Zr-Gd 合金水素化物の機械的, 熱的特性に及ぼす 合金組成並びに水素濃度の影響

北野 祐樹¹, 黒崎 健^{1,*}, 木村 裕明¹, 牟田 弘明¹,
宇埜 正美², 小無 健司³, 山中 伸介¹

Effects of Zr/Gd Ratio and Hydrogen Content on the Mechanical and Thermal Properties of Hydrides of Zr-Gd Alloys

Yuki KITANO¹, Ken KUROSAKI^{1,*}, Hiroaki KIMURA¹, Hiroaki MUTA¹,
Masayoshi UNO², Kenji KONASHI³ and Shinsuke YAMANAKA¹

¹*Division of Sustainable Energy and Environmental Engineering, Graduate School of Engineering, Osaka University,
2-1 Yamadaoka, Suita-shi, Osaka 565-0871, Japan*

²*Research Institute of Nuclear Engineering, University of Fukui, 3-9-1 Bunkyo, Fukui-shi, Fukui 910-8507, Japan*

³*Institute for Materials Research, Tohoku University, 2145-2 Narita-cho, Oarai-machi, Higashi-ibaraki-gun, Ibaraki 311-1313, Japan*

(Received July 1, 2010 and accepted in revised form October 29, 2010)

Three kinds of metal hydride, Zr hydrides, Gd hydrides, and the hydrides of Zr-Gd alloys (Zr : Gd = 10 : 1, 8 : 1, 6 : 1), were prepared and their mechanical and thermal properties were examined. It was confirmed that the hydrides of Zr-Gd alloys were composed of mixtures of Zr hydrides and Gd hydrides. We succeeded in formulating empirical equations describing the density, Vickers hardness, Young's modulus, heat capacity, and thermal diffusivity of the hydrides of Zr-Gd alloys.

KEYWORDS: metal hydrides, thermal properties, mechanical properties, burnable poison, fast reactor

I. 緒 言

近年, ジルコニウム(Zr)-ガドリニウム(Gd)合金水素化物を, 高速炉用バーナブルポイズンとして用いることが提案されている¹⁾。軽水炉においては, 燃料に可燃性毒物として Gd を添加した Gd 含有燃料が実用化されているが, 高速炉においてはこれまでバーナブルポイズンを使用するという概念はなかった。高速炉にバーナブルポイズンの概念を適用することで, 燃焼初期の余剰反応度を減少させることができ, 結果, 高速炉の安全性・経済性の向上に資することができる。

高速炉用バーナブルポイズンとしては, ペレット状の Zr-Gd 合金水素化物をステンレス鋼被覆管内に封入する形で使用が想定されている¹⁾。そのため, 実用上の観点から, クラックフリーなバルク状 Zr-Gd 合金水素化物を作製することが重要な課題となる。加えて, Zr-Gd 合金

水素化物を炉心材料として用いるためには, その相状態や物性といった基礎特性も把握しておかなければならない。例えば, 炉心の温度変化による水素の放出やバーナブルポイズン集合体内の温度勾配による水素の拡散等により水素濃度が変化し, 水素化物ペレットの機械的特性や熱的特性が変化することが予想される。そのため, 各種基礎物性の温度ならびに水素濃度依存性を理解することは極めて重要となる。様々な Gd 濃度の Zr-Gd 合金水素化物を装荷した場合の炉心特性が検討されていることから, Zr-Gd 合金水素化物の物性に及ぼす Gd 濃度(すなわち, Zr/Gd 比)の影響についても理解しておく必要がある。しかしながら, Zr-Gd 合金水素化物に関する過去の研究例はなく, 相状態や物性も全くといっていいほど理解されていないのが現状である。

このような背景のもと, 本研究では, Zr-Gd 合金水素化物の各種基礎物性に及ぼす水素濃度および Gd 濃度の影響を明らかにすることを目的とする。種々の組成, 水素濃度の Zr-Gd 合金水素化物を作製し, その相状態と微細構造を観察するとともに, 硬度, ヤング率, 線熱膨張係数, 比熱, 熱拡散率といった基本的な機械的, 熱的特性を測定

¹ 大阪大学大学院 工学研究科環境・エネルギー工学専攻

² 福井大学附属国際原子力工学研究所

³ 東北大学金属材料研究所

* Corresponding author, E-mail: kurosaki@see.eng.osaka-u.ac.jp

する。得られた結果を取りまとめ、各種物性の水素濃度および Gd 濃度依存性を表す数式を提案する。

II. 実験

純 Zr (純度 99.9%, レアメタリック製) と純 Gd (純度 99.9%, フルウチ化学製) を Ar 雰囲気下 (0.04 MPa) でアーク溶解することで Zr-Gd 合金を作製した。原子数比で Zr : Gd = 10 : 1, 8 : 1, 6 : 1 の三種類の Zr-Gd 合金を作製した。作製した合金を分析したところ、いずれの組成の合金も金属 Zr と金属 Gd の二相混合物であるような相状態を示した。得られた合金を切断・研磨することで、物性測定に適する形状に成形した後、改良型ジーベルツ装置を用いて水素化した。まず、Zr-Gd 合金を 10^{-6} Pa の真空中において、1,273 K で 24 時間脱ガス処理を行った。その後、1,273 K に保持した状態で所定の圧力まで水素ガスを導入することで水素化した。一連の水素化反応時の諸条件を調整することにより、割れや欠けのないバルク状の Zr-Gd 合金水素化物を作製した。具体的には、水素ガスを約 200 時間かけてゆっくりと導入することで、水素化に伴う体積変化に起因する試料の割れを極力防ぐことに成功した。今回作製した Zr-Gd 合金水素化物試料のうち、代表的なものの外観写真を Fig. 1 に示す。Zr (純度 99.9%, フルウチ化学製) と Gd (純度 99.9%, フルウチ化学製) についても、Zr-Gd 合金水素化物と同様の条件で水素化し、バルク状の Zr 水素化物および Gd 水素化物を作製した。

作製した試料の相状態、結晶構造および格子定数を X 線回折 (X-ray Diffraction : XRD) 法で測定した。X 線源として Cu-K α 線 ($\lambda = 1.54056 \text{ \AA}$) を用い、 $2\theta = 20^\circ - 120^\circ$ の範囲で X 線回折測定を行った。SEM (Scanning Electron Microscope) および EDX (Energy Dispersive X-ray Fluorescence Spectrometer) を用いて、Zr-Gd 合金水素化物の表面観察を行った。試料の密度を重量と寸法から算出した。作製した水素化物試料の水素濃度は、水素化前後の試料の重量増加から算出した。過去、Zr 水素化物や Hf 水素化物²⁾の水素濃度分析において、重量変化から求める方法と水素分析から求める方法の両方を試みており、両者が

Fig. 1 Appearance of the bulk sample of the hydride of Zr-Gd alloy (Zr : Gd = 10 : 1, H/M = 1.75)

よく一致することを確認している。これを踏まえて、今回は、重量変化から求める方法を採用した。

ビッカース硬度試験機を用いて、ビッカース硬度を測定した。測定は、荷重 1 kgf, 保持時間 10 s の条件下で 10 回以上実施し、平均値を求めた。超音波パルスエコー法を用いて、試料中を伝わる音速を測定した。得られた音速の値からヤング率を算出した。熱膨張率を示差膨張測定方式で測定し、線熱膨張係数を評価した。標準物質として $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ を用い Ar 気流雰囲気下で測定した。比熱は、示差走査熱量計 DSC (Differential Scanning Calorimetry) で測定した。標準物質としてサファイアを用い、Ar 気流雰囲気下で室温から 700 K の温度範囲で測定した。熱拡散率は、レーザフラッシュ法により室温から 700 K の温度範囲で測定した。熱拡散率 α , 比熱 C_p , 密度 ρ の結果から熱伝導率 κ を、 $\kappa = \alpha \times C_p \times \rho$ の関係から算出した。

III. 結果および考察

1. Zr-Gd 合金水素化物の相状態

Figure 2 に種々の水素濃度の Zr-Gd 合金水素化物 (Zr : Gd = 8 : 1) の XRD パターンを示す³⁾。低い水素濃度 (H/M = 1.52, M = Zr + Gd) の Zr-Gd 合金水素化物では、 γ 相と δ 相の Zr 水素化物が確認された。一方で、高い水素濃度 (H/M = 1.79) の水素化物では、 ϵ 相の Zr 水素化物が確認された。なお、Zr 水素化物の相状態は水素濃度に

Fig. 2 XRD patterns of the hydrides of Zr-Gd alloys (Zr : Gd = 8 : 1, H/M = 1.52, 1.60, and 1.79), together with the literature data of Zr hydrides and Gd hydrides

依存し、 δ 相と ε 相が安定相として存在する。また、水素化物の作製の際に急冷した場合、 δ 相の準安定分解生成相として γ 相が生成される⁴⁾。これら各相の結晶構造は、 γ 相の Zr 水素化物 ($H/Zr=1.00$) が面心正方晶 (fcc) であり化学量論組成をもち、 δ 相の Zr 水素化物 ($H/Zr=1.50\text{--}1.70$) が面心立方晶 (fcc) を示す。また ε 相の Zr 水素化物 ($H/Zr=1.70\text{--}2.00$) が面心正方晶 (fcc) を示し、 δ 相とともに非化学量論組成を取る。なお、後述するように、 ε 相の Zr 水素化物は δ 相の Zr 水素化物の約 2 倍の熱伝導率を示す。同じ Zr 水素化物でも水素濃度と結晶構造が異なれば、物性は大きく変化する。

一方で、今回作製したすべての試料で δ 相の Gd 水素化物が確認された。合金水素化物中に存在する Gd 水素化物の格子定数は、試料の Gd 濃度および水素濃度によらずほぼ一定であった。**Table 1** に今回作製したすべての試料についての XRD 測定結果から得られた相状態をまとめる。Zr/Gd 比が異なっても、水素濃度が同じであればその相状態はほぼ同じであることがわかった。

Figure 3 に Zr-Gd 合金水素化物 (Zr : Gd = 6 : 1, $H/M=1.77$) の SEM 観察・EDX 分析結果を示す。Zr 水素化物母相中に十数 μm の Gd 水素化物が析出している様子がはっきりと確認できる。このような明確な二相状態が確認されたことは、XRD 測定結果と矛盾しない。なお、Zr 水素化物母相中に Gd が固溶していることは確認できなかった。なお、Zr/Gd 比や水素濃度が異なる他の試料においても、同様の微細組織が確認されている。以上で述べてきた XRD, SEM/EDX 測定結果から、Zr-Gd 合金水素化物は Zr 水素化物と Gd 水素化物の混合物であるといえる。これは、水素化前の母合金の相状態が金属 Zr と金属 Gd の二相混合物であることに由来する。なお、XRD 分析から求められる格子定数が一定であることから、Gd 水素化物における H/Gd 比は Zr-Gd 合金水素化物の水素濃度や合金組成によらずほぼ一定であると考えられる。一方で、

Zr 水素化物では水素濃度に応じて、 γ , δ , ε 相の異なる水素化物が生成することがわかった。

2. Zr-Gd 合金水素化物の密度

Figure 4 に試料の重量と寸法から算出した Zr-Gd 合金水素化物の密度の水素濃度 (H/M) 依存性を示す。参考のため、Zr 水素化物の文献値も合わせて示している^{5,6)}。Zr-Gd 合金水素化物の密度は、おおむね同程度の水素濃度を有する Zr 水素化物の密度よりやや高い値となった。また、水素濃度の増加に伴い減少し、Gd 量の増加に伴い増加する傾向を示した。Zr-Gd 合金水素化物の密度が Gd 量の増加に伴い増加するのは、Gd 水素化物の密度が Zr 水素化物の密度よりも高いためである。例えば、Gd 水素化物の密度は、 $H/Gd=2.0$ とした場合、格子定数の値³⁾から約 7.1 g/cm^3 と算出できる。Zr-Gd 合金水素化物の密度が水素濃度の増加に伴い減少するのは、Zr 水素化物の密度が水素濃度の増加に伴い減少する^{5,6)}ことが原因であると考えられる。

Fig. 3 SEM photographs and EDX mapping images of the hydride of Zr-Gd alloy (Zr : Gd = 6 : 1, $H/M=1.77$)

Table 1 Phase states in the hydrides of Zr-Gd alloys

Zr : Gd	Hydrogen content ($H/(Zr+Gd)$)	Phase states	
6 : 1	1.52	$\gamma\text{ZrH} + \delta\text{ZrH}_x$	$+ \delta\text{GdH}_x$
	1.61	$\gamma\text{ZrH} + \delta\text{ZrH}_x$	$+ \delta\text{GdH}_x$
	1.66	δZrH_x	$+ \delta\text{GdH}_x$
	1.78	$\varepsilon\text{ZrH}_x + \delta\text{GdH}_x$	
	1.90	$\varepsilon\text{ZrH}_x + \delta\text{GdH}_x$	
8 : 1	1.52	$\gamma\text{ZrH} + \delta\text{ZrH}_x$	$+ \delta\text{GdH}_x$
	1.57	$\gamma\text{ZrH} + \delta\text{ZrH}_x$	$+ \delta\text{GdH}_x$
	1.60	δZrH_x	$+ \delta\text{GdH}_x$
	1.79	$\varepsilon\text{ZrH}_x + \delta\text{GdH}_x$	
	1.93	$\varepsilon\text{ZrH}_x + \delta\text{GdH}_x$	
10 : 1	1.58	$\gamma\text{ZrH} + \delta\text{ZrH}_x$	$+ \delta\text{GdH}_x$
	1.75	$\delta\text{ZrH}_x + \varepsilon\text{ZrH}_x + \delta\text{GdH}_x$	
	1.93	$\varepsilon\text{ZrH}_x + \delta\text{GdH}_x$

Fig. 4 Bulk densities of the hydrides of Zr-Gd alloys as a function of the hydrogen content ($C_H = H/M$), together with the literature data of Zr hydrides

Fig. 5 Vickers hardness of Zr hydrides, Gd hydrides, and the hydrides of Zr-Gd alloys as a function of the hydrogen content ($C_H = H/M$), together with the literature data of pure Zr and Zr hydrides

3. Zr-Gd 合金水素化物の機械的特性

Figure 5 に Zr-Gd 合金水素化物, Zr 水素化物および Gd 水素化物のビッカース硬度の水素濃度依存性を示す。参考のため, 金属 Zr および Zr 水素化物の文献値^{3,5)} も合わせて示している。Zr-Gd 合金水素化物のビッカース硬度は, Zr 水素化物とはほぼ同じ値となり, 明確な Gd 濃度依存性は確認されなかった。低水素濃度領域 ($H/M = 1.47\text{--}1.66$) では水素濃度依存性はなくほぼ一定の値を示す一方で, 高水素濃度領域 ($H/M = 1.76\text{--}1.94$) では水素濃度の増加に伴わずかに減少する結果となった。なお, 高水素濃度試料中に存在する ϵ 相の Zr 水素化物のビッカース硬度が, 低水素濃度試料中に存在する γ 相あるいは δ 相の Zr 水素化物のビッカース硬度よりも小さいため, 合金水素化物全体としてのビッカース硬度も高水素濃度試料のほうが低水素濃度試料よりも小さな値を示す結果となっている。Gd 水素化物のビッカース硬度は, 同程度の水素濃

Fig. 6 Young's modulus of Zr hydrides, Gd hydrides, and the hydrides of Zr-Gd alloys as a function of the hydrogen content ($C_H = H/M$), together with the literature data of pure Zr and Zr hydrides

度を有する Zr 水素化物および Zr-Gd 合金水素化物より高い値となった。

Figure 6 に Zr-Gd 合金水素化物, Zr 水素化物および Gd 水素化物のヤング率の水素濃度依存性を示す。参考のため, 金属 Zr および Zr 水素化物の文献値^{5,7)} も合わせて示している。Zr-Gd 合金水素化物のヤング率は, Gd 濃度によらずほぼ同程度の値を示した。水素濃度依存性に関しては, 低水素濃度領域 ($H/M = 1.47\text{--}1.60$) では水素濃度によらずほぼ一定の値を示すが, 高水素濃度領域 ($H/M = 1.73\text{--}1.92$) では水素濃度の増加に伴い若干減少する結果となった。なお, ビッカース硬度のときと同様に, 高水素濃度試料中に存在する ϵ 相の Zr 水素化物のヤング率が, 低水素濃度試料中に存在する γ 相あるいは δ 相の Zr 水素化物のヤング率よりも小さいため, 合金水素化物全体としてのヤング率も高水素濃度試料のほうが低水素濃度試料よりも小さな値を示す結果となっている。Gd 水素化物のヤング率は, 同程度の水素濃度を有する Zr 水素化物および Zr-Gd 合金水素化物より高い値となった。Zr-Gd 合金水素化物のヤング率における水素濃度および Gd 濃度依存性にみられた傾向は, ビッカース硬度においてみられた傾向と一致するものであった。

4. Zr-Gd 合金水素化物の熱的特性

Figure 7 に Zr-Gd 合金水素化物, Zr 水素化物および Gd 水素化物の線熱膨張係数 (Linear thermal expansion coefficient : LTEC) の温度依存性を示す。参考のため, Zr 水素化物の文献値⁶⁾ も合わせて示している。Zr-Gd 合金水素化物の線熱膨張係数は, Zr 水素化物の線熱膨張係数よりも若干大きいことが確認できる。バラツキは大きいものの, 水素濃度が小さいほど線熱膨張係数がおおむね大きくなる傾向が確認できる。Zr : Gd = 6 : 1 の $H/M = 1.52$ と 1.61 および Zr : Gd = 8 : 1 の $H/M = 1.47$ と 1.57 の試料で

Fig. 7 Linear thermal expansion coefficient of Zr hydrides, Gd hydrides, and the hydrides of Zr-Gd alloys as a function of temperature, together with the literature data of Zr hydrides

Fig. 8 Specific heat capacity of Gd hydrides and the hydrides of Zr-Gd alloys as a function of temperature, together with the literature data of Zr hydrides

は、温度上昇に伴い線熱膨張係数曲線にピークが生じたり曲線の傾きが変化したりしているが、これは温度上昇に伴い Zr 水素化物の γ 相が δ 相に相変態したことが原因であると考えられる。Gd 水素化物の線熱膨張係数は Zr-Gd 合金水素化物よりも若干ではあるが高い値となった。つまり、Zr-Gd 合金水素化物の線熱膨張係数は、Zr 水素化物と Gd 水素化物の線熱膨張係数の間の値を取ることが確認された。

Figure 8 に Zr-Gd 合金水素化物と Gd 水素化物の比熱の温度依存性を示す。参考のため、Zr 水素化物の文献値⁵⁾も合わせて示している。Zr-Gd 合金水素化物および Gd 水素化物の比熱は、温度上昇に伴い増大する傾向を示した。金属水素化物においては、金属の音響振動と水素の光学振動で大きく異なる特性温度を有している。特性温度の高い水素振動の影響から、高温域で比熱が上昇していると考えられる。同様の傾向は、Zr 水素化物等においても確認されている⁵⁾。Zr : Gd = 6 : 1 の H/M = 1.51 と 1.61 および Zr : Gd = 8 : 1 の H/M = 1.47 と 1.57 の試料で、比熱の温度依存性の曲線にピークが確認できる。これは、線熱膨張

係数の場合と同様に、合金水素化物中に存在する Zr 水素化物の相変態に起因するものであると考えられる。なお、Zr-Gd 合金水素化物の比熱は、水素濃度の増加に伴いおおむね増加すること、Gd 濃度の増加に伴い減少することが明らかとなった。加えて、Gd 水素化物の比熱は Zr 水素化物および Zr-Gd 合金水素化物の比熱よりも小さいことがわかった。

Figure 9 に Zr-Gd 合金水素化物の熱拡散率の温度依存性を示す。参考のため、Zr 水素化物の文献値^{8,9)}も合わせて示している。Zr-Gd 合金水素化物の熱拡散率は、温度上昇に伴い減少し、水素濃度の増加に伴い増加する結果となった。また、Gd 濃度が高いものほど熱拡散率は大きくなる傾向を示した。

Figure 10 に Zr-Gd 合金水素化物の熱伝導率の温度依存性を示す。参考のため、Zr 水素化物の文献値^{8,9)}も合わせて示す。Zr 水素化物にみられる傾向と同様に、Zr-Gd 合金水素化物の熱伝導率は水素濃度の増加に伴い増加した。合金水素化物の水素濃度が増加して、Zr 水素化物が

熱伝導率の高い ε 相となり、合金水素化物全体としての熱伝導率が上昇したものと考えられる。また、熱伝導率に及ぼす Gd 濃度の影響はほとんどみられなかった。なお、Zr-Gd 合金水素化物の熱伝導率は、温度によらずほぼ一定の値を示した。熱伝導率は、近似的に格子熱伝導率および電子熱伝導率の足し合わせて表される。格子熱伝導率は、一般的に室温以上において温度上昇に伴い減少することから、Zr-Gd 合金水素化物の熱伝導率の温度依存性がほぼフラットになっていることは、高温域で電子熱伝導率の寄与が大きくなっているためであるといえる。

IV. ま と め

Zr-Gd 合金水素化物 (Zr : Gd = 10 : 1, 8 : 1, 6 : 1), Zr 水素化物および Gd 水素化物を作製し、その相状態、微細構造ならびに機械的、熱的特性を評価した。

Zr-Gd 合金水素化物の相状態と微細構造を XRD 測定、SEM 観察、EDX により分析したところ、Zr-Gd 合金水素化物の相状態として以下の事実が判明した。

- ① Zr-Gd 合金水素化物は、Zr 水素化物と Gd 水素化物の混合物である。
- ② Gd 水素化物における H/Gd 比は、Zr-Gd 合金水素化物の水素濃度や合金組成によらずほぼ一定である。
- ③ 一方で、Zr 水素化物における H/Zr 比は、Zr-Gd 合金水素化物の水素濃度の変化に応じて変化する。
- ④ つまり、Zr 水素化物は、合金水素化物の水素濃度が低いときは γ 相と δ 相として存在するが、合金水素化物の水素濃度が高いときは ε 相として存在する。

Zr-Gd 合金水素化物の密度 ρ 、ビッカース硬度 H_V 、ヤング率 E 、線熱膨張係数、比熱 C_P 、熱拡散率 α 、熱伝導率 κ を求め、水素濃度 ($C_H = H/M$, $M = Gd + Zr$) および Gd 濃度 ($x = Gd/Zr$) 依存性を評価した。このうち、明確な組成依存性が確認されなかった線熱膨張係数と、密度、比熱、熱拡散率の積により算出される熱伝導率以外について、水素濃度 C_H 、Gd 濃度 x 、温度 T を変数とする物性評価式を以下のとおり提案する。

$$\rho(\text{g/cm}^3) = 5.56 + 4.21x + (0.0306 - 2.01x)C_H$$

$$(C_H = 1.45 - 1.95, x = 0 - 0.166) \quad (1)$$

$$H_V(\text{GPa}) = 2.48 - 0.197 \times C_H$$

$$(C_H = 1.47 - 1.66, \text{independent of } x) \quad (2)$$

$$H_V(\text{GPa}) = 2.50 - 0.610 \times C_H$$

$$(C_H = 1.76 - 1.94, \text{independent of } x) \quad (3)$$

$$E(\text{GPa}) = 86.6 + 3.97 \times C_H$$

$$(C_H = 1.47 - 1.60, \text{independent of } x) \quad (4)$$

$$E(\text{GPa}) = 118 - 25.8 \times C_H$$

$$(C_H = 1.73 - 1.92, \text{independent of } x) \quad (5)$$

$$C_P(\text{J/g/K}) = -0.204 + 0.177 \times C_H$$

$$+ (3.274 \times 10^{-1} + 1.99 \times 10^{-1} \times C_H) \times T$$

$$+ (3.76 \times 10^4 - 2.14 \times 10^4 \times C_H) \times T^{-2}$$

$$(T = 300 - 700 \text{ K}, C_H = 1.51 - 1.94, x = 0.167) \quad (6)$$

$$C_P(\text{J/g/K}) = 0.823 - 0.319 \times C_H$$

$$+ (-1.05 \times 10^{-3} + 8.90 \times 10^{-4} \times C_H) \times T$$

$$+ (1.13 \times 10^3 - 5.92 \times 10^3 \times C_H) \times T^{-2}$$

Fig. 9 Thermal diffusivity of the hydrides of Zr-Gd alloys as a function of temperature, together with the literature data of Zr hydrides

Fig. 10 Thermal conductivity of the hydrides of Zr-Gd alloys as a function of temperature, together with the literature data of Zr hydrides

$$(T=300-700 \text{ K}, C_H=1.47-1.91, x=0.125) \quad (7)$$

$$\alpha(m^2/s) = \frac{9.98 \times 10^{-3}}{T + 5.1 \times 10^2 \times (2 - C_H) + 1.46 \times 10^2 - 3.31 \times 10^{-6}}$$

$$(T=300-700 \text{ K}, C_H=1.66-1.92, x=0.167) \quad (8)$$

$$\alpha(m^2/s) = \frac{8.34 \times 10^{-3}}{T + 5.99 \times 10^2 \times (2 - C_H) + 0.974 \times 10^2 - 2.08 \times 10^{-6}}$$

$$(T=300-700 \text{ K}, C_H=1.64-1.91, x=0.125) \quad (9)$$

以上のように、本研究において、クラックフリーなバルク状 Zr-Gd 合金水素化物を作製することに成功し、その様々な物性データを幅広い温度、組成に渡って習得し、かつ定式化することができた。本研究で得られた成果は、今後、Zr-Gd 合金水素化物が実高速炉において用いられる際の重要で必要不可欠な基礎情報となるものである。

本報は、旧電源開発促進対策特別会計法および特別会計に関する法律(エネルギー対策特別会計)に基づく文部科学省からの受託事業として、国立大学法人東北大学が実施した平成18～20年度「水素化物中性子吸収材を用いた革新的高速炉炉心に関する研究開発」の成果を含みます。

— 参考文献 —

- 1) 国立大学法人東北大学, 平成18年度文部科学省原子力システム研究開発事業 水素化物中性子吸収材を用いた革新的高速炉炉心に関する研究開発成果報告書, (2007).
- 2) M. Ito, K. Kurosaki, H. Muta *et al.*, "Thermal conductivity of hafnium hydride," *J. Nucl. Sci. Technol.*, **46**, 814-818 (2009).
- 3) International Centre for Diffraction Data, Joint Committee on Powder Diffraction Standards Card No. 34-0690 (ZrH), No. 71-4972 (ZrH1.5), No. 70-3771 (ZrH2.0), No. 71-4524 (GdH2.0).
- 4) K. E. Moore, "Phase relationships in the $\alpha + \delta$ region of the Zr-H system," *J. Nucl. Mater.*, **32**, 46-56 (1969).
- 5) S. Yamanaka, K. Yoshioka, M. Uno *et al.*, "Thermal and mechanical properties of zirconium hydride," *J. Alloys Compd.*, **293-295**, 23-29 (1999).
- 6) W. M. Mueller, J. P. Blackledge, G. G. Libowitz, *METAL HYDRIDES*, Academic Press, New York, (1968).
- 7) X. JiuJun, S. Q. Shi, "Investigation of mechanical properties of ϵ -zirconium hydride using micro- and nano-indentation techniques," *J. Nucl. Mater.*, **327**, 165-170 (2004).
- 8) S. Yamanaka, K. Yamada, K. Kurosaki *et al.*, "Thermal properties of zirconium hydride," *J. Nucl. Mater.*, **294**, 94-98 (2001).
- 9) B. Tsuchiya, M. Teshigawara, K. Konashi *et al.*, "Thermal diffusivity and electrical resistivity of zirconium hydride," *J. Alloys Compd.*, **330-332**, 357-360 (2002).