

特別講演

□第169回春季講演大会浅田賞受賞記念特別講演
(平成27年3月18日)

耐熱鋼溶接部のクリープ損傷と破壊に関する研究

Creep Damage and Fracture of Heat Resisting Steel Weld

田淵正明
Masaaki Tabuchi

国立研究開発法人物質・材料研究機構
グループリーダー



*脚注に略歴

1 はじめに

火力発電プラントの高効率化のために、耐熱鋼の開発と機器の高温・高圧化が進められてきた。600℃級の超々臨界圧(USC)火力発電プラントでは、9~12%のCrを含有する高Crフェライト系耐熱鋼(高Cr鋼)が主要構造材料として使用されている。焼き戻しマルテンサイト組織を有する高Cr鋼の母材は優れた高温強度を有するが、溶接熱影響部(HAZ)では組織が崩れるためクリープ強度が低下する。高温長時間使用では、クリープ強度の低い溶接継手の細粒HAZ組織に沿ってクリープポイドやき裂が発生する(Type-IV損傷)。このため、高Cr鋼を用いた構造部材の設計では、高温域で溶接継手強度低減係数(WSRF)を考慮することが推奨されており¹⁻³⁾、その改訂が行われている。高Cr鋼溶接部のType-IV破壊は重要な研究課題となっており^{4,5)}、破壊のメカニズム、損傷や寿命の計算解析法、余寿命診断法、補修溶接など多くの研究が行われている。

また、更なる熱効率向上とCO₂排出量削減のために、700℃級先進超々臨界圧(A-USC)火力発電プラントの開発プロジェクトが進められている。蒸気条件を700℃、35MPaとし、二段再熱によって送電端熱効率を46~48%にし、CO₂排出量を10%削減することを目標としている⁶⁾。A-USCボイラの高圧部にはNi基合金またはFe-Ni基合金が使用されるが、経済性の面から高Cr鋼をできるだけ高温域(650℃)まで使用することが検討されている。Ni基合金と高Cr鋼の異材溶接部では、熱疲労やType-IV破壊が問題となる。物質・材料研究機構では、窒素添加量を0.01%以下と低くしボロンを

約0.01%添加することによって粒界強度を改善した9Cr-3W-3Co-VNb鋼(高B-9Cr鋼)の開発を行ってきた⁷⁾。開発した高B-9Cr鋼では、溶接部に細粒HAZ組織が生じず、溶接部のクリープ強度低下が小さいので^{8,9)}、A-USCボイラ用高Cr鋼の候補材料の一つとなっている。

以下では、高Cr鋼の溶接部の組織とType-IV損傷の発生・成長過程を定量的に調査、解析した結果、および、A-USCボイラ用Ni基合金と高B-9Cr鋼との異材溶接継手の組織とクリープ強度の調査を行った結果について報告する。

2 溶接継手の組織とType-IV損傷

物質・材料研究機構では、代表的な高Cr鋼であるGr.91鋼¹⁰⁾、Gr.92鋼¹¹⁾、Gr.122鋼¹²⁾について、溶接継手の長時間クリープ試験を実施している。図1に、Gr.91鋼の母材、再現HAZ材(細粒)、溶接継手の応力とクリープ破断時間の関係を示す。溶接継手試験片の破断位置をプロットの添字(BM:母材破断、HAZ:Type-IV破断、WM:溶接金属破断)で示した。Gr.91鋼では、550℃では約10000h以降に、600℃では1000h以降にType-IV破壊が生じ、溶接継手のクリープ破断時間は長時間ほど母材との差が大きくなる。また、溶接継手はHAZ幅が狭いため、高応力側では変形が拘束されることによって母材に近いクリープ破断時間を示すが(切欠強化)、応力が低くなるにつれ再現HAZ材に近づいていき、低応力・長時間では再現HAZ材よりもクリープ破断時間が短くなる(切欠弱化)傾向が見られる。

溶接継手のほぼ全積層を含むような大型溶接継手試験片

* 昭和59年3月東京大学工学部金属工学科卒業、昭和61年3月東京大学大学院工学系研究科修士課程修了の後、昭和61年4月科学技術庁金属材料技術研究所に入所、平成13年4月からは物質・材料研究機構にて、耐熱材料および高温強度の研究に従事してきた。

(21 t × 21 w × 100 L) を用いて、600℃、90MPa、破断時間 8853h の条件でクリープ中断試験を実施し、HAZにおけるクリープに伴う組織変化と損傷過程を調査した。試験は物質・材料研究機構が有する荷重容量 500kN の大型クリープ試験機を用いて行った。図2に、Gr.91 鋼の大型溶接継手試験片の中央断面で観察された、Type-IV 損傷 (ポイドとき裂) の成長過程を示す。クリープポイドは寿命の約20%では生成しており、時間と共にポイド数が増加し、寿命の80%では合体してき裂となることが観察された。試験片を切断する前にフェーズドアレイ法による測定を行ったところ、寿命の約70%のポイドが密集した状態 (き裂になる前の状態) でクリープ損傷が検出できた¹³⁾。Type-IV 損傷は、試験片表面から板厚の約20%内部に入った位置に最も多く観察された。再現 HAZ 材と母材のクリープデータを用いた FEM 解析結果では、相当クリープひずみは試験片表面で高く、最大主応力や応力多軸度は板厚の内部で高くなっており、その両方の効果により試験片表面か

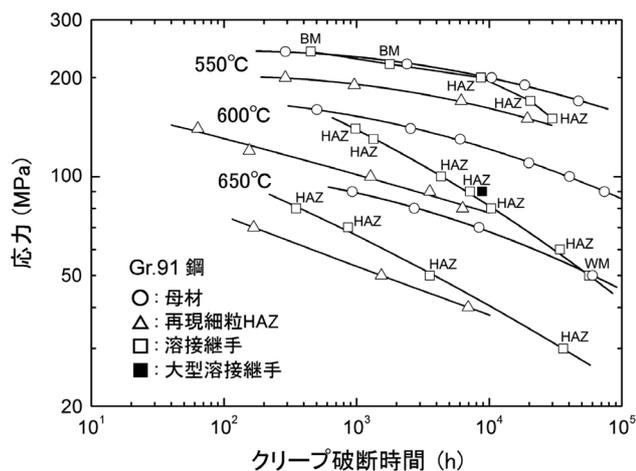


図1 Gr.91 鋼の母材、再現 HAZ 材 (細粒)、溶接継手の応力とクリープ破断時間の関係 (溶接継手の破断位置、BM: 母材破断、HAZ: Type-IV 破断、WM: 溶接金属破断)

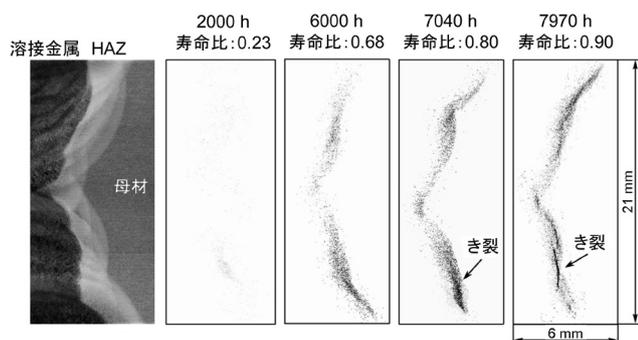


図2 Gr.91 鋼溶接継手のクリープ中断試験片の中央断面で観察された、時間に伴う Type-IV ポイドとき裂の成長過程 (600℃、90MPa、破断時間 8853 h)

ら約20%内部に入った位置の損傷が高いと考えられた¹⁴⁾。

図3に、溶接継手のHAZにおけるポイド面積率の時間変化を示す。板厚方向でポイド面積率が最も大きかった位置の値を、破断時間で規格化した時間に対してプロットした。Gr.91 鋼溶接継手では、破断寿命の約20%でHAZにクリープポイドが観察され、ポイド面積率は時間の増加とともに直線的に増加した。一方、Gr.122 鋼溶接継手では、破断寿命の約50%でHAZにクリープポイドが観察され、ポイド面積率は時間とともに増加したが、破断寿命の92%においても Gr.91 鋼に比べてかなり小さかった。高強度な Gr.122 鋼の溶接継手では Type-IV ポイドの発生・成長が Gr.91 鋼の溶接継手よりもかなり抑制されるが、寿命末期におけるき裂成長が速いと考えられた。これは Gr.122 鋼の HAZ のクリープ延性が低下する¹²⁾ ことによると考えられる。

図4に、クリープに伴う Gr.91 鋼および Gr.122 鋼溶接継

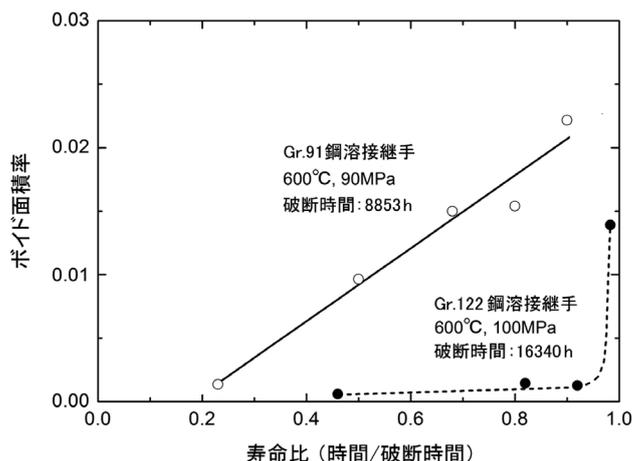


図3 Gr.91 鋼および Gr.122 鋼の溶接継手の HAZ におけるクリープ時間に伴うポイド面積率の変化

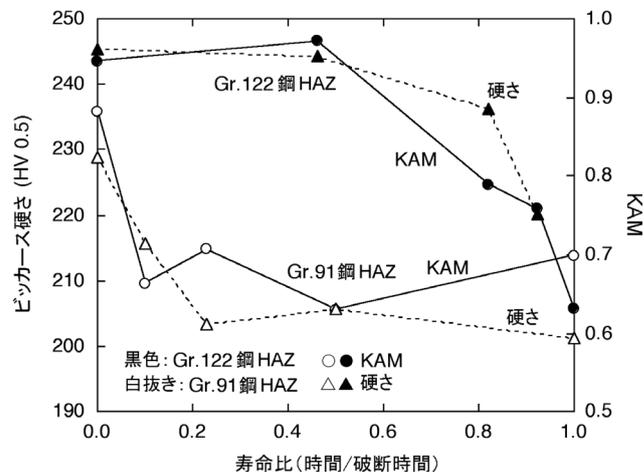


図4 Gr.91 鋼および Gr.122 鋼の溶接継手の細粒 HAZ 組織のピッカース硬さと KAM 値のクリープ時間に伴う変化

手の細粒HAZの硬さ、およびKAM値 (Kernel Average Misorientation)¹⁵⁾ の変化を示す。これらは、Type-IV損傷が多く観察された板厚内部で測定したものである。KAM値は、方位差が2°以上の点は除外して、測定領域全体におけるマクロな平均値を求めた。Gr.91鋼溶接継手の細粒HAZの硬さおよびKAM値は、破断寿命の約20%まで減少し、その後は破断まで大きな変化は観察されない。一方、Gr.122鋼溶接継手の細粒HAZでは、硬さおよびKAM値は破断時間の約50%まではあまり変化しないが、50%を過ぎると減少し、破断末期まで減少傾向を示した。以上から、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、その後にType-IV損傷が生成・成長すること、Gr.122鋼の溶接継手では、寿命の50%以降に組織の回復が進み、Type-IV損傷の生成・成長が進むことがわかった。

溶接部の余寿命診断に関して、以下のように考えられる。Gr.91鋼の溶接部については、フェーズドアレイ等の非破壊検査による余寿命診断が有効である。Gr.122鋼の溶接部では、き裂は寿命の末期に進展するので検出が困難な場合もあると思われるが、細粒HAZの硬さやKAM値等の組織変化に関係した物性値が、余寿命診断の指標になると考えられる。試験片内部の転位組織の変化を測定する方法の1つに非線形超音波法がある。Gr.122鋼溶接継手の中断材について、EMATを用いた非線形超音波法による計測を行ったところ、寿命の50%から80%、90%にかけて非線形超音波量の増加が観察された¹⁶⁾。これは組織の回復による可動転位の増加によると考えられ、余寿命診断に有効な方法の1つと考えられる。

3 溶接継手のクリープ強度の改良に関する研究

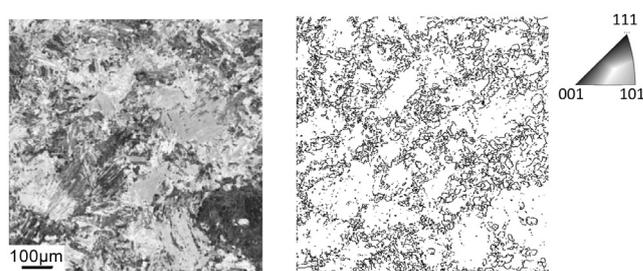
A-USCボイラ用候補材料の2種類の高B-9Cr鋼 (MARBN10鋼: 9Cr-3W-3Co-VNb-0.01B-0.003NおよびMARBN12鋼: 9Cr-2.6W-3Co-VNb-0.01B-0.007N) を供試材とした。粒界を強化するためにボロンを約0.01%添加し、BNの析出を避けるために既存の高Cr鋼よりも低窒素とした。MARBN12鋼は、MARBN10鋼よりも窒素添加量を増加し、Wポライドの影響を避けるためにW添加量をやや少なくした。2種類の高B-9Cr鋼に、2種類のA-USC用Ni基合金 (Alloy 617およびAlloy 263) を組み合わせた4種類の異材溶接継手を作成し¹⁷⁾、650°Cでクリープ破断試験を実施した。溶接ワイヤにはInconel 82を用いた。

図5に、作成した異材溶接継手における高B-9Cr鋼 (MARBN10鋼) のHAZの組織を示す。ここでは、方位差15~48°を粒界として粒界マップを作成した。既存の高Cr鋼では、ボンドラインから約1.5mmのA_{C3}変態点温度付近に加熱され

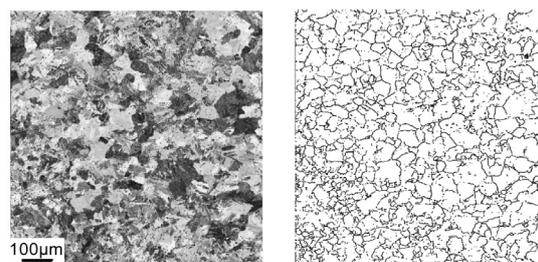
た領域に、粒径5μm以下の細粒組織が形成される。高B-9Cr鋼のボンドラインから1.5mmの領域では、母材の粒径が保持されている部分が多く見られ、その粒界上のみ細粒組織が形成されていることがわかる (図5 (a))。ボンドラインに近い部分 (図5 (b)) では、再結晶が生じていた。既存の高Cr鋼でType-IV破壊によるクリープ強度低下の原因とされている細粒HAZ組織は、高B-9Cr鋼では観察されなかった。赤外線イメージ炉を有する共焦点レーザー顕微鏡を用いて、高B-9Cr鋼のα-γ相変態のin-situ観察を行った結果、マルエージング鋼の場合と同様にA_{C3}変態点直上において剪断変形による起伏が生じることが報告されており¹⁸⁾、マルテンサイト逆変態が生じていると考えられる。これは、ボロンの粒界偏析により粒界エネルギーが低下し、拡散型変態による粒界からのγ相の核生成が抑制され、逆変態γ相が生成したものと推測している¹⁹⁾。

図6に、高B-9Cr鋼の母材と4種類の異材溶接継手の650°Cにおける応力とクリープ破断時間の関係を示す。図6の矢印をつけたプロットは、現在試験中である。母材のクリープ強度は既存9Cr鋼 (Gr.92鋼) よりも高く、窒素添加量の多いMARBN12鋼の方が高い。異材溶接継手のクリープ破断時間は、650°C、100MPaまでは、既存9Cr鋼溶接継手の5~10倍に改善された。現在90MPaおよび80MPaの試験を実施中である。

異材溶接継手の破断位置は、短時間側では高B-9Cr鋼の母材であり、長時間側では高B-9Cr鋼と溶接金属 (Inconel 82) の界面 (ボンドライン) になる。本試験の範囲では、いずれの



(a) ボンドラインから1.5 mmのHAZ組織



(b) ボンドラインから0.5 mmのHAZ組織

図5 異材溶接継手における高B-9Cr鋼のHAZ組織 (MARBN10鋼-Alloy 263溶接継手)

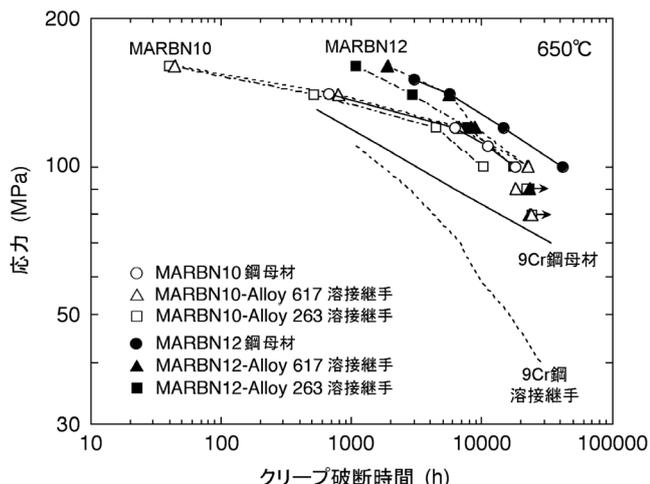


図6 高B-9Cr 鋼とNi 基合金のA-USC ボイラ用異材溶接継手の650°C における応力とクリープ破断時間の関係

溶接継手も Type-IV 破壊を示していない。これは、高B-9Cr 鋼では、HAZの組織とクリープ強度が改善されていることを意味している。界面破断した異材溶接継手の高B-9Cr 鋼では、図5 (a) に対応した混粒HAZ組織の領域において、細粒部分にクリープポイド (Type-IV 損傷) が観察されたが、ポイド量は多くなかった。異材界面の長時間クリープ強度については、今後調査を行っていく必要がある。

4 おわりに

高Crフェライト系耐熱鋼の大型溶接継手試験片を用いて、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結果、および、開発した高B-9Cr鋼とA-USCボイラ用Ni基合金の異材溶接継手について組織とクリープ強度を調査した結果について報告した。高Cr鋼溶接継手のType-IVクリープ損傷挙動を明らかにし、寿命評価法について検討を行っている。Bを添加し低窒素とすることで高Cr鋼のHAZのクリープ強度を改善できることを明らかにした。A-USCボイラ用候補材として、Ni基合金との異材溶接部の長時間クリープ強度の調査を行っている。

謝辞

本研究に関してご指導、ご協力いただいたすべての皆様に深く感謝申し上げます。

参考文献

- 1) 平成16年度高クロム鋼の長時間クリープ強度低下に関する技術基準適合性調査報告書, (財) 発電設備技術検査協会, (2005)
- 2) M.Tabuchi and Y.Takahashi : J.Pres.Ves.Technol., Trans.ASME, 134 (2012) 3, 031401-1.
- 3) Y.Takahashi and M.Tabuchi : J.Pres.Ves.Technol., Trans.ASME, 133 (2011) 2, 021401-1.
- 4) K.Bell : TWI Report No.597, The Welding Institute (TWI), Abington, Cambridge, (1997)
- 5) J.A.Francis, W.Mazur and H.K.D.H Bhadeshia : Mater. Sci.Technol., 22 (2006) 12, 1387.
- 6) 福田雅文 : 日本機械学会誌, 114 (2011) 1109, 244.
- 7) 阿部富士雄 : ふえらむ, 17 (2012) 8, 30.
- 8) 田淵正明, 近藤雅之, 本郷宏通, 渡部隆, 殷福星, 阿部富士雄 : 材料, 54 (2005) 2, 162.
- 9) S.K.Albert, M.Kondo, M.Tabuchi, F.Yin, K.Sawada and F.Abe : Metall.Mater.Trans.A, 36A (2005) 2, 333.
- 10) H.Hongo, M.Tabuchi and T.Watanabe : Metall.Mater. Trans.A, 43A (2012) 4, 1163.
- 11) M.Tabuchi, A.T.Yokobori Jr., R.Sugiura, M.Yatomi, A.Fuji and K.Kobayashi : Eng.Fract.Mech., 77 (2010) 15, 3066.
- 12) M.Tabuchi and H.Hongo : Mater.High Temp., 28 (2011) 3, 172.
- 13) 高橋由紀夫, 福富広幸, 三浦直樹 : M&M2008 材料力学カンファレンス, 日本機械学会, OS1306 (2008), CD-ROM.
- 14) M.Tabuchi, H.Hongo, Y.Li, T.Watanabe and Y.Takahashi : J.Pres.Ves.Technol., Trans.ASME, 131 (2009) 2, 021406-1.
- 15) 藤山一成 : 材料, 61 (2012) 11, 919.
- 16) 大谷俊博, 本間匠, 石井優, 田淵正明, 本郷宏通, 平尾雅彦 : 材料, 64 (2015) 2, 80.
- 17) M.Tabuchi, H.Hongo and F.Abe : Metall.Mater.Trans.A, 45A (2014) 11, 5068.
- 18) T.Shirane, S.Tsukamoto, K.Tsuzaki, Y.Adachi, T.Hanamura, M.Shimizu and F.Abe : Sci.Technol.Weld. Join., 14 (2009) 8, 698.
- 19) F.Abe, M.Tabuchi and S.Tsukamoto : Energy Materials, 4 (2012) 4, 166.

(2015年3月31日受付)