微視的クリープ損傷シミュレーションに基づく 高 Cr 鋼溶接継手の Type IV 寿命予測[†]

深堀 拓也* 時 吉 巧* 猪 狩 敏 秀*
中 馬 康 晴* 藤 田 正 昭** 川 島 扶美子***

Microscopic Simulation and Life Prediction of High Cr Steel Welds Subject to Type IV Creep Damage

by

Takuya FUKAHORI*, Takumi TOKIYOSHI*, Toshihide IGARI*, Yasuharu CHUMAN*,
Masaaki FUJITA** and Fumiko KAWASHIMA***

The micro-macro combined creep damage simulation based on the grain-boundary-fracture-resistance model was applied to the evaluation of small defects distribution in fine-grained heat-affected zones of longitudinal welds in the actual size elbow of modified 9Cr-1Mo (9Cr-1MoVNb) steel subject to internal pressure at 923K. On the basis of simulation results, a prediction scheme for final rupture life of welds was discussed using the damage mechanics concept and effective stress. The applicability of nonlinear fracture mechanics was also discussed assuming the crack length from the microscopic simulation results.

Obtained results are summarized as follows: As results of the simulation showed, peaks of the number density of small defects in the subsurface could be predicted, showing good correspondence with the observed results. Final failure life prediction based on the damage mechanics concept was found to be applicable, by assuming both the final failure surface connecting the weakest grain boundaries, and effective stress against this surface. Fracture mechanics approach was also found to be applicable when assuming the crack length from the high peaks of the simulated small defect in the last stage of creep life.

Key words: Creep, Creep damage, Creep voids, Type IV, Modified 9Cr-1Mo steel (P91), Welded joint

1 緒 言

ボイラプラントの主蒸気配管や再熱蒸気配管では、2.25Cr-1Mo 鋼 (ASME P22) が用いられてきたが、高温高圧化の要求に伴い、さらに高強度の改良 9Cr-1Mo 鋼 (ASME P91) が用いられてきており、長時間使用後の溶接熱影響部クリープ余寿命評価手法が求められている。¹⁾

これまで、P22 鋼溶接部の余寿命評価は、組織対比法による表面損傷評価と、超音波の回折波を用いた Time of Flight Diffraction (以下 TOFD と略記) や Phased Array 等により検出された内部き裂に対する破壊力学的評価を併用²⁾してきた。一方、実機使用時間が 10 万時間を越えるようになってきた P91 鋼溶接部では、表面および内部損傷が寿命末期でしか検出されず、定検時の検査結果に基づく保守管理がより難しくなっている。

一般に、溶接継手は、溶接金属、熱影響部および母材から成り、熱影響部も、溶接後の冷却過程における熱履歴の差により粗粒域や細粒域など異なる組織から形成される。³⁾低合金鋼製溶接継手のクリープ損傷については発生する部位による分類が示されており、この内、溶接継手の熱影響部細粒域 (Fine Grained Heat Affected Zone 以下 FGHZ と略記) に生じる Type IV クリープ損傷³⁾

が溶接継手のクリープ破断寿命を支配する損傷様式として注目されている。Type IV 損傷は FGHZ の板厚表面ではなく、板厚内部から発生するため、非破壊検査含めた余寿命評価には課題が多い。Type IV 損傷の力学的な発生要因については、溶接金属や母材に比べて FGHZ のクリープ速度が速いため、クリープ変形中に周囲の溶接金属や母材に変形が拘束されることで、特に板厚内部で 3 軸引張状態となり、優先的にポイドやき裂が発生しやすいとされている。³⁾Type IV 損傷の進行プロセスについて、P22 鋼の例を Fig. 1 に示す。FGHAZ において結晶粒径である 10 ミクロン程度の大きさの微小欠陥 (以下クリープポイドと記載) が発生・増加し、そのポイド同士の連結により最終的には巨視的なき裂となることが観察されている。⁴⁾一方、P91 鋼では、ポイドの大きさが結晶粒径である 5 ミクロン程度と小さく、ポイド個数密度の増加傾向も P22 鋼とは異なっている⁹⁾ものの、同様の損傷プロセスが観察されている。このような、ポイド個数密度の増加から巨視き裂発生にいたる損傷プロセスを、数値シミュレーションで予測可能となれば、余寿命評価精度の改善に寄与できると考えられる。

著者らは、これまで焼き戻しベイナイト組織を有する

[†] 原稿受理 平成 24 年 6 月 18 日 Received June 18, 2012 ©2013 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 三菱重工業㈱ 〒851-0392 長崎市深堀町, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Fukahori-machi, Nagasaki, 851-0392

** 三菱重工業㈱ 〒851-0392 長崎市深堀町, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Fukahori-machi, Nagasaki, 851-0392

*** 正 会 員 熊本大学 〒860-8555 熊本市中央区黒髪, Kumamoto Univ., Chuo-ku, Kumamoto, 860-8555

Fig. 1 Schematic view of damage progress for low-alloy steel (P22).

P22 鋼の FGHAZ を対象に、継手板厚内部のクリープボイドの分布とその時間変化を予測する微視的損傷シミュレーション^{4), 5)}を実用化するとともに、継手板厚内部の最終破断面の定義を工夫することで、損傷力学概念に基づき溶接継手の最終破断時間が予測できる⁵⁾ことを示してきた。さらに、P22 鋼に比べてクリープ強度が高く、焼き戻しマルテンサイト組織を有する P91 鋼に展開するため、大型継手単軸クリープ試験を対象として、シミュレーションに必要なパラメータを決定し、継手板厚内部のボイド個数密度の分布を再現できることを確認するとともに、寿命末期に板厚内部で局所的にボイド個数密度の高いピークが見られるという、P91 鋼の特徴を明らかにしてきた。^{8), 9)}

本報では、このシミュレーション手法の構造要素への適用性を確認するため、P91 鋼製エルボの内圧クリープ試験について板厚内部のボイド個数密度分布を推定し、実測値と比較する。続いて、シミュレーションで得られた板厚内部のボイド個数密度分布から、損傷力学概念に基づいて最終破断寿命を推定する手法を検討する。最後に、破壊力学の適用性についても議論する。

2 微視的損傷のシミュレーション手法

2・1 シミュレーションの概要

本手法は、溶接継手のマクロな FEM クリープ解析により、継手内部の応力再配分の時刻歴を求め、これを元に FGHAZ 内に設けた粒界破壊抵抗分布モデルでボイド個数密度の増加をシミュレーションする方法である。

Type IV 損傷の評価手法としては、連続体力学と時間消耗則や延性消耗則の組み合わせ、損傷力学、破壊力学、ボイド成長理論など多くのアプローチがあるが、実機のような最大厚さ 100mm に至る構造物の余寿命評価に適用するには、継手の試験結果や実機抜管材の観察結果から簡便にシミュレーションのパラメータを決定もしくは補正でき、かつ、非破壊検査で得られるボイド個数密度と直接対比できるものが望ましいと考えられる。この観点から、著者らは、多田ら⁶⁾により提案された粒界破壊抵抗分布モデルに、パラメータの温度・応力依存性を導入することで、P22 鋼の Type IV クリープ損傷のシミュレーション^{4), 5)}を行ってきた。P91 鋼についても、前述のように損傷プロセスは P22 鋼と類似のため、結晶粒の大きさや破壊抵抗分布などの材料特有のパラメータを変

えることで粒界破壊抵抗分布モデルが使用できると考えている。^{8), 9)}

粒界破壊抵抗分布モデルの概略を Fig. 2 に示す。まず、溶接継手断面の FGHAZ で観察される結晶粒とボイドを、結晶粒長さ L 、結晶粒界破壊抵抗 R を有する結晶粒を並べた 1 次元の粒界モデルにモデル化する。なお、初期結晶粒界破壊抵抗 R_0 および L はランダムなばらつきを有すると仮定している。式 (1) に示すように、クリープ損傷の進展に伴い、温度および応力から決まるボイド発生駆動力 F に応じて R が低下し、 $R = 0$ となる時間に、その粒界および結晶粒にボイドが発生したと判定する。

$$\frac{dR}{dt} = -F \quad (1)$$

2・2 P91 鋼のパラメータの同定

粒界破壊抵抗分布モデルに用いるパラメータは、結晶粒径 L 、結晶粒界破壊抵抗 R_0 、駆動力 F である。母材組織が P22 鋼では焼き戻しベイナイト、一方、P91 鋼では焼き戻しマルテンサイトと異なっており、両者で FGHAZ の結晶粒径、時間経過に伴うボイド個数密度の増加傾向、およびクリープ破断強度に差があることを考慮してパラメータを設定した。具体的には、既報^{8), 9)}において、P91 鋼板材の大型継手クリープ試験の表面のボイド個数密度の増加傾向が再現できるようにパラメータを決定しており、本報でも同じ値を使用した。

3 P91 鋼エルボ継手の微視的損傷シミュレーション

3・1 クリープ FEM 解析

ここでは、駒井ら⁷⁾が実施した公称寸法 $\phi 568.8\text{mm}$ 、板厚 30mm の多層溶接製エルボの内圧クリープ試験を対

Fig. 2 Random fracture resistance model.

象とし、クリープ変形中の FGHAZ 内の応力とボイド個数密度分布を推定した。試験条件は、温度 923K、内圧 7.5MPa であり、公称寸法から算出したエルボ腹側の公称応力 σ_n は 83MPa ($= (pr/2t)/(2R_0 - r)/(R_0 - r)$) ここで p : 内圧, t : 板厚, r : 平均径, R_0 : 曲げ半径) である。試験では、背側、腹側の 2 箇所の長手溶接部のうち、腹側の長手溶接部から 1111h 後に蒸気リークが生じている。

溶接継手内の巨視的な応力分布をできるだけ正確に得るために、Fig. 3 に示すように、実体の多層溶接の断面形状を、幅 0.5mm の 3 次元ソリッド要素でモデル化した。溶接部は、一般に、溶接金属、HAZ 粗粒、HAZ 細粒、インタークリティカル HAZ、焼き戻し HAZ および母材からなる³⁾が、P91 鋼の HAZ 粗粒の幅は小さいため溶接金属と同じ特性とし、インタークリティカル HAZ および焼き戻し HAZ は母材と同じ特性として、溶接金属、細粒 HAZ、母材の 3 材料の特性を考えた解析とした。遷移クリープおよび定常クリープ特性を考慮し、クリープ硬化則としては、一般的に用いられるひずみ硬化則を仮定した³⁾。

Fig. 4 に実体の破損位置であるエルボ腹側位置の最大主応力および応力多軸度 (T.F. = $(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/\sigma_{\text{mises}}$) の板厚方向の分布を示す。図中には、既報⁹⁾に掲載した板

厚・溶接開先形状がほぼ等しい多層溶接大型継手単軸クリープ試験 (公称応力 $\sigma_n = 66\text{MPa}$, 破断時間 2770h) に対する結果も併記した。エルボ継手の初期の応力は腹側外表面で高いが、クリープ緩和後の応力は外表面から数 mm 内部の位置でピークを示している。また、大型継手単軸クリープ試験では板厚内の分布は膜応力主体で平坦だが、エルボの応力分布は表面で大きく、曲げ応力が作用していることがわかる。応力多軸度の分布でも同様の傾向が確認できる。エルボでは、損傷が腹側外表面近傍に集中して発生することが推察される。なお、断面形状が真円のエルボの場合、弾性応力分布は腹側内表面で高いが、本報のエルボの断面は若干の扁平があり、これを考慮した解析としたため、外面の応力が高くなっている。

3・2 板厚方向ボイド個数密度分布のシミュレーション

FEM 解析により得られた板厚方向の最大主応力分布の情報から、板厚内部のボイド個数密度の分布を算出した。大型継手単軸クリープ試験の試験片上表面から 3 要素分について、シミュレーション結果の例⁹⁾を Fig. 5 に示す。FGHAZ 幅 2mm 内を 0.5mm 幅で分割した各 FEM 要素内に、Fig. 2 に示すような粒界破壊抵抗分布モデルを、FGHAZ 幅方向に 5 μm ピッチで板厚全体にわたり 100 列配置している。

Fig. 3 Configuration and FEM modeling of elbow.

Fig. 4 Principal stress and stress triaxiality factor distribution in FGHAZ along the thickness of multi-pass welds.

Fig. 6 は、板厚方向のボイド個数密度分布を大型継手単軸クリープ試験体とエルボ試験体とを比較して示したものである。両試験体とも、ボイド個数密度の板厚方向分布は、概ねシミュレーション結果と対応している。また、Fig. 6 (a)に示すように、大型継手単軸クリープ試験体のシミュレーションでボイド個数密度が高く推定される部位には、クリープき裂（板厚上面から1～8mmの位置：図中に矢印で記載）が観察された。以上の結果から、本シミュレーション手法は引張りを受ける溶接継手のみならず板厚断面で応力分布を有するエルボのような構造要素についても、板厚内部から生じる Type IV 損傷の予測ができることが示された。

4 損傷力学概念に基づく破断寿命予測

4・1 破断寿命の考え方

シミュレーションで求めたボイド個数密度分布から継手破断寿命を算出する方法について、大型継手単軸クリープ試験の計算結果を基に考察した。

P22 鋼および P91 鋼の最終破断面は波打っていることから、き裂は最弱部位を選択的に進展しており、断面全体のマクロな応力よりも、局所的な応力が破壊を支配していると考えられる。

ここでは、以下に示す2通りの方法（Case1 および Case2）で最終破断面を定義することで損傷力学概念に基づく破断寿命予測を行った。

まず、Case1 では既報⁵⁾に示した手順に従い、FGHAZ の要素について、幅方向に母材側から $i = 1 \sim 4$ 、板厚方向に上面から下面まで $j = 1 \sim 46$ と要素を付番し、幅

方向の $i = 1 \sim 4$ の要素（ j は固定）の中で「 $R=0$ となる欠陥長さの総和」を「要素の高さ」で除することで要素の損傷 ω_{eij} を定義し、その最大値を $\omega_{e_{max,j}}$ とした。

この手順を $j = 1 \sim 46$ について適用することで、各 j 位置について最大損傷を有する要素を選定し、これらを結んだものを「最終破断面」とした。最終破断面全体の損傷は $\omega_{e_{max,j}}$ の $j = 1 \sim 46$ の総和で表せるため、公称応力 σ_n を基に次式で示すように有効応力を定義した。

$$\sigma_{eff} = \frac{\sigma_n}{\sum_{j=1}^{46} (1 - \omega_{e_{max,j}})} \quad (2)$$

P22 鋼では、ボイド個数密度の板厚内での分布がほぼ均一であり、この Case1 による有効応力が、材料の流動応力（降伏応力と引張り強さの平均）に等しくなった時点破断とすることで、最終破断時間を推定可能であった。⁵⁾

一方、P91 鋼については損傷領域が局所的なピークを示すことを考慮して、継手板厚断面の各位置で、要素内に定義した結晶粒界の中で、最も損傷が大きい結晶粒界を選択し、それらを結んだ面を「最終破断面」とする方法（Case2）を検討した。

ここでは、ボイド個数密度分布のシミュレーション結果を元に、Case1 および Case2 の両者について破断寿命の予測を行った。Fig. 7 (a)に示す Case1 は、2700h での粒界破壊抵抗分布モデルの肉厚 30mm に渡る代表ラインでの粒界破壊抵抗値 R の分布の例を示している。Case1 の場合、これを元に前述した手順で最終破断面を設定した。一方、Fig. 7 (b)に示す Case2 は、最も損傷が大きい

Fig. 5 Simulated small defects distribution near the surface for P91 tensile specimen.

Fig. 6 Comparison between observed and simulated results for number density of small defects (P91).

い結晶粒界を結んだ面を「最終破断面」と設定した。各断面において、最も損傷が高い部位をき裂が選択的に進行すると仮定した場合の粒界抵抗分布である。図中には最終破断面の設定方法を模式的に示している。すなわち、Case1では、継手 FGHAZ の要素の内、最大損傷となる要素を黒塗りで示しており、これを結んだ断面が最終破断面である。一方、Case2では上面から $150\mu\text{m}$ までの領域について、損傷が最大となる結晶粒界を結んだ面を示しており、板厚全体についてこれらを結んだ面を最終破断面とした。

4・2 破断寿命の予測

大型継手単軸試験体について、Case1 および Case2 それぞれの最終破断面上の「断面欠損長さ」($R=0$ となる欠陥長さの最終破断面全体にわたる総和)を Fig. 8 (a) に示す。Case1 では「断面欠損長さ」を小さく見積もり、試験での破断時間においても、「断面欠損長さ」は短い。一方、Case2 の計算例では、FGHAZ 内の損傷分布が同じであっても、「断面欠損長さ」を大きく見積もる。Fig. 8 (b) に断面欠損を除いた有効断面に作用する有効応力を示す。Case2 の損傷評価方法では、寿命中期から徐々に有効応力は増加することがわかる。Case2 の有効応力を用いて、大型継手とエルボ継手に対して、破断寿命評価を行った結果を Fig. 8 (c) に示す。材料強度としては、P91 鋼溶接継手のクリープ破断曲線を用いた。推定した破断寿命は実験値とよく一致しており、本手法により高 Cr 鋼溶接継手の破断寿命を推定できる可能性があることが示された。

5 破壊力学に基づく寿命予測

第4章では、損傷力学に基づく寿命予測を行ったが、ここでは、破壊力学に基づく寿命予測について考察した。板厚内部の非破壊検査で欠陥が検出された以降の破断寿命予測においては、破壊力学によるクリープき裂進展評価が実用されている。²⁾ Table 1 にその概要を示す。溶接継手を FGHAZ 均質材と仮定し、公称応力から EPRI のハンドブック¹⁰⁾を参照してクリープ J 積分 $C^{*3)}$ を求めてき裂の進展挙動を予測する方法である。なお、き裂進展速度については、新材溶接継手 FGHAZ に設けたき裂の進展速度データ (Table 中に記載) を元に決定した。¹¹⁾

第3章の大型継手単軸試験体のボイドシミュレーション結果を元に、初期き裂の長さを設定し、Table 1 の破壊力学手法でその後の進展挙動を予測した。

ボイドシミュレーション結果から予測されるき裂長さが 2mm 程度となる 2000h (破断時間の 75% 程度) 以降を対象に、き裂進展挙動を予測した。クリープボイドを有する損傷材はき裂進展速度が加速することが予測されるため、き裂進展計算は、新材の場合に加えて、進展速度を2倍と仮定したクリープ損傷材の場合も計算した。

き裂進展計算結果を Fig. 9 に示す。新材特性を用いた評価である太い実線と、損傷材特性を用いた細い実線の間に、破断時間 (2775h) があることが分かる。この結果から、損傷材の特性を用いることで試験結果を安全側に評価できる可能性も示された。

6 結 言

溶接金属、FGHAZ および母材のクリープ変形特性の差を考慮した溶接継手の FEM クリープ解析と FGHAZ

Fig. 7 Comparison of damage distribution on the final failure surface.

Fig. 8 Evaluation of creep rupture time for P91 welds.

Table 1 Material parameters for fracture mechanics approach.

Crack growth model		
Creep strain rate (Norton's law) $\dot{\epsilon} = \alpha \cdot \sigma^n$ [mm/mm/h, kgf/mm ²]	α	8.0×10^{-11}
	n	6.6
Creep crack growth rate $\frac{da}{dt} = AC^{*m}$ [mm/h, kgf/mm/h]	A	0.20
	m	0.70
	A'	0.40 (Damage Consideration)
	m'	0.70

Fig. 9 Comparison of damage evolution from micro simulation and fracture mechanics.

内に設けた粒界破壊抵抗分布モデルを組み合わせた微視的損傷シミュレーションに関し、従来の P22 鋼とは組織およびクリープ強度などが異なる P91 鋼への適用性を検討した。実機を模擬した多層溶接製エルボの内圧試験におけるボイド個数密度推定に関する検証を行うとともに、損傷力学概念による破断時間の推定を行い、破壊力学評価と比較した結果も示した。得られた知見は以下の通りである。

(1) 内圧を负荷した P91 銅溶接製エルボの長手溶接部のクリープ試験に対して、大型継手単軸クリープ試験で設定したパラメータとシミュレーション手法を適用した結果、実測で得られたボイド個数密度分布を再現することができた。

(2) 発生したボイドにより有効応力が増加することを考慮する損傷力学的手法に基づき、クリープ破断時間の推定を行った。P91 鋼の場合、損傷の要素平均値に基づいて最終破断面を定義する方法 (Case1) では、クリープ破断時間の推定が不十分であるが、損傷が最大の結晶粒界を結ぶことにより「最終破断面」を定義する方法 (Case2) では、破断時間を精度よく評価できることがわかった。

(3) 板厚内部の局所的なボイドの密集部長さをき裂長さと仮定して、非線形破壊力学による評価を試みた。平板 U 継手に対して、破断寿命の 75% 時点でのき裂長さをを用いてクリープき裂進展評価を行った場合、破断寿命は

(2)の損傷力学的手法と同程度の破断寿命推定ができる可能性がある。

なお、実機適用にあたっては非破壊検査法の高精度化で板厚内部損傷の検出精度を高めることが必要であり、ここでのシミュレーションも含めた余寿命推定精度向上が望まれる。

Fig. 6 の実験結果は、NIMS 材料リスク情報プラットフォームプロジェクトの一部として、三菱重工業(株)が実施したものである。

参考文献

- 1) F. V. Ellis and R. Viswanathan, "Review of type IV cracking", ASME-PVP 380, pp.59-76 (1998).
- 2) T. Tokiyoshi, M. Yamauchi, N. Nishimura, T. Hashimoto and T. Imamoto, "Life assessment system of high-energy piping in fossil power boilers", Mitsubishi Juko Giho, Vol.38, No.2, pp84-88 (2001).
- 3) High Temperature Strength Committee, "High temperature strength of materials", p.101 & p.448 (2008) Society of Materials Science, Japan.
- 4) F. Kawashima, T. Tokiyoshi, T. Igari, A. Shiibashi and N. Tada, "A proposal on creep damage analysis of welded joint of low-alloy steel considering microscopic damage progress", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.52, No.6, pp.631-638 (2003).
- 5) F. Kawashima, T. Igari, T. Tokiyoshi and N. Tada, "Micro-macro simulation of type III and type IV creep damage in 2 1/4Cr-1Mo steel welds", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.56, No.2, pp.106-113 (2007).
- 6) N. Tada and R. Ohtani, "Prediction of inner cracking behavior in heat-resistant steel under creep-fatigue condition by means of three-dimensional numerical simulation", IUTAM Symposium on Creep in Structures, Kluwer Academic Publishers, pp.75-84 (2001).
- 7) N. Komai and K. Kimura, "Consideration of material risk in creep rupture tests of mod. 9Cr-1Mo steel weldment", Proceedings of 2nd International Workshop on Risk-based Engineering, December 12-13 (2005).
- 8) T. Igari, T. Fukahori, F. Kawashima, T. Tokiyoshi, Y. Chuman, N. Komai and M. Fujita, "Micro-macro creep damage simulation for welded joints", Materials at High Temperatures, Vol.28, No.3, pp.181-187 (2011).
- 9) T. Fukahori, T. Tokiyoshi, T. Igari, Y. Chuman, N. Komai, M. Fujita and F. Kawashima, "Type IV damage evaluation for mod. 9Cr-1Mo steel welds based on microscopic creep damage simulation", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers Series A, Vol.78, No.789, pp.623-627 (2012).
- 10) V. Kumar, M. D. German and C. F. Shih, "An engineering approach for elastic-plastic fracture analysis", EPRI Topical Report NP-1931 (1981).
- 11) Hightemperature strength Committee, JSMS, "Inelastic analysis of creep crack growth behavior in high chromium steels", pp.2.3-59 (2010) Society of Materials Science, Japan.