低放射化フェライト鋼のクリープに伴う水素昇温脱離特性の変化†

駒崎 慎一* 大山 綱一** 佐藤 紘一* 谷川 博康***
野澤 貴史*** 濱口 大*** 渡辺 淑之***

Change in Hydrogen Thermal Desorption Characteristic of Reduced Activation Ferritic/Martensitic Steel with Creep

by

Shin-ichi KOMAZAKI*, Tsunakazu OHYAMA**, Koichi SATO*, Hiroyasu TANIGAWA***,
Takashi NOZAWA***, Dai HAMAGUCHI*** and Yoshiyuki WATANABE***

The change in hydrogen thermal desorption characteristic of reduced activation ferritic/martensitic (RAFM) steel for fusion reactor blanket due to creep was investigated to examine the applicability of thermal desorption analysis (TDA) to remaining-life assessment. The hydrogen charging into creep damaged specimens was conducted by means of cathodic electrolysis. The hydrogen-charged samples were subjected to the TDA for the measurement of hydrogen evolution curve. The experimental results revealed that the evolution curve was changed only by creep depending on the test conditions, and the amount of hydrogen desorbed during the analysis (C_H) increased with increasing the creep life consumption. A vacancy-type defect and dislocation, which were introduced by the electron beam irradiation and the cold rolling respectively, had a large influence on the desorption characteristic, but they were by no means causes of the change in desorption characteristic with creep. It was also found that the C_H was successfully arranged with the parameter derived based on the creep void growth's law, irrespective of test conditions. The results obtained in this study indicated that the TDA could be a strong tool for the creep damage detection and remaining-life assessment of RAFM steel.

Key words:

Creep, Remaining-life, Reduced activation ferritic/martensitic steel, Fusion reactor, Blanket, Hydrogen, Thermal desorption analysis

1 緒 言

核融合炉用構造材料には、耐照射損傷特性、低誘導放射化特性、クリープに代表される優れた高温強度特性が求められ、低放射化フェライト鋼や SiC/SiC 複合材料、バナジウム合金などが候補材として挙げられている¹⁾⁵⁾。中でも低放射化フェライト鋼はその優れた総合性能が実証されてきた材料であり、工業の実績も比較的豊富である。そのため、冷却チャンネル付第一壁など原型炉ブランケットでもっとも過酷な環境下で使用される材料として期待されている。低放射化フェライト鋼は、ラスマルテンサイト組織に加えて、W による固溶強化、MX による分散強化、Laves 相の析出強化などにより卓越した高温強度を実現している。可動転位に対して障壁の役割を果たす粒界には、ラス境界やブロック粒界、パケット粒界、旧 γ 粒界がある。しかし、種々のマイクロ組織因子が階層的に重畳しているため、強度発現や劣化・損傷のメカニズムも複雑であり、その詳細については未だ解明されていない点も多く残されている。

陰極電解法などで鋼中に添加した水素は、空孔や空孔クラスター、転位、粒界などの格子欠陥や析出物、キャビティ、き裂などに捕獲される。昇温により水素は外部へ放出されるが、欠陥やマイクロ組織の性状に応じて昇温過程での水素放出特性は変化する。この昇温時の加熱温度と水素放出速度の関係から材料中の水素の存在状態を評価するのが昇温脱離分析法 (TDA: Thermal Desorption Analysis)⁶⁾である。著者らは、ボイラ用構造材料の劣化・損傷検出への TDA の適用性を検討するため、高 Cr フェライト系耐熱鋼の母材⁷⁾や溶接継手部⁸⁾の水素昇温脱離特性を調査した。その結果、単純加熱時効では変化しない水素チャージ後の水素放出量がクリープの進行とともに増加することをはじめて明らかにした。

本研究では、核融合炉ブランケット第一壁のクリープ余寿命評価への TDA の適用性を検討することを目的として、低放射化フェライト鋼 F82H のクリープに伴う水素昇温脱離特性の変化を調べた。また、水素昇温脱離特性変化の要因解明の一環として、電子線照射材と冷間圧延材

† 原稿受理 令和2年7月10日 Received July 10, 2020 ©2021 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 鹿児島大学学術研究院理工学域工学系 〒890-0065 鹿児島市郡元

Research Field in Engineering, Science and Engineering Area, Research and Education Assembly, Kagoshima University, Korimoto, Kagoshima, 890-0065.

** 学生会員 鹿児島大学大学院理工学研究科 〒890-0065 鹿児島市郡元

Graduate School of Science and Engineering, Kagoshima University, Korimoto, Kagoshima, 890-0065.

*** 量子科学技術研究開発機構 〒039-3212 青森県上北郡六ヶ所村大字尾数字表館

National Institutes for Quantum and Radiological Science and Technology, Rokkasho, Kamikita-Gun, Aomori, 039-3212

Table 1 Chemical compositions (wt%) and heat treatment of F82H.

C	Si	Mn	Cr	W	V	Ta	Al	N	Ti	B	Fe
0.09	0.11	0.16	7.71	1.95	0.16	0.02	0.003	0.007	0.004	0.0002	bal.

1040°C×2.4ks AC + 750°C×3.6ks AC

Table 2 Creep test conditions and results.

Temp. (°C)	Stress (MPa)	Time (h)	Life fraction, (%)
675	40	9149	100
650	60	9435	100
600	100	5091	20
		10182	40
		15594	60
		25454	100
	140	1053	40
		1843	70
		2608	100
550	170	7582	30
		12636	50
		17811	70
		25272	100

Fig. 1 Change in Vickers hardness with creep.

を用いて水素昇温脱離特性に及ぼす格子欠陥の影響を調査した。さらには、著者らが提案しているキャビティ成長則に基づいたパラメータ⁹⁾を用いたクリープ余寿命評価についても検討した。

2 供試材および試験方法

2・1 供試材およびクリープ損傷付与条件

供試材として、低放射化フェライト鋼 F82H IEA heat を用いた。同鋼の化学組成と熱処理条件を Table 1 に示す。同鋼を用いて、550°C/170 MPa, 600°C/140 MPa, 600°C/100 MPa, 650°C/60 MPa, 675°C/40 MPa の試験条件下でクリープ破断試験とクリープ中断試験を実施し、損傷度の異なる種々のクリープ損傷材を作製した。クリープ損傷付与条件をまとめたものを Table 2 に示す。

2・2 水素昇温脱離分析 (TDA)

TDA 用試料として、小さな薄板状試料 (例えば、5×5.5×0.5 mm) をクリープ試験片のゲージ部およびグリ

ップ部より切り出した。試料サイズはクリープ試験片に応じて幾分異なるものの、板厚は水素昇温脱離特性に大きく影響するため、湿式研磨によりすべて 0.5±0.005 mm の精度で調整した。なお、表面仕上げは #2400 の耐水研磨紙で行った。

水素チャージは、触媒毒として NH₄SCN を 0.5 mass% 添加した 0.1 mol/L NaOH 水溶液中 (30°C) にて、電流密度: 5 mA/cm², チャージ時間: 4 h の条件下にて陰極電解法によって行った。チャージ後、昇温加熱機構付きガスクロマトグラフを用いて水素放出曲線を測定した。チャージ終了から分析までの時間は 5 min と統一した。キャリアガスとして Ar (1.2×10⁻⁵ m³/min) を用い、昇温速度: 100°C/h, 測定温度範囲: 室温～室温+250°C のもと、放出された水素の量を 5 min に一度の間隔で計測した。単位時間当たりの水素放出量を試料質量で除して水素放出速度を算出し、水素放出曲線を求めた。

3 結果および考察

3・1 クリープ損傷材の硬さとミクロ組織

クリープ損傷材で計測されたビッカース硬さを、前報⁹⁾と同様、定数 C=36¹⁰⁾ の Larson-Miller パラメータ (LMP) に対してプロットしたものを Fig. 1 に示す。同図からわかるように、焼戻しまま材 (図中×印) に比べクリープ損傷材の硬さは低く、その減少量は低応力長時間側ほど顕著である。600°C/100 MPa クリープ破断材の硬さは 150 Hv と焼戻しまま材に比べ 70 Hv 程度も減少していた。

ミクロ組織観察結果の一例として、600°C/100 MPa クリープ破断材の SEM 像を Fig. 2 に示す。典型的なマルテンサイト組織に加え、MX や M₂₃C₆ とされる析出物がブロック粒界やパケット粒界、旧 γ 粒界に沿って析出しているのが観察された。析出物は焼戻しまま材に比べ大きく、転位組織の回復に加え析出物の粗大化もクリープに伴う軟化の要因であると考えられた。また、同図に示すように、旧 γ 粒界近傍で発生したと思われる比較的大きなキャビティも観察された。

3・2 クリープに伴う水素昇温脱離特性の変化

水素昇温脱離分析結果の例として、600°C/100 MPa クリープ損傷材で計測された水素放出曲線を Fig. 3 に示す。焼戻しまま材のピーク温度が 50°C 程度であるのに対して、

Fig. 2 SEM micrographs of F82H.

Fig. 3 Change in hydrogen evolution curve due to creep damage (600°C/100 MPa).

Fig. 4 Change in hydrogen evolution curve due to creep damage (675°C/40 MPa).

Fig. 5 Hydrogen evolution curves measured on gauge and grip portions of ruptured specimen (650°C/60 MPa).

クリープ損傷材のそれは寿命消費に伴い徐々に高くなり, クリープ破断材に至っては75°C程度と大きく高温側にシフトしている. さらに, ピーク高さについても, 焼戻し時0.03 mass ppm/minであったものがクリープ損傷の進行とともに上昇し, 破断時には0.12 mass ppm/minと4倍にまで増加している. 675°C/40 MPa クリープ破断材においては, その上昇は10倍程度にもなった (Fig. 4).

650°C/60 MPa クリープ破断材のゲージ部とグリップ部で計測された水素放出曲線を, 焼戻しまま材のものと併

せて Fig. 5 に示す. 前述したように, ゲージ部においてはピーク高さが上昇し, ピーク温度も高温側にシフトしている. 一方, 加熱時効のみであるグリップ部では顕著な変化はなく, 焼戻しまま材の曲線とほぼ一致している. このような結果は, 他の試験条件のグリップ部でも同様であった. 得られた結果は, 水素昇温脱離特性の変化が加熱時効によるミクロ組織性状の変化 (例えば, 析出物の新たな析出や粗大化) に起因するものではなく, 応力負荷下で生じる現象すなわちクリープ損傷を反映していることを示唆している.

水素放出曲線下の面積から分析中に放出された水素の量を算出し, 水素放出量 C_H とした. クリープ損傷材で得られた C_H の対数を LMP で整理したものが Fig. 6 である. 試験条件に応じてその挙動は異なるものの, いずれの場合もクリープの進行 (寿命消費) とともに C_H は単調に増加している. また, クリープ破断材 (図中*印の付いたデータ点) の結果をみると, 低応力長時間側のものほど C_H の増加が顕著であることがわかる. これは, 高応力短時間側での破壊の主たる原因が変形であるのに対して, 低応力長時間側ではそれがキャビティや粒界すべりなどの機械的損傷に変化するためである.

3・3 水素昇温脱離特性に及ぼす格子欠陥の影響

水素放出曲線変化の機序解明の一環として, 水素昇温脱離特性に及ぼす格子欠陥の影響について調べた. 具体的には, 空孔型欠陥と転位を導入した試料を作製し, それらの水素昇温脱離特性を調査した.

空孔型欠陥は, 微小薄板状試料 (5×10×0.5 mm) を用いて電子線照射によって導入した. 京都大学複合原子力科学研究所の電子線型加速器を用いて, 電子を8 MeVまで加速し, 照射量: $2.18 \times 10^{27} / \text{m}^2$, 照射温度: $60 \pm 10^\circ\text{C}$ の条件で照射した. 損傷は板厚方向全体に導入されており, その量ははじき出しのしきいエネルギーを40eVとして $1.39 \times 10^{-4} \text{ dpa}$ と見積もられた¹¹⁾. 照射材で計測された水素放出曲線の例を Fig. 7 に示す. 同図には照射材の1回目の計測結果 (図中●印) に加え, 1回目の計測が終了した後に改めて水素チャージを行い再度計測した結果 (図中○印) を示してある. 焼戻しまま材と1回目の結果を比

Fig. 6 Change in C_H with creep damage accumulation.

Fig. 7 Effect of electron beam irradiation on hydrogen thermal desorption characteristic.

Fig. 8 Effect of cold rolling on hydrogen thermal desorption characteristic.

較すると、ピーク温度にほとんど差はないが、ピーク高さは照射によって上昇している。また、100～150°Cで焼戻しまま材にはみられない新たな水素の放出が明瞭に観察される。しかし、2回目の計測ではこのような照射の影響は消え、水素放出曲線は焼戻しまま材のものと完全に一致した。このような変化は、導入された欠陥が1回目の計測の際の昇温過程で消滅したためである¹²⁾。得られた結果は、クリープに伴う水素昇温脱離特性の変化が、電子線照射で導入されるようなタイプの欠陥によるものではないことを意味している。クリープ損傷材の水素放出曲線は、2回目以降の計測でわずかにピーク高さは減少するものの、焼戻しまま材の曲線とは一致しないためである¹³⁾。なお、今回の照射によって導入された空孔の濃度は 10^{-6} オーダーと見積もられた¹⁴⁾。室温における熱平衡空孔濃度は 10^{-25} オーダーであり¹⁵⁾、照射で導入された濃度と比べるとゼロとみなせるほど小さい。つまり、1回目と2回目の C_H の差0.9 mass ppmが 10^{-6} オーダーの空孔型欠陥に捕獲されて(と相互作用して)いた水素の量ということになる。

転位は冷間圧延によって導入した。圧下率を28%とし、圧延後に板厚0.5 mmの薄板に加工しTDA用試料とした。一部の圧延材については、欠陥量の減少を目的として、圧延後600°Cと750°Cにて3.6 ksの焼なまし処理を行った。

圧延材で計測された水素放出曲線をFig. 8に示す。同図には、圧延まま材を2回計測した結果に加え、焼なまし材の結果も示している。圧延まま材の1回目の結果(図中●印)から、ピーク温度はあまり変化しないが、ピーク高さが焼戻しまま材(図中×印)に比べ4倍程度増えているのがわかる。しかし、2回目の計測ではピーク高さは減少し、100°C以上にみられた水素放出も大きく減少もしくは消滅している(図中■印)。圧延によって硬さはわずかに増加し230 Hv程度になったが、1回目の計測後も硬さに変化がなかったことから、1回目の昇温過程では転位組織の回復は生じなかったと思われる。すなわち、2回目でピーク高さが減少したのは、前述した理由と同じで、圧延で転位とともに導入された空孔型欠陥が1回目の昇温過程で減少したためである。同図からわかるように、600°Cと750°Cの焼なましによってピーク高さは顕著に減少し、750°C焼なまし材ではほぼ焼戻しまま材のレベルにまで戻っている。焼なまし後の硬さはそれぞれ220 Hv, 200 Hvと圧延まま材に比べ低下していることから、ピーク高さの減少は主として転位密度の減少を反映している。得られた結果は、転位組織性状は水素昇温脱離特性に大きく影響するものの、転位密度の減少にもかかわらずピーク高さが上昇するクリープ損傷材の結果を、転位組織性状の観点からは説明できないことを意味している。

このように、クリープに伴う水素昇温脱離特性の変化は、ミクロ組織の変化(例えば、析出物の新たな析出や粗大化)、空孔型欠陥や転位組織といった欠陥性状の変化によるものではなかった。結晶粒界も水素と相互作用することが知られているが、今回は顕著な粒径の変化がないことから、水素昇温脱離特性に及ぼす粒界の影響は無視できるものと思われた。また、ボイラ用Gr.91鋼⁷⁾においては、1050°C×30 minの再焼ならしを施してもクリープ損傷材の水素昇温脱離特性はもとに戻らなかった。このことから、クリープ損傷材における水素昇温脱離特性の変化は、熱処理では回復しないような損傷、すなわち、粒界すべりに起因した微小き裂や粒界キャビティ、粒内キャビティなど機械的損傷¹⁶⁾と関係しているものと推測される。しかし、その詳細な検討は今後の課題であり、キャビティ内

Fig. 9 C_H plotted as a function of newly proposed Y_H parameter.

Fig. 10 $LMP_{0.2}$ plotted as a function of applied creep stress.

Fig. 12 Comparison of estimated stress with actual one.

Fig. 11 C_H plotted as a function of LMP_{mod} .

Fig. 13 Comparison of predicted life fraction with actual one.

に存在する水素ガスの影響をも考慮に入れた TDA シミュレーションなど、鋼中水素の存在状態に関する計算学的手法による検討に着手したところである¹⁴⁾。

3・4 水素昇温脱離特性に基づいた余寿命評価

著者らは、キャビティの成長挙動はいずれの律速過程¹⁶⁾でも $t^a \sigma^b T^c$ (t : クリープ時間, σ : 応力, T : 温度) で表現できることから、Norton 則も考慮した $(t/t_r)^a \sigma^b T^c$ (t_r : クリープ破断時間) というパラメータを提案した。Gr.91 鋼のクリープ損傷材の C_H を良好に整理できるような指数を実験的に求めたところ、 $(t/t_r)^2 \sigma^{0.5} T^{-2}$ (以下, Y_H パラメータ)⁹⁾を得た。各指数の物理的意味は未だ明らかではないものの、本パラメータによってクリープ損傷材の負荷応力や寿命比を精度良く推定することができた。同様に、フェライト系ステンレス鋼においては、 $(t/t_r)^1 \sigma^{-2} T^{0.5}$ がクリープ損傷評価のための最適なパラメータであることを明らかにした¹⁷⁾。本節では、低放射化フェライト鋼が Gr.91 鋼と同じラスマルテンサイト組織を有する鋼種であることから、Gr.91 鋼で得られている Y_H パラメータ $(t/t_r)^2 \sigma^{0.5} T^{-2}$ を用いたクリープ余寿命評価の可能性について検討した。

クリープ損傷材で得られた C_H の対数を Y_H の対数に対してプロットしたものが Fig. 9 である。両者の関係を求めたところ、次のような近似式で表わすことができた。

$$\log C_H = 1.32(\log Y_H)^2 + 0.981 \log Y_H + 1.65 \quad (1)$$

多少ばらつきはあるが、 Y_H パラメータによって C_H を試験条件に依らず比較的良好に整理できている。これは、応力と温度が既知であれば、 C_H の計測によってクリープ寿命比すなわちクリープ余寿命を予測できることを意味している。

Fig. 6 からわかるように、 C_H は試験応力の低下とともに高 LMP 側にほぼ平行にシフトしている。この C_H の変化の応力依存性を定式化するため、 $\log C_H = 0.2 \text{ mass ppm}$ のときの LMP ($LMP_{0.2}$) と試験応力の関係を調べた。得られた結果を Fig. 10 に示す。データ数は 3 点のみではあるが、両者の関係を次式の直線で近似した。

$$LMP_{0.2} = -24.4\sigma + 37.5 \times 10^3 \quad (2)$$

各クリープ損傷材の C_H を $LMP - LMP_{0.2}$ (以下, LMP_{mod}) に対してプロットしたものを Fig. 11 に示す。ばらつきはあるものの、 LMP_{mod} によって C_H を試験条件に依存せず比較的良好に整理できている。両者の関係は次のような直線で近似することができた。

$$\log C_H = 5.54 \times 10^{-4} LMP_{mod} + 0.219 \quad (3)$$

クリープ損傷材の試験温度 (LMP) が既知であるとして、計測された C_H から式(3)と式(2)を用いて各損傷材の試験応力を推定した。実際の応力と予測したものの関係を示したものが Fig. 12 である。多少ばらつきはあるものの土

20 MPa の精度で応力を推定できている。同様に試験温度が既知であるとして、推定した応力と計測された C_H から式(1)を用いて各クリープ損傷材のクリープ寿命比 (t/t_f) を予測した。実際の寿命比と予測したものの関係を Fig. 13 に示す。外れている結果もあるが、大半のものは $\pm 10\%$ の精度で寿命比を予測できている。この結果は、対象部位の温度が既知であれば、TDA で C_H を計測することによって、当該箇所の負荷応力とクリープ余寿命を予測できることを示唆している。

限られた条件の結果ではあるものの、今回得られた知見はTDAが核融合炉ブランケット第一壁用低放射化フェライト鋼のクリープ損傷検出法として大変有望であることを示唆している。今後、さらなるデータの拡充に加え、水素による損傷検出の機序(水素捕獲メカニズム)を明らかにすることによって、本手法を同鋼のクリープ余寿命評価法として確立できるものと期待している。

4 結 言

核融合炉ブランケット第一壁のクリープ余寿命評価への水素昇温脱離分析法の適用性を検討することを目的として、低放射化フェライト鋼 F82H IEA heat のクリープに伴う水素昇温脱離特性の変化を調べた。また、水素昇温脱離特性変化の機序解明の一環として、電子線照射材と冷間圧延材を用いて水素昇温脱離特性に及ぼす格子欠陥の影響を調査した。さらには、著者らが提案しているキャビティ成長則に基づいたパラメータを用いたクリープ余寿命評価についても検討した。得られた知見をまとめて以下に示す。

- (1) 水素昇温脱離特性は加熱時効にはほとんど影響されないものの、試験条件に応じクリープによって変化する。昇温脱離分析中に放出される水素の量 (C_H) はクリープの進行(寿命消費)とともに増加し、それは低応力長時間側のものほど顕著である。
- (2) 電子線照射と冷間圧延でそれぞれ導入した空孔型欠陥と転位によって水素昇温脱離特性は変化する。しかし、これら格子欠陥に起因した特性変化ではクリープ損傷材における水素昇温脱離特性を説明することはできない。
- (3) Gr.91 鋼で提案した Y_H パラメータ ($((t/t_f)^2 \sigma^{0.5} T^{-2})$) を用いることによって C_H を試験条件に依らず良好に整理することができる。温度が既知であれば、 C_H の計測によりクリープ損傷材の応力を推定することができ、推定した応力と C_H によって Y_H パラメータからクリープ寿命比(余寿命)を予測することが可能である。

参 考 文 献

- 1) T. Nishitani, T. Yamanishi, H. Tanigawa, M. Nakamichi, T. Nozawa, T. Hoshino and K. Ochiai, "Blanket material and technology developments toward DEMO under the Broader Approach framework", Fusion Engineering and Design, Vol.89, pp.1699-1703 (2014).

- 2) L. Tan, Y. Katoh, A.-A.F. Tavassoli, J. Henry, M. Rieth, H. Sakasegawa, H. Tanigawa and Q. Huang, "Recent status and improvement of reduced-activation ferritic-martensitic steels for high-temperature service", Journal of Nuclear Materials, Vol.479, pp.515-523 (2016).
- 3) C. Cabet, F. Dalle, E. Gaganidze, J. Henry and H. Tanigawa, "Ferritic-martensitic steels for fission and fusion applications", Journal of Nuclear Materials, Vol.523, pp.510-537 (2019).
- 4) T. Nozawa et al., "Japanese activities of the R&D on silicon carbide composites in the broader approach period and beyond", Journal of Nuclear Materials, Vol.511, pp.582-590 (2018).
- 5) T. Muroga, J.M. Chen, V.M. Chernov, R.J. Kurtz and M. Le Flem, "Present status of vanadium alloys for fusion applications", Journal of Nuclear Materials, Vol.455, pp.263-268 (2014).
- 6) K. Saito, T. Hirade and K. Takai, "Hydrogen desorption spectra from excess vacancy-type defects enhanced by hydrogen in tempered martensitic steel showing quasi-cleavage Fracture", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.50, pp.5091-5102 (2019).
- 7) S. Komazaki, T. Honda, T. Sakamura, K. Sawada, K. Kimura and Y. Kohno, "Change in hydrogen desorption characteristics of Mod.9Cr-1Mo steel due to creep", Tetsu-to-Hagane, Vol.96, pp.614-619 (2010).
- 8) S. Komazaki, T. Tsukamoto, K. Miyata, M. Tabuchi and H. Hongo, "Change in hydrogen desorption characteristic of welded joint of high Cr ferritic steel due to creep", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.68, pp.106-113 (2019).
- 9) H. Yamashita, S. Komazaki, M. Yonemura and M. Igarashi, "Creep remaining-life prediction of Gr.91 steel based on change in hydrogen desorption characteristics", Proceedings of the 49th Symposium on Strength of Materials at High Temperatures, The Committee on High Temperature Strength of Materials, The Society of Materials Science, Japan, pp.111-115 (2011).
- 10) F. Masuyama and N. Komai, "Evaluation of long-term creep rupture strength of tungsten-strengthened advanced 9-12%Cr steels", Key Engineering Materials, Vols.171-174, pp.179-188 (2000).
- 11) O. S. Oen, "Cross sections for atomic displacements in solids by fast electrons", (1973), Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge.
- 12) K. Sato, Q. Xu, D. Hamaguchi, S.S. Huang and T. Yoshiie, "Vacancy migration process in F82H and Fe-Cr binary alloy using positron annihilation lifetime measurement" Journal of Physics: Conference Series, Vol.443, 012031 (2013).
- 13) T. Horikawa, H. Yamashita, K. Sato and S. Komazaki, "Influence of creep on hydrogen thermal desorption characteristic of high nitrogen ferritic heat-resistant steels", Proceedings of the 53rd Symposium on Strength of Materials at High Temperatures, The Committee on High Temperature Strength of Materials, The Society of Materials Science, Japan, pp.98-102 (2015).
- 14) T. Kamimura, H. Yamashita, K. Sato, T. Ohyama, Y. Kimoto, Q. Xu and S. Komazaki, "Comparison of hydrogen thermal desorption analysis curves of electron-irradiated F82H and

- creep-ruptured pure Fe obtained by experiments and simulations”, Spallation Materials Technology. accepted.
- 15) H.-E. Schaefer, K. Maier, M. Weller, D. Herlach, A. Seeger and J. Diehl, “Vacancy formation in iron investigated by positron annihilation in thermal equilibrium”, Scripta Metallurgica, Vol.11, pp.803-809 (1977).
 - 16) K. Maruyama and H. Nakashima, “Materials science of high temperature strength, Creep theory and application to practical materials”, Chapter 8 (1997), Uchida rokakuho.
 - 17) H. Yamashita, S. Komazaki, K. Sato and K. Kimura, “Creep damage evaluation of heat resistant ferritic stainless steel by hydrogen thermal desorption analysis”, Tetsu-to-Hagané, Vol.102, pp.630-637 (2016).