

科学研究費助成事業 研究成果報告書

平成 29 年 6 月 21 日現在

機関番号：82108

研究種目：基盤研究(C) (一般)

研究期間：2014～2016

課題番号：26420036

研究課題名(和文) 先進耐熱材料の多軸応力下での高温損傷、破壊の予測モデル開発

研究課題名(英文) Development of prediction model for high temperature damage and fracture of advanced heat resisting materials under multiaxial stress condition.

研究代表者

田淵 正明 (TABUCHI, MASAOKI)

国立研究開発法人物質・材料研究機構・構造材料研究拠点・グループリーダー

研究者番号：60354239

交付決定額(研究期間全体)：(直接経費) 3,000,000円

研究成果の概要(和文)：CO₂排出量削減のために火力発電プラントの高効率化が進められている。本研究では、USCプラントで使用される高Cr鋼の溶接継手の30000h～70000hのクリープ破断データを取得し、HAZだけでなく溶接金属にも損傷が発生することを明らかにした。溶接金属は析出数や粒界被覆率が低いため10000hを過ぎると急に組織が回復し、硬さが低下することを明らかにした。溶接継手の破壊を予測するための計算解析システムの開発・改良を行い、実験結果を良く予測できる方法を提案した。次世代A-USCプラントで使用される改良型高Cr鋼の強度発現機構、き裂進展特性、異材溶接部のクリープ強度と破壊のメカニズムを明らかにした。

研究成果の概要(英文)：In order to decrease CO₂ emission, researches to increase temperature and pressure of steam by using high strengthened material in the thermal power plant. In the present research, long-term creep rupture data from 30000h to 70000h of high Cr steel welds used in USC plant were obtained. It was clarified that creep damages initiate not only in HAZ but also in weld metal. It was found that the hardness of the weld metal decreased rapidly after about 10000 h creep at 600C due to the recovery of microstructures. Small number density of precipitates promote the recovery of the weld metal. Computational system to predict fracture life of welded component was developed and improved. A method that can predict experimental results well was proposed. Creep and crack growth tests were also conducted for advanced steel and weld that are used next generation A-USC power plant. Mechanisms and properties of strength and fracture of advanced high-B 9Cr steel and dissimilar weld joint were clarified.

研究分野：材料強度

キーワード：耐熱材料 USCプラント クリープ 溶接継手 損傷評価

1. 研究開始当初の背景

石炭火力発電プラントは日本の重要なベースロード電源となっているが、CO₂排出量が多いという課題がある。このため、石炭火力発電プラントの高効率化(高温・高圧化)が進められている。現在最も高効率な600級超々臨界圧(USC)石炭火力発電プラントでは、主要構造部材に高Cr耐熱鋼が用いられている。高温長時間の使用により溶接部にクリープ損傷が発生した事例が報告されている。開発が進められている700級先進超々臨界圧(A-USC)石炭火力発電プラントでは、高温部ではNi基合金が650以下では改良型の高Cr耐熱鋼が使用される計画である。耐熱材料の使用条件は厳しくなるため、耐熱構造部材の安全性・信頼性評価が重要な研究課題となっている。

2. 研究の目的

- (1) USCプラントで使用されている高Cr耐熱鋼(Gr.91鋼)と溶接部について長時間のクリープ試験を実施し、高温損傷と破壊のメカニズムを明らかにする。
- (2) 破壊寿命を予測するための計算解析システムの開発と改良を行う。
- (3) A-USC候補材料の一つである、研究代表者らが開発した高B-9Cr鋼と溶接部の強度と破壊特性を明らかにする。

3. 研究の方法

- (1) USCプラント用の9Cr-1Mo-VNb鋼(Gr.91鋼)4ヒートについて、母材、再現HAZ材及び溶接継手のクリープ試験を実施してきた。本研究では、特に長時間クリープ試験した溶接継手について(約30,000h~70,000h)、破壊のメカニズムや組織の調査を行った。
- (2) 溶接継手のクリープ損傷や破壊の解析を行う計算コードの開発・改良を行い、実験結果との比較を行った。
- (3) A-USC候補材料として、高B-9Cr鋼と溶接部のクリープ試験、クリープき裂成長試験を実施し、破壊特性を明らかにした。

4. 研究成果

- (1) Gr.91鋼溶接継手のクリープ強度
Gr.91鋼板の母材、溶接継手および再現HAZ材のクリープ破断時間と応力の関係を図1に示す。溶接継手の破断位置を、プロットの添字として図中に示す。600および650で溶接継手は短時間側からHAZで破断し(Type-IV破壊)、低応力・長時間側では母材とのクリープ強度の差が大きくなる傾向を示した。600では、約10,000hまでは細粒HAZで破断し(Type-IV破壊)、溶接金属には損傷は観察されない。600、34,200hで破断した溶接継手では、細粒HAZにき裂が発生し、溶接金属に進展して最終破断した。溶接金属にも約2mmのき裂が観察された。600、56,800hの最長時間で破断した溶接継手は、溶接金属で破断(Type-I破壊)した。

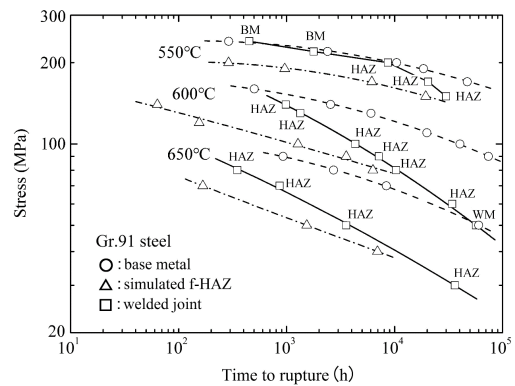


図1 Gr.91鋼板の溶接部のクリープ強度

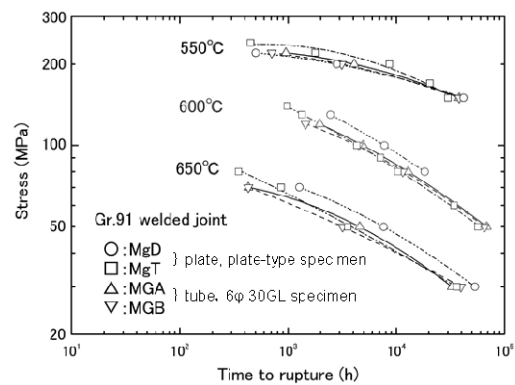


図2 Gr.91鋼4ヒートの溶接継手のクリープ強度

図2は、Gr.91鋼4ヒート(板材及びチューブ材)の溶接継手のクリープ強度を比較した結果を示す。溶接継手のクリープ強度は、化学成分、溶接方法、試験片形状にあまり依存せず、大きな差は見られなかった。チューブ材においても、長時間(約65,000hと68,000h)で破断したものは、溶接金属破断であった。USCプラントで溶接部から蒸気漏れの事例があったことから、母材と溶接継手の100,000hクリープ強度の比(WSRF)を10年前に調査した結果は0.75であった¹⁾。これらのデータを含めて、最近得られた長時間データを集めてWSRFの再調査が行われ、0.6となった²⁾。

クリープ破断時間が30,000hを超えると溶接金属にもクリープ損傷が観察されるようになることから、溶接金属部の組織の調査を行った。クリープ破断した溶接継手試験片の溶接金属および母材の硬さと破断時間の関係を図3に示す。溶接金属の硬さは、試験片表面近傍および板厚中央で測定した。600において、溶接金属の硬さは約10,000hまでは母材よりも大きい、34,200h破断材では母材と同じ硬さに低下し、56,800h破断材の表面近傍では160Hvまで低下した。650では、約4,000hまでは溶接金属の硬さが母材よりも大きい、36,207h破断材では板厚中央および表面近傍で150Hv以下に低下した。いずれの温度においても溶接金属の硬さは10,000hを超えると急に低下し、長時間

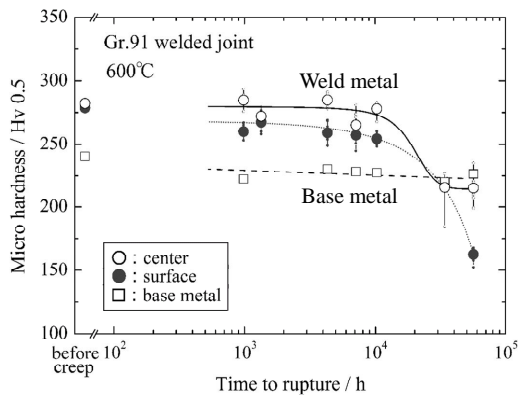


図3 溶接金属の硬さとクリープ時間の関係

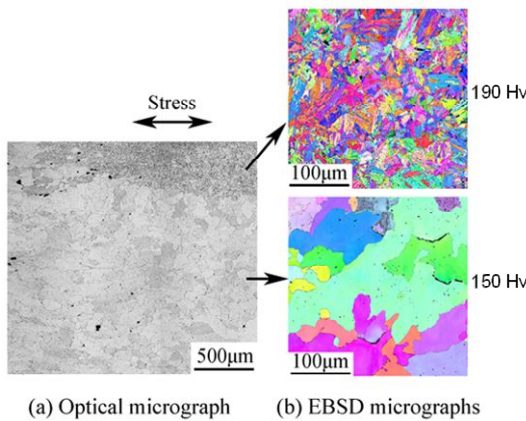


図4 長時間クリープ後の溶接金属の組織

側では母材の硬さよりも小さくなる傾向を示した。

650、36,200 h 破断材の光学顕微鏡および EBSD 画像を図4に示す。ラスが消失して完全に回復した粒径約 200 µm の結晶粒が観察される領域が溶接金属の大半を占め、その領域の硬さは約 150 Hv であった。また、ラス組織が観察される結晶粒径の小さな領域も部分的に観察され、この領域の硬さは約 190 Hv であった。これらの画像の KAM 値は、粒径が小さな領域で 1.8、ラスが消失した領域で 0.6 であり、硬さと対応して差が現れた。溶接金属で破断した 56,800h 破断材では、粒界にクリープポイドが観察され、旧オーステナイト粒界(PAG)に沿ってき裂が進展していた。

溶接継手の母材および溶接金属の TEM 組織を図5に示す。母材では PAG 上およびラス界面に微細な析出物が多数観察される。一方、溶接金属では母材と比較して PAG 上および粒内の析出量が少ないことがわかった。溶接金属は母材よりも C、Nb および N 量が少ないため $M_{23}C_6$ および MX の析出が少ないと考えられる。クリープ試験前の溶接金属は、転位密度が高く一部でサブグレインや転位セル組織が認められる。600、56,767 h 破断材では、PAG 上に数百 nm から 1 µm 程度の Laves 相および $M_{23}C_6$ が多く析出しており、約 100 から 400 nm 程度の粒状の Z 相もわずかに析出していた。粒内には約 50 から 300 nm 程度の板状

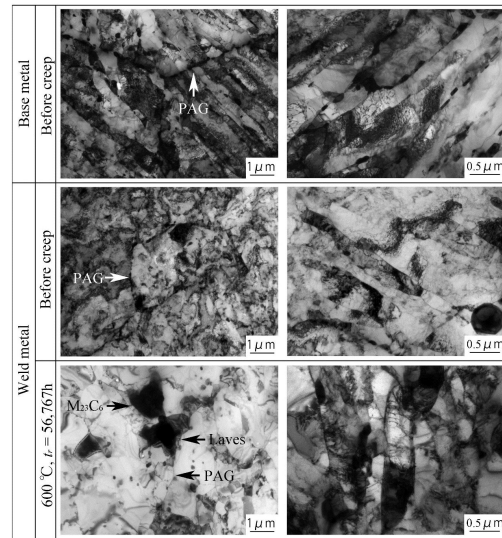


図5 母材および溶接金属の TEM 組織

の $M_{23}C_6$ や、数 nm 程度の粒状の MX の析出が認められた。PAG 近傍は転位が少なく顕著に回復した領域が観察されるが、粒内では転位密度の高い領域も観察された。

以上の組織調査の結果から、試験前の溶接金属は母材と比較して PAG の微細析出物の被覆率が小さいことがわかった。このため、クリープ中に PAG で発生したき裂の進展が母材よりも速いと推測される。また、粒内の微細析出量が少ないため、クリープ中の回復が母材よりも速く進行すると考えられる。析出物の粗大化に伴う微細析出物の減少、Laves 相の析出による固溶強化元素の減少、Z 相の析出により MX 炭窒化物が減少することは、溶接金属組織の回復を促進する要因であると考えられた。

(2) 溶接継手の損傷・破壊の計算解析

溶接構造物の寿命評価は、一般に母材と再現 HAZ 材のクリープデータ(単軸、平滑材)をもとに、時間消費則、延性消費則、損傷力学などを用いて行われる。本研究では、溶接継手のクリープ損傷や破壊の計算解析を行うプログラムの開発と改良を行った。図1に示すように、600 °C では母材と再現 HAZ 材の応力 - クリープ破断時間曲線の傾きと、溶接継手の応力 - クリープ破断時間曲線の傾きが異なっており、10,000h を超える長時間の溶接継手のクリープ破断時間の予想は困難に思われる。

ここでは、Norton 則と延性消費則を用いた有限要素法解析(FEM)により、母材と再現 HAZ 材のクリープデータから溶接継手のクリープ寿命予測を行った。延性消費則は、

$$D_c = \sum \frac{\varepsilon_{eq}}{\varepsilon_f^*} \Delta t \quad (1)$$

で与えられる。ここで、 ε_{eq} : 相当クリープひずみ、 ε_f^* : 多軸応力下での破断延性、 t : 時間である。Norton 則に対応した母材と再現 HAZ 材

の単軸破断延性 ε_f として、以下の式を仮定した。

$$\varepsilon_f = \dot{\varepsilon}_{\min} t_r \quad (2)$$

ここで、 $\dot{\varepsilon}_{\min}$: 最小クリープ速度、 t_r : 破断時間である。図6は母材と再現 HAZ 材の単軸破断延性 (式(2)) と時間の関係を示す。破断延性は時間とともに低下することから、図6中の曲線を用いて、長時間側での破断延性の低下を考慮した。再現 HAZ 材では、

$$\varepsilon_f = (1559.0 t^{-0.762}) / 100 \quad (3)$$

である。多軸応力下の破断延性は、

$$\frac{\varepsilon_f^*}{\varepsilon_f} = \sinh \left[\frac{2}{3} \left(\frac{n-1/2}{n+1/2} \right) \right] / \sinh \left[2 \left(\frac{n-1/2}{n+1/2} \right) \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right] \quad (4)$$

を用いた³⁾。ここで σ_m : 平均応力 σ_{eq} : 相当応力、 n : クリープ指数である。図7に延性消費則により、母材と再現 HAZ 材のクリープデータから溶接継手の破壊寿命を予測した結果を示す。時間に伴う破断延性の低下、多軸応力下での破断延性の低下を考慮することによって、溶接継手の破断寿命を Factor of

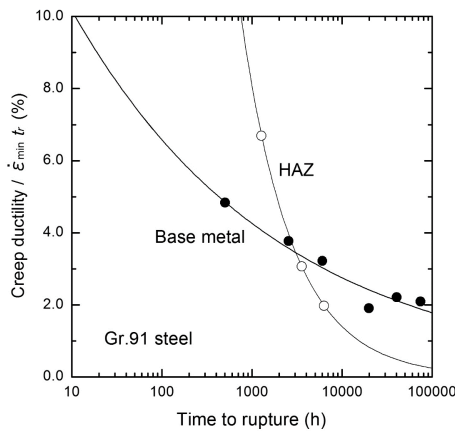


図6 母材と再現 HAZ 材の単軸破断延性と時間の関係

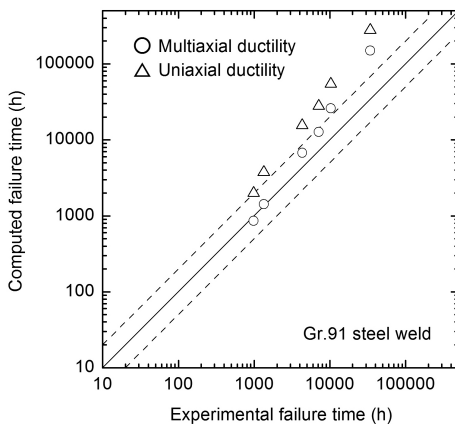


図7 延性消費則による溶接継手の破壊寿命の予測

2 の範囲内で良く推定できることがわかった。しかし、約 35,000h の長時間データについては、外挿となるため、やや長めの予想となった。

時間消費則および損傷力学を用いた溶接継手のクリープ寿命予測も行った。いずれも多軸応力の効果を考慮することにより、10,000 h 前後では計算値と実験値は Factor of 2 の範囲でよく一致した。しかし、約 35,000 h を外挿した結果では、図7の延性消費則による予測よりも非安全側の予測となった。これは計算に用いた再現 HAZ のクリープデータが 10,000h のものであること、長時間側での多軸応力の効果に関するパラメータが得られていないことに起因する。このことから、長時間の溶接構造部材のクリープ寿命を予測するためには、再現 HAZ 材の長時間クリープデータや、多軸応力状態に関するパラメータが長時間側では変化することを考慮する必要があると考えられた。

高温破壊に関しては、3次元の破壊力学パラメータの計算やクリープき裂進展の計算を行うプログラムの開発・改良を行った。図8は、 C^* パラメータ (クリープ J 積分) に及ぼす HAZ 幅や溶接金属強度の影響を計算した結果である。HAZ 幅 1mm の Weld A よりも HAZ 幅 2mm の Weld B の方が、クリープき裂成長速度が約 2 倍速いことが分かる。また、溶接金属の強度が高い Weld C や Weld D の方がき裂進展速度は遅くなることがわかった。板厚やサイドグループの影響についても 3 次元解析を行い変形拘束の影響を明らかにした。

(3) A-USC 用材料と溶接部のクリープ強度

研究代表者らが開発を行ってきた高 B-9Cr 鋼は、既存の高 Cr 耐熱鋼よりも母材および HAZ のクリープ強度に優れているので、A-USC 候補材料の一つとなっている。B を添加することにより $M_{23}C_6$ の C が B に置き換わり、炭化物が安定化することで高いクリープ強度が得られる。高 B-9Cr 鋼のクリープ破断材の組織を調査した結果、 $M_{23}C_6$ の微細化、粒界被覆率の向上が観察され、それが高温まで維持されることにより拡散による界面移動が抑制

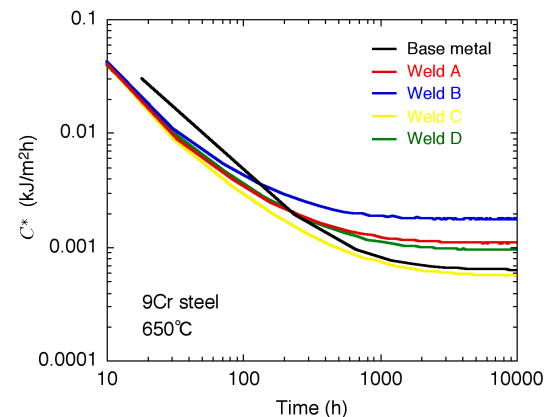


図8 高温破壊力学パラメータに及ぼす HAZ 幅と溶接金属強度の影響

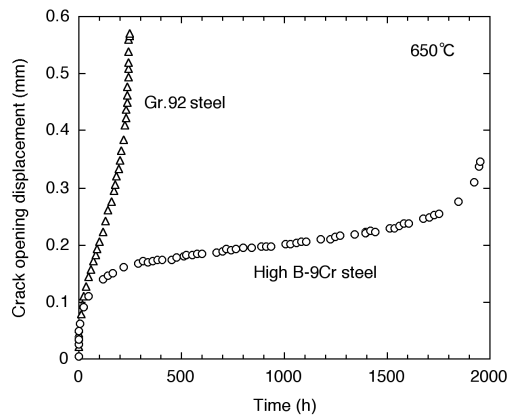


図9 高 B-9Cr 鋼の環状切欠試験片のクリープき裂成長試験結果

され、HAZ 組織が細粒化しにくくなると考えられた。高 B-9Cr 鋼の環状切欠試験片と CT 試験片を用いたクリープき裂成長試験を実施した。図9には環状切欠試験片の試験結果（き裂開口変位と時間の関係）を示す。また、CT 試験片を用いた場合には、Gr.92 鋼が 435h で破壊した同じ荷重条件で、高 B-9Cr 鋼の破壊寿命は 5490h であった。高 B-9Cr 鋼では、クリープき裂進展抵抗が、既存 9Cr 鋼 (Gr.92 鋼) の約 8~10 倍に改善されていることが分かった。

高 B-9Cr 鋼と A-USC 用 Ni 基合金 (Alloy 617) の異材溶接継手は、650 において、既存高 Cr 鋼溶接継手の約 5 倍のクリープ寿命を示した。これは HAZ 組織が改善された（細粒化しにくい）ためである。異材溶接継手は高 B-9Cr 鋼と溶接金属 (Inconel 82) の界面で破断した。界面の組織の調査を行ったが、Cr の欠乏層など、元素の移動はほとんど観察されなかった。高 B-9Cr 鋼の表面近傍に酸化した領域がみられ、酸化により脆性的な界面割れが助長されたと考えられた。また、溶接金属はクリープに伴い Cr や Nb リッチな析出物により硬化するが、高 B-9Cr 鋼はクリープに伴い軟化する。硬さの差が増大することも界面割れの一因となっていると考えられた。

<引用文献>

- Tabuchi M. and Takahashi Y., Evaluation of creep strength reduction factors for welded joints of modified 9Cr-1Mo steel, *Journal of Pressure Vessel Technology, Transactions of the ASME*, 2012; 134(3): 031401-1-6.
- Yaguchi M., Nakamura K. and Nakahashi S., Re-evaluation of long-term creep strength of welded joint of ASME Grade 91 type steel, *Proc. of ASME 2016 Pressure Vessels and Piping Conference*, 17-21 July, 2016, Vancouver, Canada, PVP2016-63316.
- Cocks, A. C. F. and Ashby, M. F., Intergranular fracture during power-law creep under multiaxial stress, *Metal Science*, 1980;

14(8-9): 395-402.

5. 主な発表論文等

〔雑誌論文〕(計 2 件)

本郷宏通、田淵正明、松永哲也、Gr.91 鋼溶接継手の長時間クリープ強度と破壊、*日本材料強度学会誌*、査読有、Vol.50、No.2、2017、pp.25-34.

M. Tabuchi, H. Hongo, R. Sugiura, A.T. Yokobori, Jr., M. Yatomi and K. Kobayashi, Evaluation of Damage and Fracture of High Cr Steel Welds at Elevated Temperatures, Strength, Fracture and Complexity, 査読有、Vol.9, Issue 1 (2015) pp.31-41.

DOI:10.3233/SFC-150177

〔学会発表〕(計 11 件)

田淵正明、高 Cr 鋼溶接継手の長時間クリープ強度、*日本学術振興会第 129 委員会*、2016 年 12 月 16 日、弘済会館 (東京都・千代田区)。

H. Hongo, T. Matsunaga, M. Tabuchi, Long-term Creep Strength and Fracture of 9Cr Steel Welds, 9th China-Japan Bilateral Symposium on High Temperature Strength of Materials, 2016 年 10 月 16-20 日, Changsha University of Science & Technology, Changsha (China).

田淵正明、B 添加 9Cr 鋼研究の最新動向、*日本材料学会高温強度部門委員会*、2016 年 10 月 11 日、京都テルサ (京都府・京都市)。

田淵正明 高 Cr 鋼溶接部の長時間クリープ強度と破壊、*日本鉄鋼協会 高強度耐熱鋼 WG 設備診断寿命評価 TF*、2016 年 3 月 2 日、鉄鋼会館 (東京都・中央区)。

M. Tabuchi, Creep Damage Evaluation of Welded Joints for USC and A-USC Boiler, 10th International EPRI Creep-Fatigue Experts Workshop, 2015 年 11 月 11-12 日、浅草ビューホテル (東京都・台東区)。

田淵正明、耐熱鋼溶接部のクリープ損傷評価と長寿命化に関する研究、*第 58 回材料強度と破壊総合シンポジウム*、2015 年 4 月 9 日、東京大学山上会館 (東京都・文京区)。

田淵正明、耐熱鋼溶接部のクリープ損傷と破壊に関する研究、*日本鉄鋼協会第 169 回春季講演大会*、2015 年 3 月 18-20 日、東京大学駒場キャンパス (東京都・目黒区) (受賞講演)。

田淵正明、9Cr 鋼および 316FR 鋼溶接継手のクリープ損傷と強度、*日本保全学会材質劣化分科会*、2015 年 2 月 13 日、日本保全学会 (東京都・台東区)。

H. Hongo, M. Tabuchi, Microstructural Changes and Type-IV Damage Evolutions During Creep in High Cr Ferritic Steel Welds,

10th Liege Conference on Materials for Advanced Power Engineering, 2014年9月14-17日, Liege (Belgium).

M. Tabuchi, Improvement of Creep Strength for High Cr Steel Weldment, International Symposium for 50th Anniversary of Fracture and Reliability Research Institute, 2014年9月5-6日、東北大学(宮城県・仙台市).
田淵正明、高クロム鋼溶接部のクリープ損傷と破壊の評価、日本学術振興会第129委員会、2014年6月20日、弘済会館(東京都・千代田区).

〔図書〕(計 2件)

田淵正明 他 43名、エヌ・ティー・エス、しなやかで強い鉄鋼材料 - 革新的構造用金属材料の開発最前線 -、2016、399.

田淵正明 他 10名、日本材料学会、高温クリープおよびクリープ疲労き裂進展試験法標準、2016、103.

6. 研究組織

(1) 研究代表者

田淵 正明 (TABUCHI Masaaki)
国立研究開発法人物質・材料研究機構・構造材料研究拠点・グループリーダー
研究者番号：60354239

(2) 研究分担者

本郷 宏通 (HONGO Hiromichi)
国立研究開発法人物質・材料研究機構・構造材料研究拠点・嘱託職員
(元 主幹エンジニア)
研究者番号：40354237