

科学研究費助成事業（科学研究費補助金）研究成果報告書

平成 24 年 6 月 22 日現在

機関番号：82108

研究種目：基盤研究（C）

研究期間：2009～2011

課題番号：21560733

研究課題名（和文）CO₂削減次世代発電プラントの耐熱構造部材の高強度化技術の開発

研究課題名（英文）Development of strengthening technique of heat resisting structural materials for the next generation power plant with decreased carbon dioxide emission

研究代表者

田淵 正明 (TABUCHI MASAOKI)

独立行政法人物質・材料研究機構・材料信頼性評価ユニット・グループリーダー

研究者番号：60354239

研究成果の概要（和文）：高クロム耐熱鋼は、高効率火力発電プラントの構造材料として使用されているが、長時間使用中に溶接部の高温強度が低下することが重大な問題となっている。本研究では、溶接部の高温損傷と破壊のプロセスおよびメカニズムを明らかにした。また、結晶粒界を強化した高クロム耐熱鋼を開発し、粒界損傷を抑制することによって溶接部の寿命を約5倍に改良した。開発鋼において溶接部の損傷が抑制されるメカニズムを調査するとともに、開発鋼の溶接部の寿命予測式を構築した。

研究成果の概要（英文）：High chromium heat resisting steels are used for structural components of high-efficient thermal power plants. The degradation of high temperature strength of weldment during long-term use recently becomes a serious problem. In the present research, the processes and mechanisms of the damage and fracture of these steel welds at high temperatures were clarified. Further, new high chromium steels with higher grain boundary strength were developed. Creep lives of the developed steel welds were five times longer than the conventional high chromium steel welds, because creep damages formed on the grain boundaries were suppressed. Damage suppression mechanisms and life prediction equations in the developed steel welds were investigated.

交付決定額

(金額単位：円)

	直接経費	間接経費	合計
2009年度	1,300,000	390,000	1,690,000
2010年度	1,100,000	330,000	1,430,000
2011年度	1,000,000	300,000	1,300,000
総計	3,400,000	1,020,000	4,420,000

研究分野：工学

科研費の分科・細目：材料工学、構造・機能材料

キーワード：高クロム耐熱鋼、溶接継手、HAZ、クリープ、Type-IV 損傷、粒界強化

1. 研究開始当初の背景

火力発電プラントから排出される二酸化炭素の量は全排出量の約3割にもなる。火力発電プラントの蒸気温度と圧力を上げて発電効率を高めることにより、温室効果ガスを大きく削減することができる。9%～12%のCrを含む高Crフェライト系耐熱鋼（高Cr鋼）は、高温強度や耐酸化性、経済性に優れているため、蒸気温度約600℃の超々臨界圧

(USC) 石炭火力発電プラントのボイラー用構造材料として使用されてきた。しかし、高Cr鋼では、550℃以上で長時間使用すると、溶接部の高温強度が母材部よりも低下することが問題となっている。これは、溶接時の熱サイクルによる相変態によって、溶接熱影響部 (HAZ) の一部にクリープ強度の非常に低い細粒組織が形成されるためである。高温クリープにより、溶接部が HAZ の細粒組織

に沿って脆性的に破壊することを Type-IV 破壊と呼んでいる。最近、約 600°C で長期間使用された USC 石炭火力発電プラントの主蒸気管や管寄せ等の溶接部に Type-IV 損傷が見つかる事例が多く、実際に高温の蒸気が漏れた事例も報告されている。火力発電プラントが配管の損傷などで停止すると、電力確保の上から重大な事態となる。このため、高 Cr 鋼の溶接部の長時間クリープ強度の評価、クリープ損傷の検出技術（非破壊検査など）、クリープ損傷が検出された場合の余寿命予測技術（計算解析など）が重要な研究課題となっている。

また、CO₂ 排出量の削減と低コスト化のために、蒸気温度と圧力を更に上げて（700°C、35MPa）発電効率を上げた次世代の先進 USC 火力発電プラント（A-USC）の開発が行われている。ここでも、高 Cr 鋼の溶接部のクリープ強度を改善することが一つの重要課題となっている。

2. 研究の目的

高 Cr 鋼では、細粒 HAZ に生じる Type-IV 損傷により、溶接部のクリープ強度が低下することが問題となっている。しかし、溶接部の高温強度を改善する方法は、これまで提案されていない。我々は、窒素とボロンの添加量を調整することにより、9Cr 鋼の溶接部のクリープ強度を改善できる可能性があることを見いだした。これに基づき本研究では、①Type-IV 損傷と破壊のプロセスおよびメカニズムを明らかにすること、②Type-IV 損傷を抑制する技術を確認することを研究の目的とした。この技術により、高 Cr 鋼の使用温度、圧力、耐久寿命を向上することが可能になり、発電設備の安全性・信頼性確保、長寿命化、高効率化、低コスト化、CO₂ 排出量の削減に貢献できると考える。

3. 研究の方法

(1) 高 Cr 鋼溶接部の組織と損傷

高 Cr 鋼の溶接部におけるクリープ中の組織変化と Type-IV 損傷挙動を明らかにするために、以下の実験を行った。供試材は、ASME Gr.91 鋼（9Cr-1Mo-VNb 鋼）および Gr.122 鋼（11Cr-0.4Mo-2W-CuVNb 鋼）の厚板である。Gr.122 鋼は W の添加によって、Gr.91 鋼よりも高強度となっている。供試材の溶接継手をガスタングステンアーク溶接により作成した。溶接部の全積層を含む大型（厚肉）溶接継手試験片（Gr.91 鋼：21 mm×21 mm×100 mm、Gr.122 鋼：24.5 mm×24.5 mm×120mm）を採取した。

Gr.91 鋼の大型溶接継手試験片については、600°C、90MPa、Gr.122 鋼の大型溶接継手試験片については、600°C、100MPa の条件でクリープ試験の中断材と破断材を作成した。大型

溶接継手試験片のクリープ試験は、物質・材料研究機構が所有する世界最大級の大型クリープ試験機（最大荷重容量 50 トン）を用いて行った。試験片の板幅中央断面において、HAZ のクリープ中の組織変化と Type-IV 損傷の発生・成長過程を調査した。

(2) ボロンによる Type-IV 損傷の抑制

実験に用いた供試材は 9Cr 系および 12Cr 系の厚板である。ボロンによる粒界強化を利用して溶接継手のクリープ強度を改善することを目的に、9Cr 系の供試材では Gr.91 鋼をベースに、12Cr 系の供試材では Gr.122 鋼をベースに、各々ボロンを既存鋼よりやや多い 0.01wt.% 添加した。ボロン窒化物（BN）の析出量を減らしボロンによる粒界強化の効果を高めるために、供試材の窒素量は既存鋼よりかなり少ない 0.01wt.% 以下とした。各々 1050°C で焼きならし、770°C で焼戻しの熱処理を行った。

供試材の溶接継手を作成し、9Cr 系開発鋼では 600°C、12Cr 系開発鋼では 650°C でクリープ試験とクリープ中断試験を実施し、組織変化と損傷・破壊のプロセスを調査した。また、溶接シミュレータにより再現 HAZ 材を作成し、HAZ の高温引張およびクリープひずみのデータを取得した。これらのデータを用いてボロン添加した開発鋼の溶接継手のクリープ損傷解析を実施し、既存鋼との比較を行った。

4. 研究成果

(1) 高 Cr 鋼溶接部の組織と損傷

大型溶接継手試験片のクリープ中断材について、HAZ における Type-IV ボイドの面積率を測定した結果を図 1 に示す。横軸はクリープ破断時間で規格化した時間である。Gr.91 鋼溶接継手の場合には、破断寿命の 0.2 で HAZ に Type-IV ボイドが発生し、時間の増加とともにボイド面積率が増加した。破断寿命の 0.8 ではボイドが合体して Type-IV き裂となり破壊に至ることがわかった。また、

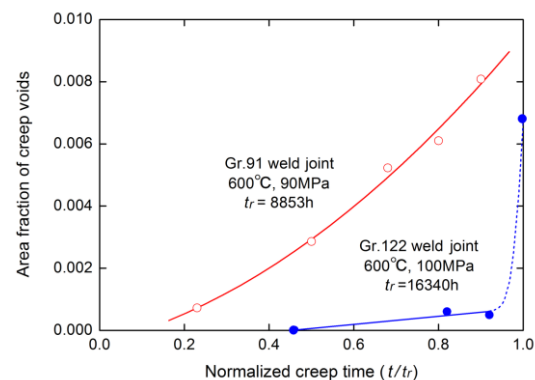


図1 Gr.91 鋼と Gr.122 鋼の溶接継手の細粒 HAZ におけるボイド面積率のクリープに伴う変化

Type-IV ボイドは、試験片表面から板厚の約 20% 入った板厚内部に最も多く観察された。

一方、Gr.122 鋼溶接継手では、破断寿命の約 0.5 で HAZ にボイドの発生が確認できたが、破断寿命の 0.92 においてもボイド面積率は小さく、それ以降にき裂が発生、急速にき裂成長して破壊に至ることがわかった。破断寿命の 0.98 では Type-IV き裂が観察された。

クリープに伴う Gr.91 鋼および Gr.122 鋼溶接継手の細粒 HAZ の粒界長さ と KAM 値 (Kernel Average Misorientation) の変化を EBSD で測定した結果を、各々図 2 と図 3 に示す。Gr.91 鋼溶接継手の細粒 HAZ では、寿命の約 0.2 までに粒界長さが減少し、その後ほぼ一定の値を示した。KAM 値は、破断寿命の 0.1 までに減少し、その後の変化は小さかった。硬さは KAM 値と同様の变化を示した。

Gr.122 鋼では、粒界長さは溶接継手の破断寿命の約 0.5 まで増加した後、約 0.8 までに減少し、それ以降はほぼ一定となった。KAM 値は破断時間の約 0.5 まではあまり変化しないが、0.5 を過ぎると減少し破断末期で大きく低下する傾向を示した。Gr.122 鋼の 0.5 中継材では、転位密度 (KAM 値) が変化しないで、粒界長さが増加し、結晶粒径が未使用材よりも小さくなることが観察された。このことから、クリープ中に動的再結晶が生じたと推測できる。寿命の 0.5 以降では、KAM 値および粒界長さが減少することから、組織の回復が生じた (サブグレインが減少した) と考えられる。これらの KAM 値、粒界長さの測定結果は、TEM による転位組織の観察結果や硬さの測定結果とも良く対応していた。

以上の Type-IV 損傷と細粒 HAZ 組織の観察結果から、Gr.91 鋼の溶接継手では、比較的早い段階で細粒 HAZ 組織が回復して、その後 Type-IV ボイドが生成・成長し、寿命の約 0.8 で Type-IV き裂となって破壊に至ることがわかった。一方、W 添加により Gr.91 鋼よりも強化された Gr.122 鋼の溶接継手では、寿命の約 0.5 で細粒 HAZ 組織の動的再結晶が生じた後に、組織の回復とボイドの生成・成長が同時に進むことがわかった。Gr.122 鋼の溶接継手では、ボイドの成長は寿命末期まで抑制され、寿命の 0.92 以降で Type-IV き裂が発生・成長し破壊に至った。

高 Cr 鋼の溶接部の余寿命診断に関して、以下のように考えることができる。Gr.91 鋼の溶接部については、細粒 HAZ の硬さや粒界長さ、KAM 値等の計測では、寿命後半での変化がほとんどないので余寿命の評価は困難である。寿命の後半では、板厚内部でボイドの面積率がかなり増加し、寿命の 0.8 で Type-IV き裂が発生することから、超音波等の非破壊検査による余寿命診断が有効であると考えられる。一方、Gr.122 鋼の溶接部では、ボイドの面積率は小さく、Type-IV き裂

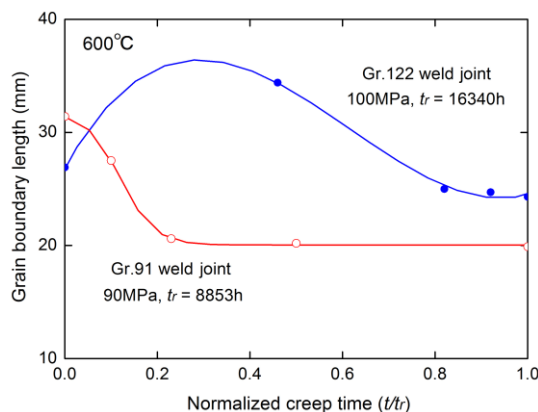


図 2 Gr.91 鋼と Gr.122 鋼の溶接継手の細粒 HAZ における粒界長さのクリープに伴う変化 (EBSD による測定結果)

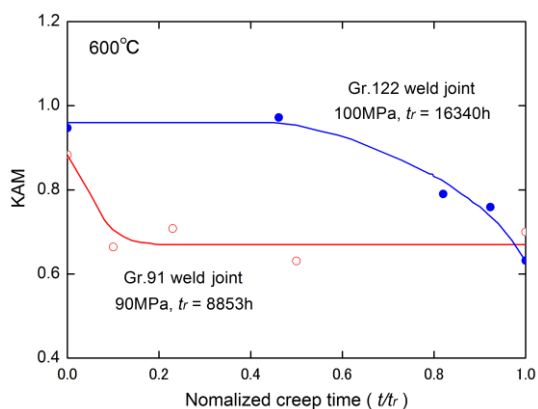


図 3 Gr.91 鋼と Gr.122 鋼の溶接継手の細粒 HAZ における KAM 値のクリープに伴う変化 (EBSD による測定結果)

の成長が寿命の末期に急速に進むことから、非破壊検査で損傷を検出することは困難と思われる。細粒 HAZ の硬さや KAM 値等の転位組織の変化に関係した物性値は、寿命の後半に徐々に減少し、変化量も大きいことから、余寿命診断の指標として有効であると考えられた。

(2) ボロンによる Type-IV 損傷の抑制

図 4 に開発したボロン添加 9Cr 鋼 (9Cr-1Mo-VNb-0.01B-0.003N) の 600°C における母材および溶接継手のクリープ強度を示す。9Cr 系開発鋼の母材のクリープ強度は、既存の 9Cr 鋼 (Gr.91 鋼) の母材よりもやや高い。一方、9Cr 系開発鋼の溶接継手のクリープ寿命は、Gr.91 鋼の溶接継手よりも 4~5 倍長いことが分かった。図 4 中に 9Cr 系開発鋼の溶接継手の破断位置を示す。140MPa と 120MPa では HAZ で破断し (Type-IV 破壊)、110MPa では溶接金属 (WM) で破壊した。このことから、ボロンを添加し低窒素とすることで 9Cr 系鋼の HAZ のクリープ強度は溶接金属と同等程度まで改善されたと推測され

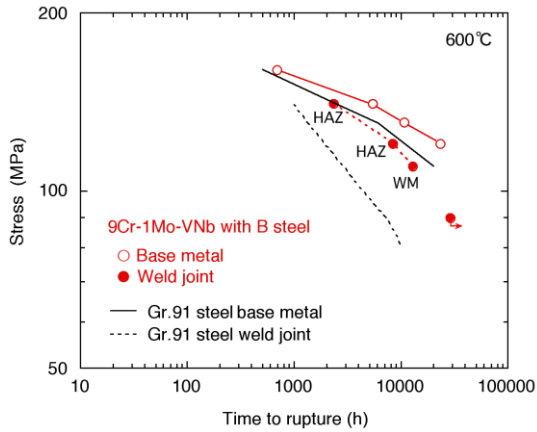


図4 9Cr系開発鋼の母材および溶接継手のクリープ強度 (600°C)

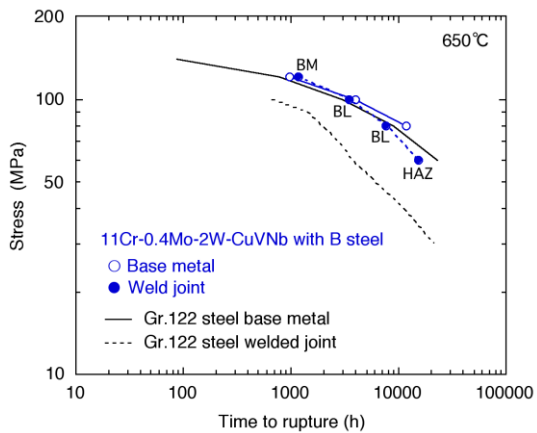


図5 12Cr系開発鋼の母材および溶接継手のクリープ強度 (650°C)

る。90MPaのクリープ試験は現在進行中である。

図5には開発したボロン添加12Cr鋼 (11Cr-0.4Mo-2W-CuVNb-0.01B-0.003N) の650°Cにおける母材および溶接継手のクリープ強度を示す。12Cr系開発鋼の溶接継手はNi基合金の溶接材料を用いて溶接した。12Cr系開発鋼の母材のクリープ強度は、既存の12Cr鋼 (Gr.122鋼) の母材とほぼ同等である。一方、12Cr系開発鋼の溶接継手のクリープ寿命は、Gr.122鋼の溶接継手よりも4~5倍長いことが分かる。図5中に12Cr系開発鋼の溶接継手の破断位置を示す。120MPaでは母材 (BM)、100MPaと80MPaでは溶接金属との界面 (ボンドライン: BL) で破断し、60MPaではHAZで破断 (Type-IV破壊) した。

クリープ試験を中断して、9Cr系開発鋼および12Cr系開発鋼の溶接継手のHAZにおけるクリープ損傷の発生状況を調査した。9Cr系開発鋼の溶接継手については、600°C、120MPa、破断時間8391hの試験を、4000h (寿命比0.48) と6000h (寿命比0.72) で中断し、

試験片内部のクリープ損傷を調査した。9Cr系開発鋼の溶接継手では、寿命比0.72においても細粒HAZ組織にクリープボイドは観察されず (図6)、むしろ溶接金属部にボイドが観察された。9Cr系開発鋼の溶接継手では、HAZのクリープボイドの発生・成長はボロン添加により、Gr.91鋼 (図1) よりもかなり抑制され、寿命の後半でもボイドの生成量が少ないことがわかった。TOF-SIMSによる分析では、粒界に析出物でないボロンが存在していることがわかった。また、EBSDを用いたクリープ中断材のHAZ組織の解析では、寿命の0.48から0.72にかけてKAM値は1.3から1.1へと、粒界長さは10.5cmから8.9cmへと減少が観察され、寿命の後半でも組織の回復が進んでいることが分かった。図2と図3のGr.91鋼の場合とは異なる結果となった。

以上のことから、ボロン添加した9Cr系開発鋼では、①HAZの組織の回復や析出物の成長が抑えられること、②粒界に存在するボロンが空孔の凝集によるボイドの発生・成長を抑制することによって、溶接継手のクリープ寿命が4~5倍に改善できたと推測した。

12Cr系開発鋼の溶接継手については、650°C、80MPa、破断時間7691hの試験を、4000h (寿命比0.52) と6000h (寿命比0.78) で中断し試験片内部のクリープ損傷を調査した。12Cr系開発鋼の溶接継手のHAZにおいては、クリープボイドは寿命比0.52では観察されず、0.78においてわずかに観察された (図7)。図7は、ボンドラインから1.25mm

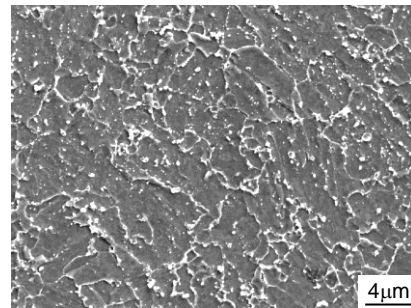


図6 寿命比0.72でクリープ中断した9Cr系開発鋼溶接継手のHAZ組織

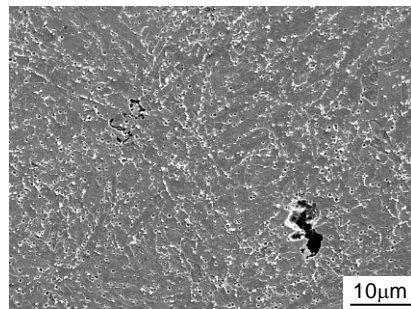


図7 寿命比0.78でクリープ中断した12Cr系開発鋼溶接継手のHAZ組織

から 1.5mm の HAZ 組織である。既存の高 Cr 鋼ではこの領域に細粒組織が観察されるが、ボロンを添加した 12Cr 系開発鋼では、母材と同じ大きさの粒と再結晶で生じたと思われる細粒との混粒組織となっていた。この理由については、粒界に存在するボロンが粒界エネルギーを低下させ、拡散型変態による粒界からの γ 相の核生成を抑制したため、逆変態 γ 相が生成したためと考えている。12Cr 系開発鋼の溶接継手では、寿命の 0.78 においてもクリープ損傷の生成はわずかで、HAZ が細粒組織ではなく混粒組織であるために、クリープ損傷の合体・成長も抑制されると考えられた。EBSD を用いたクリープ中断材の HAZ 組織の解析では、寿命の 0.52 から 0.78 にかけて KAM 値は 1.5 から 1.3 へと、粒界長さは 17.6 μ m から 14.8 μ m へと減少が観察され、寿命の後半において組織の回復が進んでいることが分かった。逆変態 γ 相においては、寿命の後半でも KAM 値が高く、高い転位密度が維持されていると推測された。

以上のことから、ボロン添加した 12Cr 系開発鋼では、①粒界に存在するボロンの影響で逆変態 γ 相が生じ、細粒組織ではなく混粒組織となること、②混粒組織（逆変態 γ 相）では、転位密度が高く組織の回復が抑えられるために、HAZ のクリープ強度が改善されること、③混粒組織では、細粒組織と異なり、クリープポイドの合体・成長も抑制されることによって、溶接継手のクリープ寿命が 4 ~ 5 倍に改善できたと推測した。

9Cr 系開発鋼および 12Cr 系開発鋼について、母材および再現 HAZ 材の高温引張試験とクリープ試験を実施した。9Cr 系開発鋼の再現 HAZ 材のクリープ寿命は、Gr.91 鋼の再現 HAZ 材の約 10 倍に改善され、12Cr 系開発鋼の再現 HAZ 材のクリープ寿命は、Gr.122 鋼の再現 HAZ 材の約 3 倍に改善された。得られた応力-ひずみ曲線とクリープひずみ-時間の曲線をもとに、有限要素法 (FEM) による溶接部のクリープ損傷解析を実施した。解析には多軸応力の影響を考慮した以下のクリープ構成式と損傷発展式を用いた。

$$\frac{d\varepsilon_c}{dt} = \frac{3}{2} A \left[\frac{\sigma_{eq}}{1-\omega} \right]^n \frac{S_{ij}}{\sigma_{eq}} t^m$$

$$\frac{d\omega}{dt} = \frac{M [\alpha \sigma_1 + (1-\alpha) \sigma_{eq}]^\chi}{(1+\phi)(1-\omega)^\phi} t^m$$

ここで、 σ_{eq} : 相当応力、 σ_1 : 最大主応力、 S_{ij} : 偏差応力、 ω : クリープ損傷変数、 A 、 m 、 n 、 M 、 ϕ 、 χ : 材料パラメータである。また、 α は多軸応力状態に関するパラメータである。Gr.91 鋼、Gr.122 鋼、9Cr 系開発鋼、12Cr 系開発鋼の各々の母材および再現 HAZ につい

て、クリープひずみ-時間曲線にベストフィットするように材料パラメータを決定した。 α については、既存高 Cr 鋼について得た値 0.3 を用いた。

図 8 に、600 $^{\circ}$ C、120MPa の条件で計算した 9Cr 系開発鋼と既存 Gr.91 鋼の溶接継手のクリープ損傷の成長曲線を示す。9Cr 系開発鋼の溶接継手では、クリープ損傷の成長が抑えられ、損傷成長寿命が Gr.91 鋼の約 7 倍となった。図 9 には、同様に、650 $^{\circ}$ C、80MPa の条件で計算した 12Cr 系開発鋼と既存 Gr.122 鋼の溶接継手のクリープ損傷の成長曲線を示す。12Cr 系開発鋼の溶接継手では、損傷成長寿命が Gr.122 鋼の約 5 倍となった。以上の計算結果から、HAZ のクリープ強度が改善されたことにより、溶接継手のクリープ寿命が改善されたことが示された。また、再現 HAZ 材と母材のクリープひずみデータから予測される溶接継手のクリープ寿命は、実験結果とほぼ対応しており、これにより 9Cr 系およ

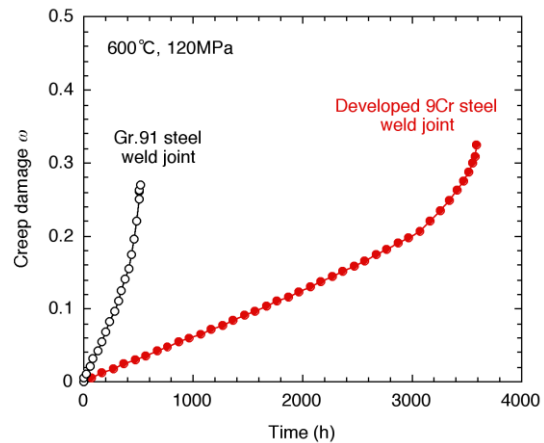


図 8 損傷力学解析による、9Cr 系開発鋼と既存 Gr.91 鋼の溶接継手のクリープ損傷-時間関係の比較 (600 $^{\circ}$ C、120MPa)

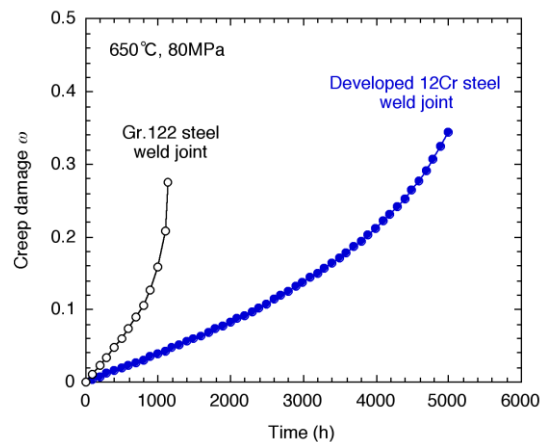


図 9 損傷力学解析による、12Cr 系開発鋼と既存 Gr.122 鋼の溶接継手のクリープ損傷-時間関係の比較 (650 $^{\circ}$ C、80MPa)

び 12Cr 系開発鋼の溶接部の寿命予測式が構築できた。

5. 主な発表論文等

[雑誌論文] (計 4 件)

- ① H. Hongo, M. Tabuchi and T. Watanabe, Type IV Creep Damage Behavior in Gr.91 Steel Welded Joints, Metallurgical and Materials Transactions A, 査読有, Vol.43A, No.4 (2012) pp.1163-1173.
- ② M. Tabuchi and H. Hongo, Evaluation of Long-Term Creep Damage in High Cr Ferritic Steel Welds, Materials at High Temperatures, 査読有, Vol.28, No.3 (2011) pp.172-180.
- ③ M. Tabuchi and H. Hongo, Evaluation of Microstructure and Creep Damage in High-Cr Ferritic Steel Welds, Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 査読有, Vol. 24, No. 3 (2011) pp.225-234.
- ④ 本郷宏通, 田淵正明, 渡部隆, Gr.122 鋼溶接継手のクリープ強度と損傷の評価, 材料, 査読有, Vol. 60, No.2 (2011) pp.116-123.

[学会発表] (計 11 件)

- ① 田淵正明、高クロム耐熱鋼溶接継手の組織とクリープ損傷、日本鉄鋼協会 自主フォーラム主催シンポジウム「非線形現象を利用した非破壊的損傷評価」、2012 年 3 月 29 日、横浜国立大学、横浜、招待講演
- ② M. Tabuchi, Type-IV Creep Damage Behavior in High Cr Ferritic Steel Welds, Workshop on Life Prediction for P91, P92 Steel, 2012 年 2 月 21 日, Chung Ang University, Seoul, Korea, 招待講演
- ③ 田淵正明、高クロム耐熱鋼の組織とクリープ損傷、日本保全学会 材質劣化分科会、2011 年 8 月 19 日、日本保全学会、東京都、招待講演
- ④ 本郷宏通、田淵正明、渡部隆、劉源、塚本進、高 Cr 鋼溶接継手における Type-IV 損傷の評価、日本材料学会第 48 回高温強度シンポジウム、2010 年 12 月 2 日、高知城ホール、高知
- ⑤ M. Tabuchi and H. Hongo, Evaluation of Microstructures and Creep Damages in the High Cr Ferritic Steel Welds, The 7th China-Japan Bilateral Symposium on High Temperature Strength of Materials, 2010 年 8 月 25 日, Dalian University of Technology, Dalian, China
- ⑥ M. Tabuchi and H. Hongo, Evaluation of Long-Term Creep Damage in High Cr Ferritic Steel Welds, International HIDA-5 (High Temperature Defect Assessment) Conference, 2010 年 6 月 24 日, University of Surrey, U.K.
- ⑦ 本郷宏通、田淵正明、渡部隆、劉源、塚

本進、高 Cr 鋼溶接継手における Type-IV 損傷の成長挙動、日本材料学会第 59 期学術講演会、2010 年 5 月 22 日、北海道大学、札幌

- ⑧ 田淵正明、耐熱鋼の高温損傷と破壊に及ぼす多軸応力の影響、日本鉄鋼協会第 159 回春季講演大会、2010 年 3 月 30 日 筑波大学、つくば、招待講演
- ⑨ M. Tabuchi, Evaluation of Long-term Creep Damages in High Cr Steel Welds, 8th NIMS-MPA-IfW Workshop, 2010 年 3 月 25 日, NIMS, Tsukuba, Japan, 招待講演
- ⑩ 本郷宏通、田淵正明、渡部隆、P122 鋼溶接継手の長時間クリープ損傷評価、第 53 回日本学術会議材料工学連合講演会、2009 年 10 月 20 日、京大会館、京都
- ⑪ M. Tabuchi, Creep Damage Behavior of Welded Joints for High Cr Steels, 3rd Symposium on Heat Resistant Steels and Alloys for High Efficiency USC Power Plants, 2009 年 6 月 3 日, NIMS, Tsukuba, Japan, 招待講演

[その他]

ホームページ等

http://www.nims.go.jp/group/g_creep-resistant/

受賞

- ① 平成 22 年 3 月 28 日 日本鉄鋼協会 学術記念賞 (西山記念賞)
- ② 平成 22 年 4 月 13 日 文部科学大臣表彰 科学技術賞 研究部門

6. 研究組織

(1) 研究代表者

田淵 正明 (TABUCHI MASAOKI)
独立行政法人物質・材料研究機構・材料信頼性評価ユニット・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)
独立行政法人物質・材料研究機構・材料情報ステーション・主席エンジニア
研究者番号：40354237

(3) 連携研究者

なし