. 434, č. 1, s. 141–151. ISSN 0022-3115. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311512006216>.
44. ZHU, S.; MIZUNO, M.; NAGANO, Y.; KAGAWA, Y.; KAYA, H. Tensile creep behavior of a SiC-fiber/SiC composite at elevated temperatures. *Composites Science and Technology*. 1998, roč. 57, č. 12, s. 1629–1637. ISSN 0266-3538.

45. WANG, X.; SONG, Z.; CHENG, Z.; HAN, D.; LI, M.; ZHANG, C. Tensile creep properties and damage mechanisms of 2D-SiCf/SiC composites reinforced with low-oxygen high-carbon type SiC fiber. *Journal of the European Ceramic Society*. 2020, roč. 40, č. 14, s. 4872–4878. ISSN 0955-2219. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0955221920300431>. Fractography of Advanced Ceramics VI.
46. TAKAOKI, K.; KATOH, Y.; OZAWA, K.; SHIMODA, K.; HINOKI, T.; SNEAD, L. L. Neutron-irradiation creep of silicon carbide materials beyond the initial transient. *Journal of Nuclear Materials*. 2016, roč. 478, s. 97–111. ISSN 0022-3115. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311516302574>.
47. CHEN, J.; JACQUES, S.; BARTHE, M.-F.; ZHANG, C.; DESGARDIN, P. In-beam creep of SiCf/SiC minicomposites under uniaxial tensile loading. *Journal of Nuclear Materials*. 2020, roč. 533, s. 152086. ISSN 0022-3115. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311519313790>.
48. PREUSSER, T. Modeling of Carbide Fuel Rods. *Nuclear Technology*. 1982, roč. 57, č. 3, s. 343–371. Dostupné z DOI: 10.13182/NT82-A26303.
49. LEARY, J.; KITTLE, H. Creep behavior of Mixed-Carbide Advanced Nuclear Fuel. In: *Advanced LMFBR Fuels: Topical Meeting Proceedings, Tucson, Arizona, October 10-13, 1977*. American Nuclear Society, 1977. Dostupné také z: <https://books.google.cz/books?id=A7AjAAAAMAAJ>.
50. TOKAR, M. High temperature compressive creep and hot hardness of uranium-plutonium carbides. 1971. Dostupné z DOI: 10.2172/4711086.
51. DIENST, W. Swelling, densification and creep of (U, Pu)C fuel under irradiation. *Journal of Nuclear Materials*. 1984, roč. 124, s. 153–158. ISSN 0022-3115. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022311584900199>.
52. MÜLLER-LYDA, I.; DIENST, W. A measurement of the irradiation-induced creep of mixed carbide nuclear fuel. *Journal of Nuclear Materials*. 1980, roč. 90, č. 1, s. 232–239. ISSN 0022-3115. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022311580902603>.
53. CACUCI, D. G. (ed.). *Handbook of Nuclear Engineering*. Analysis of Reactor Fuel Rod Behavior. Boston, MA: Springer US, 2010. ISBN 978-0-387-98149-9. Dostupné z DOI: 10.1007/978-0-387-98149-9\_13.
54. ROWCLIFF, A. F.; BURN, G. Fusion Materials Semiannual Progress Report for Period Ending December 31, 1998. 1999. Dostupné z DOI: 10.2172/6717.
55. BARNER, J.O.; LATIMER, T.W.; KERRISK, J.F.; PETTY, R.L.; GREEN, J.L. Advanced Carbide Fuel - U.S. Experience. In: *Advanced LMFBR Fuels: Topical Meeting Proceedings, Tucson, Arizona, October 10-13, 1977*. American Nuclear Society, 1977. Dostupné také z: <https://books.google.cz/books?id=A7AjAAAAMAAJ>.

56. RONCHI, C.; SARI, C. Swelling analysis of highly rated MX-type LMFBR fuels. I. Restructuring and porosity behaviour. *Journal of Nuclear Materials*. 1975, roč. 58, č. 2, s. 140–152. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(75\)90100-2](https://doi.org/10.1016/0022-3115(75)90100-2).
57. SINGH, R.; ROUTBORT, J. Fracture and Crack Healing in (U,Pu)C. *Journal of the American Ceramic Society*. 2006, roč. 62, s. 128–133. Dostupné z DOI: [10.1111/j.1151-2916.1979.tb19036.x](https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1979.tb19036.x).
58. SARI, C. Simulation Study of the Restructuring of Advanced Fuel Heated in a Radial Temperature Gradient. *Nuclear Technology*. 1977, roč. 35, č. 1, s. 145–153. Dostupné z DOI: [10.13182/NT77-A31857](https://doi.org/10.13182/NT77-A31857).
59. GREENQUIST, I.; TONKS, M. R.; ZHANG, Y. Review of sintering and densification in nuclear fuels: Physical mechanisms, experimental results, and computational models. *Journal of Nuclear Materials*. 2018, roč. 507, s. 381–395. ISSN 0022-3115. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S002231151731454X>.
60. GOJAN, A. *Advanced Modeling of Pellet-Cladding Interaction*. Stockholm, 2016. Dostupné také z: <https://urn.kb.se/resolve?urn=urn:nbn:se:kth:diva-192843>. Dis. pr. KTH, School of Engineering Sciences (SCI).
61. LOUIE, D.L.Y. Characterization of Fuel Swelling in Helium-Bonded Carbide Fuel Pins. 1987. Dostupné také z: [https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/\\_Public/19/018/19018970.pdf](https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/19/018/19018970.pdf).
62. HÖZER, Z.; SIONZSKI, E.; KLOUZAL, J. *Deliverable D4.1 GFR refractory fuel qualification options*. Project number: 945041. SafeG, 2022. Dostupné také z: <https://www.safeg.eu/documents>.
63. DENG, Y.; QIU, B.; PANG, B.; GONG, X.; WU, Y.; SU, G.; HUANG, X.; LI, Y.; YIN, Y. Research on performance enhancement of nuclear fuel with SiC cladding by using high thermal conductivity fuels. *Progress in Nuclear Energy*. 2020, roč. 124, s. 103330. ISSN 0149-1970. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.pnucene.2020.103330>.
64. OECD. *CSNI Technical Opinion Paper No. 21*. 2023. Dostupné také z: <https://www.oecd-ilibrary.org/content/publication/0df32944-en>.
65. SNEAD, L. L.; NOZAWA, T.; KATOH, Y.; BYUN, T.-S.; KONDO, S.; PETTI, D. A. Handbook of SiC properties for fuel performance modeling. *Journal of Nuclear Materials*. 2007, roč. 371, č. 1, s. 329–377. ISSN 0022-3115. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311507007623>. Nuclear Fuels and Structural Materials 1.
66. BERCHE, A.; ALPETTAZ, T.; CHATAIN, S.; STÉPHANE, G.; GUÉNEAU, C.; RADO, C. Chemical Compatibility at High Temperature between the Carbide Fuel UC or (U,Pu)C and SiC Cladding for the Gas cooled Fast Reactor. *MRS Proceedings*. 2011, roč. 1264. Dostupné z DOI: [10.1557/PROC-1264-Z04-03](https://doi.org/10.1557/PROC-1264-Z04-03).
67. GERCZAK, T. J.; MCMURRAY, J. W. Assessment of SiC-CMC compatibility with components of actinide fuel systems. *Annals of Nuclear Energy*. 2019, roč. 128, s. 127–139. ISSN 0306-4549. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.anucene.2018.12.030>.

68. OECD. *Nuclear Fuel Safety Criteria Technical Review (Second Edition)*. 2012. ISBN 978-92-64-99178-1. Dostupné z DOI: <https://doi.org/https://doi.org/10.1787/9789264991781-en>.
69. ZE-XI, Z.; JUN-HAO, G.; JIA-PEI, C.; YUN, L.; YANG-QING, L.; CHUANG-TIAN, Z.; LI-XIANG, W.; WEI-MING, G.; SHI-KUAN, S.; JIA-XIANG, X.; HUA-TAY, L. Response to internal pressure shock and hoop strength of SiCf/SiC cladding. *Journal of the European Ceramic Society*. 2024, roč. 44, č. 11, s. 6298–6304. ISSN 0955-2219. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S095522192400308X>.
70. DAEJONG, K.; HYUN-GEUN, L.; JI YEON, P.; WEON-JU, K. Fabrication and measurement of hoop strength of SiC triplex tube for nuclear fuel cladding applications. *Journal of Nuclear Materials*. 2015, roč. 458, s. 29–36. ISSN 0022-3115. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311514009246>.
71. PENGFEI, T.; YIGUANG, W. Fabrication of highly dense three-layer SiC cladding tube by chemical vapor infiltration method. *Journal of the American Ceramic Society*. 2019, roč. 102. Dostupné z DOI: 10.1111/jace.16552.
72. ZHAO, S.; CHEN, Y.; SAUCEDO-MORA, L.; CONNOLLEY, T.; MARROW, T. J. Hoop Strain Measurement During a SiC/SiC Ceramic Composite Tube Burst Test by Digital Volume Correlation of X-Ray Computed Tomographs. *Experimental Mechanics*. 2023, roč. 63, č. 2, s. 275–287. ISSN 1741-2765. Dostupné z DOI: 10.1007/s11340-022-00916-9.
73. ROHMER, E.; MARTIN, E.; LORRETTE, C. Mechanical properties of SiC/SiC braided tubes for fuel cladding. *Journal of Nuclear Materials*. 2014, roč. 453, č. 1, s. 16–21. ISSN 0022-3115. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311514003924>.
74. CHUANG-TIAN, Z.; YANG-QING, L.; JIA-PEI, C.; RONG-KUN, Y.; YANG, L.; ZE-XI, Z.; LI-XIANG, W.; YUN, L.; YING, L.; WEI-MING, G.; JIA-XIANG, X.; HUA-TAY, L. Hoop tensile properties of SiC fiber-reinforced SiC matrix composite tubes with/without CVD-SiC coating. *Journal of the European Ceramic Society*. 2024, roč. 44, č. 14, s. 116707. ISSN 0955-2219. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0955221924005806>.
75. SHAPOVALOV, K.; JACOBSEN, G. M.; ALVA, L.; TRUESDALE, N.; DECK, C. P.; HUANG, X. Strength of SiCf-SiCm composite tube under uniaxial and multiaxial loading. *Journal of Nuclear Materials*. 2018, roč. 500, s. 280–294. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.01.001>.
76. DECK, C. P.; GEORGE, J.; SHEEDER, J.; OSWALD, S.; HAEFELFINGER, R.; SHAPOVALOV, K.; KHALIFIA, H.; GAZZA, J.; LYONS, J.; XU, P. et al. *Overview of General Atomics SiGA SiC-SiC Composite Development for Accident Tolerant Fuel*. 2019. Tech. zpr. Oak Ridge National Lab.(ORNL), Oak Ridge, TN (United States).
77. SHETH, A.; LEBOWITZ, L. *Equation of state for advanced fuels - interim report*. 1974. Tech. zpr. Argonne National Laboratory. Dostupné také z: <https://www.osti.gov/servlets/purl/4268459>.

78. RODRIGUEZ, P. Mixed plutonium-uranium carbide fuel in fast breeder test reactor. *Bulletin of Materials Science*. 1999, roč. 22, s. 215–220.
79. GOVINDARAJAN, S.; PUTHIYAVINAYAGAM, P.; CHANDAR, C. R. S.; CHETAL, S. C.; BHOJE, S. B. Performance of FBTR mixed carbide fuel. 1998. Dostupné také z: [https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/\\_Public/29/057/29057152.pdf](https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/29/057/29057152.pdf).
80. DAVIAU, K.; LEE, K. Decomposition of silicon carbide at high pressures and temperatures. *Physical Review B*. 2017, roč. 96. Dostupné z DOI: 10.1103/PhysRevB.96.174102.
81. WANG, X.; SONG, Z.; CHENG, Z.; HAN, D.; LI, M.; ZHANG, C. Tensile creep properties and damage mechanisms of 2D-SiCf/SiC composites reinforced with low-oxygen high-carbon type SiC fiber. *Journal of the European Ceramic Society*. 2020, roč. 40, č. 14, s. 4872–4878. ISSN 0955-2219. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.01.033>. Fractography of Advanced Ceramics VI.
82. MORSCHER, G.; PUJAR, V. Creep and Stress–Strain Behavior After Creep for SiC Fiber Reinforced, Melt-Infiltrated SiC Matrix Composites. *Journal of the American Ceramic Society*. 2006, roč. 89, s. 1652–1658. Dostupné z DOI: 10.1111/j.1551-2916.2006.00939.x.
83. WANG, X.; WANG, K.; BAI, H.; SONG, Z.; WANG, B.; ZHANG, C. Creep Properties and Damage Mechanisms of 2D-SiC/SiCf Composites Prepared by CVI. *Journal of Inorganic Materials*. 2020, roč. 35, č. 7, s. 817–821. Dostupné z DOI: <https://www.jim.org.cn/EN/10.15541/jim20190450>.
84. BHATT, R.T.; JASKOWIAK, M.H. Creep and cyclic durability of CVI SiC/SiC composites. *Journal of the European Ceramic Society*. 2024, roč. 44, č. 7, s. 4437–4451. ISSN 0955-2219. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2024.01.100>.
85. KATOH, Y.; KOYANAGI, T.; MCDUFFEE, J. L.; SNEAD, L. L.; YUEH, K. Dimensional stability and anisotropy of SiC and SiC-based composites in transition swelling regime. *Journal of Nuclear Materials*. 2018, roč. 499, s. 471–479. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.12.009>.
86. NOZAWA, T.; KOYANAGI, T.; KATOH, Y.; TANIGAWA, H. High-dose, intermediate-temperature neutron irradiation effects on silicon carbide composites with varied fiber/matrix interfaces. *Journal of the European Ceramic Society*. 2019, roč. 39, č. 8, s. 2634–2647. ISSN 0955-2219. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.03.014>.
87. KOYANAGI, T.; KATOH, Y. Mechanical properties of SiC composites neutron irradiated under light water reactor relevant temperature and dose conditions. *Journal of Nuclear Materials*. 2017, roč. 494, s. 46–54. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.07.007>.
88. IDRIS, M.; KONISHI, H.; IMAI, M.; YOSHIDA, K.; YANO, T. Neutron Irradiation Swelling of SiC and SiCf/SiC for Advanced Nuclear Applications. *Energy Procedia*. 2015, roč. 71. Dostupné z DOI: 10.1016/j.egypro.2014.11.886.

89. ZIMMERMANN, H. Investigation of swelling of U-Pu mixed carbide. *Journal of Nuclear Materials*. 1982, roč. 105, č. 1, s. 56–61. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(82\)90452-4](https://doi.org/10.1016/0022-3115(82)90452-4).
90. BAGLEY, K. Q.; BATEY, W.; PARIS, R.; SLOSS, W. M.; SNAPE, G. P. UK irradiation experience relevant to advanced carbide fuel concepts for LM-FBR's. In: *Advanced LM-FBR Fuels: Topical Meeting Proceedings, Tucson, Arizona, October 10-13, 1977*. American Nuclear Society, 1977. Dostupné také z: [http://inis.iaea.org/search/search.aspx?orig\\_q=RN:09379727](http://inis.iaea.org/search/search.aspx?orig_q=RN:09379727).
91. ADAMOV, E. (ed.). *Closed Nuclear Fuel Cycle with Fast Reactors*. Academic Press, 2022. ISBN 978-0-323-99308-1. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-323-99308-1.00005-2>.
92. MURALIDHARANA, N. G.; VENKITESWARAN, C. N.; KARTHIK, V.; ANANDRAJ, V.; JOSEPH, J.; KASIVSWANATHAN, K. V.; VENGOPAL, S.; JAYAKUMAR, T.; RAJI, B. Post Irradiation Examination of Fuel and Core Structural Materials Irradiated in FBTR. In: 2017. Dostupné také z: <https://api.semanticscholar.org/CorpusID:214685046>.
93. MATTHEWS, R. B.; HERBST, R. J. Uranium-Plutonium Carbide Fuel for Fast Breeder Reactors. *Nuclear Technology*. 1983, roč. 63, č. 1, s. 9–22. Dostupné z DOI: 10.13182/NT83-A33299.
94. STRATTON, R. W.; SMITH, L. The irradiation behaviour of sphere-pac carbide fuel. In: *Advanced LM-FBR fuels*. 1977.
95. WALLIN, H. The Sphere-Pac fuel doce "SPHERE-3". 2001. Dostupné také z: <https://www.osti.gov/etdweb/servlets/purl/20072723>.
96. IWAI, T.; NAKAJIMA, K.; ARAI, Y.; SUZUKI, Y. Fission gas release of uranium-plutonium mixed nitride and carbide fuels [online]. [B.r.] [cit. 2023-07-10]. Dostupné z: [https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/\\_Public/29/000/29000288.pdf](https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/29/000/29000288.pdf).
97. VENKITESWARAN, C.N.; MURALIDHARAN, N.; VIJAYARAGHAVAN, A.; JOSEPH, J.; VENGOPAL, V.; KASIVISWANATHAN, K. Estimation of fission gas release in FBTR fuel pins. *International Journal of Nuclear Energy Science and Technology*. 2006, roč. 2. Dostupné z DOI: 10.1504/IJNEST.2006.011718.
98. JRC. *TRANSURANUS Handbook*. 2019.
99. WANG, J.; LI, X.; ALLISON, C.; HOHORST, J. (ed.). *Nuclear Power Plant Design and Analysis Codes*. Woodhead Publishing, 2021. Woodhead Publishing Series in Energy. ISBN 978-0-12-818190-4. Dostupné také z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780128181904000085>.
100. LASSMANN, K. TRANSURANUS: a fuel rod analysis code ready for use. *Journal of Nuclear Materials*. 1992, roč. 188, s. 295–302. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(92\)90487-6](https://doi.org/10.1016/0022-3115(92)90487-6).
101. ŠEVEČEK, M. TRANSURANUS - úvod. *Studijní materiály k předmětu 17TNAP*. 2021.



102. MAMOON ABDEL HALIM WAGIH, M. *Fuel performance of multi-layered zirconium and silicon carbide based Accident Tolerant Fuel claddings*. MA, US, 2018. Dostupné také z: <https://dspace.mit.edu/handle/1721.1/119049?show=full>. masterthesis. MIT, Department of Nuclear Science and Engineering.
103. BLANK, H.; LINDER, R. (ed.). *Plutonium and Other Actinides*. Baden Baden, Německo: North-Holland Publishing Company, 1976.
104. BILLONE, M.C.; JANKUS, V.Z.; KRAMER, J.M.; YANG, C.I. Progress in modeling carbide and nitride fuel performance in advanced LMFBRs. In: *Advanced LMFBR fuels*. 1977.
105. OGARD, A.E.; LAND, C.C.; LEARY, J.A. The thermal expansion of PuC and UC-PuC solid solution. *Journal of Nuclear Materials*. 1965, roč. 15, č. 1, s. 43–48. ISSN 0022-3115. Dostupné z DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(65\)90107-8](https://doi.org/10.1016/0022-3115(65)90107-8).
106. LEWIS, H.D.; KERRISK, J.F. Electrical and Thermal Transport Properties of Uranium and Plutonium Carbides - A review of literature. 1976. Dostupné také z: <https://www.osti.gov/servlets/purl/7276665>.

# Přílohy

## A. Celkový teplotní creep SiC/SiCf

V této příloze jsou uvedeny konkrétní výsledky experimentů, shrnutých v sekci 3.1.2, popisujících celkový teplotní creep kompozitu SiC/SiCf.

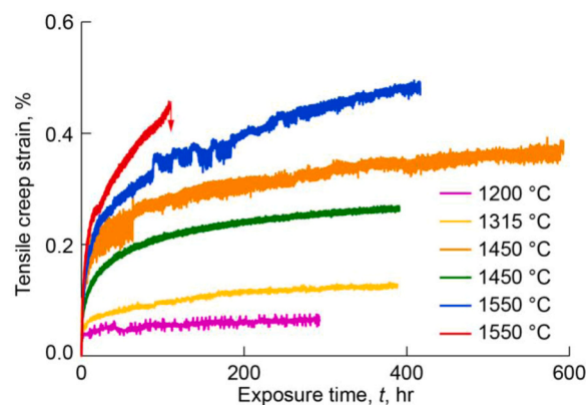
Tab. 6.1: Velikosti celkové relativní creepové deformace  $\varepsilon_{rel}$  vzorků 2D-SiC/SiCf kompozitu stanovené podle [81] a [82].

(a) Experimentálně určené hodnoty celkové relativní creepové deformace  $\varepsilon_{rel}$  v závislosti na napětí  $\sigma$  a teplotě  $T$  podle [81].

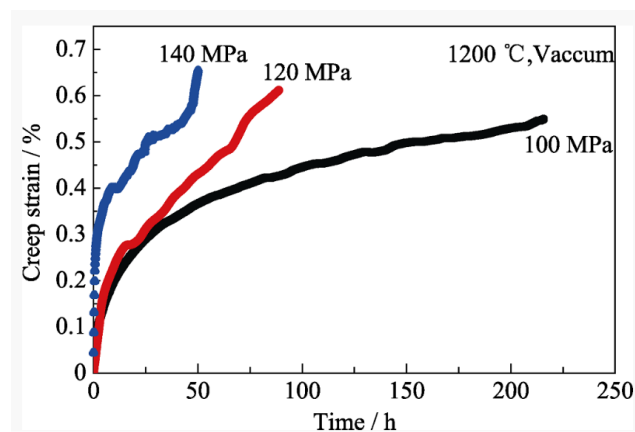
$\sigma$ [MPa]	$T$ [°C]	$\varepsilon_{rel}$ [%]
80	1300	0,36
115	1300	0,68
150	1300	0,78
80	1350	0,29
80	1410	4,60
80	1430	4,91

(b) Velikosti celkové relativní creepové deformace  $\varepsilon_{rel}$  tří typů vzorků A1, A2 a B v závislosti na napětí  $\sigma$  při konstantní teplotě  $T$  podle [82].

Typ vzorku	$\sigma$ [MPa]	$\varepsilon_{rel}$ [%]
A1	103	0,18
	103	0,09
A2	103	0,05
	138	0,30
	138	0,23
B	172	0,44
	103	0,07
	138	0,36



(a) Jednotlivé závislosti velikosti relativní creepové deformace na délce trvání namáhání vzorků zahřátých na danou teplotu, podle [84].

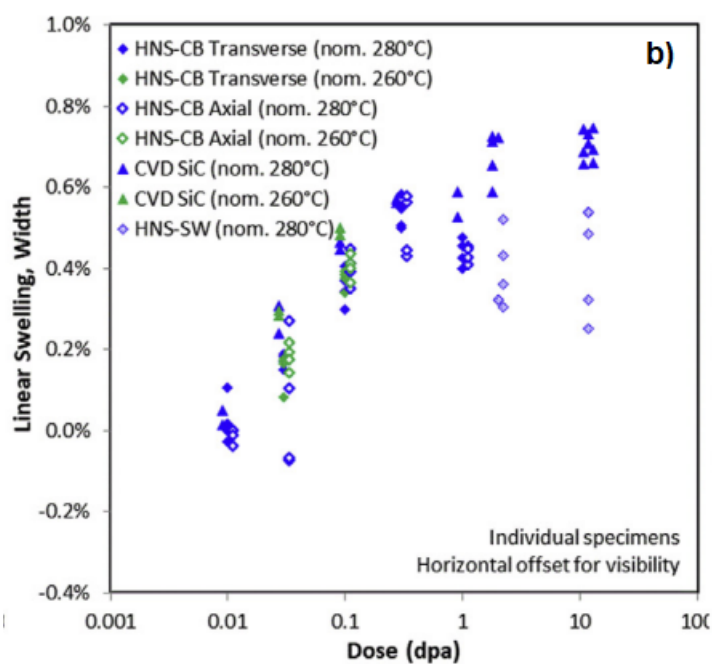
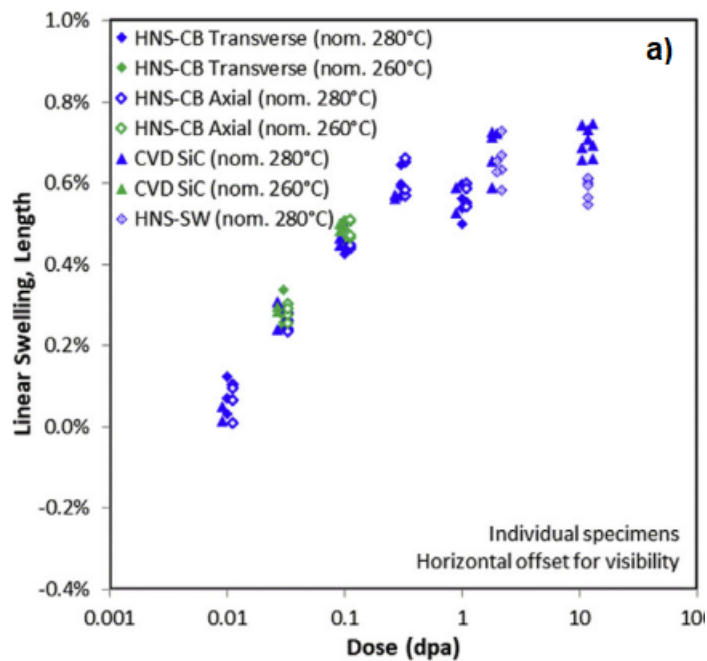


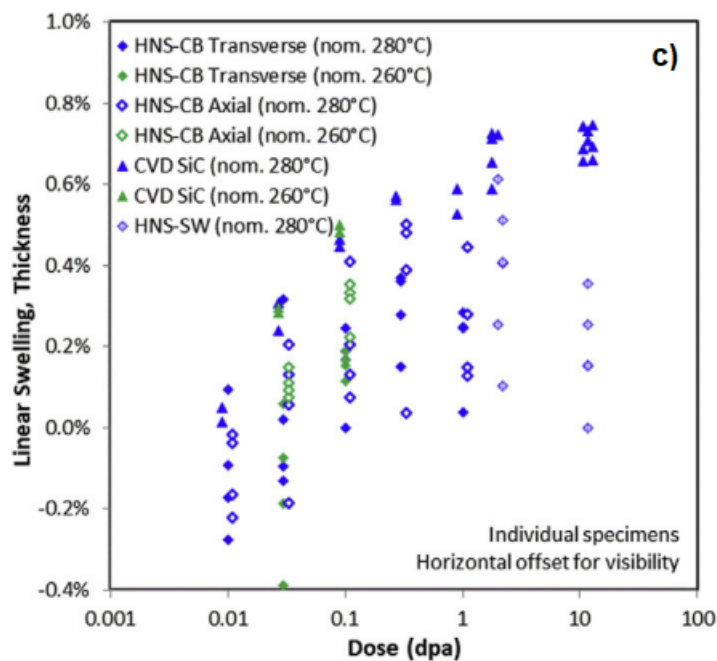
(b) Závislosti relativní creepové deformace na délce trvání namáhání vzorků zahřáté na teplotu 1200 ° a zatížené daným napětím podle [83].

Obr. 6.1: Závislosti velikosti relativní creepové deformace na délce trvání namáhání vzorku zjištěné podle [84] a [83].

## B. Swelling SiC/SiCf

Tato příloha obsahuje výsledky experimentů analyzujících swelling SiC/SiCf, které jsou popsány v sekci 3.1.2.





Obr. 6.2: Rozměrové změny vzorků SiC a SiC/SiCf ve tvaru destičky způsobené swellingem - a) změna délky, b) změna šířky, c) změna tloušťky podle [85]

Tab. 6.2: Relativní prodloužení způsobené swellingem vyhodnocované v rámci [86].

Typ vzorku	Podmínky ozařování	Relativní prodloužení způsobené swellingem [%]
Hi-Nicalon S (PyC)	500 °C /11,0 dpa	0,40
	450 °C /12 dpa	0,45
	590-640 °C /44dpa	0,32
Hi-Nicalon S (PyC+SiC)	500 °C /11,0 dpa	0,34
	450 °C /12 dpa	0,46
	590-640 °C /44dpa	0,29
Tyranno SA3 (PyC)	500 °C /11,0 dpa	0,53
	450 °C /12 dpa	0,47
	590-640 °C /44dpa	0,41
Tyranno SA3 (PyC+SiC)	500 °C /11,0 dpa	0,41
	450 °C /12 dpa	0,48
	590-640 °C /44dpa	0,39

Tab. 6.3: Relativní prodloužení způsobené swellingem vyhodnocované v rámci [87].

Typ vzorku	Podmínky ozařování	Relativní prodloužení způsobené swellingem [%]
Hi-Nicalon S CVI SiC/SiCf	280-340 °C /2,0 dpa	0,68
	230-280 °C /11,8 dpa	0,70
Tyranno SA3 CVI SiC/SiCf	280-340 °C /2,0 dpa	0,65
	230-280 °C /11,8 dpa	0,59
SCS-Ultra CVI SiC/SiCf	280-340 °C /2,0 dpa	0,71
	230-280 °C /11,8 dpa	0,75

## C. Swelling paliva (U,Pu)C

Tato příloha obsahuje výsledky ozařovacích experimentů shrnutých v sekci 3.1.2, v rámci kterých byl vyhodnocován swelling paliva (U,Pu)C.

Tab. 6.4: Celkový swelling  $\frac{\Delta V}{V}$  vzorků paliva (U<sub>0,85</sub>Pu<sub>0,15</sub>)C v závislosti na dosaženém vyhoření *bu* a vážené teplotě *T* [89].

Vzorek	<i>T</i> [°C]	$\frac{\Delta V}{V}$ [obj. %]	<i>bu</i> [% FIMA]
1	1435	8,2	1,5
2	1750	17,8	1,5
3	1450	15,2	2,8
4	1750	27,7	2,8
5	1565	23,6	4,5
6	1615	24,5	4,3
7	1315	16,6	5,4
8	1525	23,8	5,3
9	1635	27,8	5,2
10	1295	0,8	0,4
11	1260	5,2	1,7
12	1685	14,9	1,7
13	1150	2,7	1,1
14	1300	3,6	1,1
15	1015	4,8	1,4
16	1217	5,3	1,5
17	600	3,3	2,6
18	400	3,6	2,6
19	300	5,6	5,5

Tab. 6.5: Celkový plošný swelling  $\frac{\Delta S}{S}$  vzorků palivových tablet typu K7 a K9 vyhodnocený v rámci [61].

(a) Celkový plošný swelling  $\frac{\Delta S}{S}$ , dosažené vyhoření  $bu$  a maximální dosažená teplota  $T_{max}$  palivových tablet typu K7, lišících se hustotou  $\rho$  (uvedenou v % TH) a počáteční šířkou mezery mezi tabletou a pokrytím  $d$  v proutku podle [61].

Vzorek	$\rho$ [%]	$d$ [mm]	$T_{max}$ [°C]	$\frac{\Delta S}{S}$ [pl. %]	$bu$ [% FIMA]
K7-12	80,0	0,25	1900	9,14	8,10
K7-14	80,0	0,25	1900	11,98	12,16
K7-15	80,0	0,25	1900	17,77	16,74
K7-18	80,0	0,13	1490	5,50	8,02
K7-19	80,0	0,13	1490	13,83	16,38
K7-20	80,0	0,13	1490	7,93	11,95
K7-26	87,0	0,25	1890	13,83	11,73
K7-27	87,0	0,25	1890	10,53	7,99
K7-28	87,0	0,25	1880	18,58	16,09

(b) Celkový plošný swelling  $\frac{\Delta S}{S}$ , dosažené vyhoření  $bu$  a maximální dosažená teplota  $T_{max}$  palivových tablet K9, lišících se  $\rho$  (uvedenou v % TH) a počáteční šířkou mezery mezi tabletou a pokrytím  $d$  v proutku podle [61].

Vzorek	$\rho$ [%]	$d$ [mm]	$T_{max}$ [°C]	$\frac{\Delta S}{S}$ [pl. %]	$bu$ [% FIMA]
K9-11	80,0	0,28	1700	7,35	3,70
K9-14	80,0	0,28	1710	24,07	12,04
K9-15	80,0	0,28	1700	12,91	8,95
K9-17	80,0	0,15	1400	4,51	3,60
K9-20	80,0	0,15	1400	20,60	12,07
K9-21	80,0	0,15	1440	9,32	8,79
K9-22	80,0	0,15	1440	21,12	12,1
K9-26	87,0	0,28	1700	14,06	8,70
K9-26	87,0	0,28	1710	23,44	11,76
K9-26	87,0	0,28	1710	7,87	3,62
K9-27	87,0	0,28	1710	23,84	11,65

## D. Uvolňování plynných štěpných produktů z matrice tablety (U,Pu)C

V této příloze jsou uvedeny výsledky experimentů popsaných v sekci 3.1.2, v rámci kterých bylo vyhodnocováno  $FGR$  karbidického paliva (U,Pu)C.

Tab. 6.6: Velikost  $FGR$  vyhodnocovaného pro vybrané vzorky (U,Pu)C v závislosti na teplotě  $T$  a dosaženém vyhoření  $bu$  podle [89].

$bu$ [% FIMA]	$T$ [°C]	$FGR$ [%]
1,5	1750	86,9
2,8	1450	78,6
2,8	1750	86,3
4,5	1565	66,4
4,3	1615	73,1
5,4	1315	56,9
5,3	1525	58,4
5,2	1635	78,4
1,7	1260	46,7
1,1	1150	27,3
1,1	1300	14,2
1,4	1015	15,2
1,5	1217	24,6

Tab. 6.7: Velikost  $FGR$  pro tablety o různé hustotě  $\rho$  (uvedené v % TH) v závislosti na výkonovém zatížení  $q_l$  a dosaženém vyhoření  $bu$  podle [55]

$\rho$ [%]	$q_l$ [kW/m]	$bu$ [% FIMA]	$FGR$ [%]
77	50-65	9,5	24,4
		9,8	33,6
77	35-40	11,6	42,6
85	35-40	11,0	26,6
		11,3	28,6
85-91	35-45	11,3	29,6
		10,7	6,7



Tab. 6.8: Velikost  $FGR$  vyhodnocovaného pro ozařované tablety v rámci [55] v závislosti na vyhoření  $bu$ . Ozařované vzorky se lišily hustotou  $\rho$  (uvedené v % TH) a výkonovým zatížením  $q_l$  při ozařování

(a) Velikost  $FGR$  pro tablety o hustotě  $\rho$  v rozmezí 85-91 % TH zatěžované lineární hustotou výkonu v rozmezí  $q_l = 50-90$  kW/m.

$bu$ [%]	$FGR$ [%]
1,9	4,2
4,9	9,7
5,2	11,1
7,4	14,8
9,6	15,7
9,6	12,7
9,2	12,0

(b) Velikost  $FGR$  pro tablety o hustotě  $\rho$  v rozmezí 85-86 % TH zatěžované lineární hustotou výkonu v rozmezí  $q_l = 60-90$  kW/m.

$bu$ [% FIMA]	$FGR$ [%]
4,6	20,1
4,6	17,9
4,8	19,1
7,0	13,9
7,0	33,8
9,3	34,5
10,9	24,6

Tab. 6.9: Velikost *FGR* tablet o různých poloměrech v závislosti na hustotě  $\rho$  (uvedené v % TH) a dosaženém vyhoření *bu* podle [93].

(a) Velikost *FGR* pro tablety o průměru 9,4 mm

$\rho$ [%]	<i>bu</i> [% FIMA]	<i>FGR</i> [%]
81	3,6	4,2
	4,1	4,9
	7,7	20,8
	11,3	32,6
	11,4	35,6
78	3,6	6,7
	8,5	22,9
	11,7	35,8
75	11,7	37,3

(b) Velikost *FGR* pro tablety o průměru 7,87 mm

$\rho$ [%]	<i>bu</i> [% FIMA]	<i>FGR</i> [%]
81	4,0	3,9
	6,0	7,6
	8,0	14,0
	11,7	22,5
	11,7	27,1
	11,9	30,9
78	7,8	12,3
	8,0	12,4
	12,0	28,4
75	4,1	7,9
	8,0	17,0
	8,4	18,5
	11,6	30,9
	11,7	31,6
	11,6	28,1
	12,0	29,7

Tab. 6.10: Velikost  $FGR$  ozařovaných tablet v závislosti na dosaženém vyhoření  $bu$  podle [94].

$bu$ [% FIMA]	$FGR$ [%]
0,7	0,8
3,2	2,9
3,7	27,9
4,5	18,1
5,4	18,9
5,8	21,9
5,2	26,1
5,3	36,5
5,6	40,6

Tab. 6.11: Velikost  $FGR$  ozařovaných tablet dvou typů paliva (U,Pu)C lišících se stechiometrií v závislosti na dosaženém vyhoření  $bu$  podle [96].

Typ paliva	$bu$ [% FIMA]	$FGR$ [%]
(U,Pu)C	1,1	0,5
	1,4	9,7
	3,1	5,9
	4,7	6,4
(U,Pu)C <sub>1,1</sub>	1,2	0,7
	1,6	9,5
	3,1	15,0
	3,9	15,6
	4,4	0,7

Tab. 6.12: Velikost  $FGR$  tablet paliva (U<sub>0,3</sub>Pu<sub>0,7</sub>)C v závislosti na dosaženém vyhoření  $bu$  podle [97].

$bu$ [GWd/t]	$FGR$ [%]
25	0,16
	0,99
50	18,36
	7,61
100	5,39
	9,42
	13,79
	3,17
	4,39

## E. Přehled modelů použitých pro popis paliva (U,Pu)C

V tomto přehledu jsou uvedeny jednotlivé modely popisující palivo (U,Pu)C použité při výpočtu provedeném v této práci kromě výjimek uvedených v sekci 4.5.

- **ELOC:** Výpočet Youngova modulu pružnosti  $E$  v závislosti na pórovitosti  $P$  a teplotě  $t$

$$\text{Korelace: } E = 202 \cdot 10^5 \cdot (1 - 2,3 \cdot P) \cdot (1 - 0,92 \cdot 10^{-4}(t - 25)) \quad [48]$$

**Omezení platnosti:** Korelace je platná pro  $t < 1200 \text{ }^\circ\text{C}$  a  $P \leq 0,3$

- **NUELOC:** Výpočet Poissonova čísla  $\nu$  v závislosti na pórovitosti  $P$ , teplotě paliva  $T$  ( $[T] = \text{K}$ ) a teplotě tání (U,Pu)C  $T_m$  ( $[T_m] = \text{K}$ )

$$\text{Korelace: } \nu = 0,29 \cdot (1 - 0,21 \cdot P) \left(1 - 0,122 \cdot \frac{(T-298)}{T_m}\right) \quad [104]$$

**Omezení platnost:** Neuvedeno

- **SWELLOC:** Výpočet celkového objemového (volného) swellingu  $\frac{\Delta V}{V}$  v závislosti na vyhoření  $bu$  v % a teplotě  $T$  ( $[T_m] = \text{K}$ ) paliva

$$\text{Korelace: } \frac{\Delta V}{V} = 0,01 \cdot (0,8 \cdot bu + C_1(1 - \exp(-C_2 \cdot bu)))$$

$$C_1 = 10 + \frac{24}{1 + \exp\left(\frac{1400 - T}{74}\right)}$$

$$C_2 = 0,06 + 8025 \cdot \exp\left(\frac{-20270}{T}\right) \quad [89]$$

**Omezení platnosti:** Neuvedeno

- **THSTRN:** Výpočet deformace způsobené teplotními změnami  $\varepsilon_{th}$  v závislosti na středním součiniteli objemové teplotní roztažnosti  $\bar{\alpha}$  (podle ), teplotě  $t$ , teplotě solidu  $T_{sol}$  ( $[T_{sol}] = \text{K}$ ) a teplotě likvidu  $T_{liq}$  ( $[T_{liq}] = \text{K}$ )

$$\text{Korelace: } \bar{\alpha} = 8,527 \cdot 10^{-6} + 3,0 \cdot 10^{-9} \cdot t \quad [105]$$

$$\varepsilon_{th} = \bar{\alpha} \cdot (t - 20)$$

**Omezení platnost:** Korelace je platná  $t \leq t_{sol}$  [105]

V případě  $T > T_{liq}$  je použita korelace:

$$\varepsilon_{Th} = \varepsilon_{th}(t_{sol}) + 0,04 + 3,1 \cdot 10^{-5}(T - T_{liq}) \quad [98]$$

**Omezení platnosti:** Platnost této korelace není experimentálně ověřena.

- **LAMBDA:** Výpočet součinitele tepelné vodivosti  $\lambda_0$  paliva s nulovou pórovitostí v závislosti na teplotě  $t$ . Do dalších výpočtů vstupuje součinitel tepelné vodivosti  $\lambda_p$  s korekcí na pórovitost  $P$ .

$$\text{Korelace: } \lambda_0 = 17,5 - 5,65 \cdot 10^{-3} \cdot t + 8,14 \cdot 10^{-6} \cdot t^2 \quad [106]$$

**Platnost:** Korelace je platná pro  $t < 500 \text{ }^\circ\text{C}$ . V případě  $t \geq 500 \text{ }^\circ\text{C}$  je použita následující korelace:

$$\lambda_0 = 12,76 + 8,71 \cdot 10^{-3} \cdot t - 1,88 \cdot 10^{-6} \cdot t^2 \quad [106]$$

Korekce na pórovitost  $P$  je pak dána jako:  $\lambda_p = \lambda_0 \frac{1-P}{1+P}$  [98]

- **ETACR:** Výpočet rychlosti creepové deformace  $\dot{\epsilon}$  v závislosti na střední velikosti zrn  $d$  ( $[d] = \mu\text{m}$ ), pórovitosti  $P$ , efektivní složce napětí  $\sigma_e$  ( $[\sigma_e] = \text{MPa}$ ), reakční rychlosti pro štěpení  $\dot{F}$  ( $[\dot{F}] = \text{m}^{-3}\text{s}^{-1}$ ), a molární plynové konstantě  $R = 8,314 \text{ J K}^{-1}\text{mol}^{-1}$ .

**Korelace:**  $\dot{\epsilon} = 202 \cdot d^{-2} \cdot (1 + 211 \cdot (P - 0.03)) \cdot \exp\left(\frac{-80000}{RT}\right) \cdot \sigma_e + 1,62 \cdot 10^6 \cdot (1 + 22 \cdot (P - 0.03)) \cdot \exp\left(\frac{-126400}{RT}\right) \cdot \sigma_e^{2,4} + 2,42 \cdot 10^{-22} \cdot \dot{F} \cdot \sigma_e$  [104]

**Omezení platnosti:** Jde o kumulativní popis sekundární fáze teplotního creepu a sekundárního radiačního creepu. Nejsou započteny jiné fáze (primární/terciální) teplotního creepu nebo přechodový radiační creep.

- **SIGSS:** Výpočet meze kluzu  $\sigma_s$  v závislosti na teplotě  $t$ .

**Korelace:**  $\sigma_s = 9,81 \cdot (13 - 3 \cdot 10^{-3} \cdot t)$  [48]

**Omezení platnosti:** Korelace je platná po až to tom, co teplota paliva překoná přechodovou teplotu.

- **CP:** Výpočet tepelné kapacity paliva  $c_p$  v závislosti na teplotě  $T$  ( $[T] = \text{K}$ ).

**Korelace:**  $c_p = 14,3951 - 1,9279 \cdot 10^{-4} \cdot T + 8,1 \cdot 10^{-7} \cdot T^2 - 2,54754 \cdot 10^5 \cdot T^{-2}$  [77]

**Omezení platnosti:** Neuvedeno.