微視損傷進展を考慮した低合金鋼溶接継手のクリープ損傷評価法の提案[†]

川 島 扶美子* 時 吉 巧* 猪 狩 敏 秀*
椎 橋 啓** 多 田 直 哉***

A Proposal on Creep Damage Analysis of Welded Joint of Low-Alloy Steel Considering Microscopic Damage Progress

by

Fumiko KAWASHIMA*, Takumi TOKIYOSHI*, Toshihide IGARI*,
Akira SHIBASHI** and Naoya TADA***

Creep damage analysis method of welded joint on the basis of the random fracture resistance model was proposed and was applied to the creep damage evaluation of welded joint of low alloy steel. Firstly a random fracture resistance of grain boundaries, an initiation and a growth driving forces of small defects, which were necessary in the above model, were determined considering the stress-dependent damage progress of the fine-grain HAZ material of 21/4Cr-1Mo steel. Secondly a procedure combining both the stress distribution in the welded joint and the random fracture resistance model was concretely proposed and was applied to the creep damage evaluation of the model test and the actual power piping. Experimental results of both the time history and the distribution of the number density of small defects in the welded joint were successfully reproduced by the proposed method.

Key words : Creep, Damage, Small defect, Welded joint, Type IV, 21/4Cr-1Mo steel

1 は じ め に

経年火力プラント高温大径配管溶接部の余寿命評価においては、溶接熱影響部（以下、HAZと略す）の肉厚内部から発生および成長するクリープ損傷の定量評価が重要である。低合金鋼のHAZは溶接金属側の粗粒域と母材側の細粒域より成り、粗粒域でのクリープ損傷はType III損傷、細粒域での損傷はType IV損傷と呼ばれている。¹⁾

本報が対象とする21/4Cr-1Mo鋼HAZ細粒域のType IV損傷では、HAZ細粒域の板厚内部の方向に応力分布があるため、主として寿命中期以降に、板厚内部の高応力部において、一結晶粒程度の大きさ、すなわち、最大10μm程度の多数の微小欠陥が発生する。損傷が進行し、寿命末期になると、この高応力部では、それらが合体し、長さが0.1mm～1mm程度の複数のき裂状欠陥となる。主蒸気管のような100mmを越える厚肉管の場合、板厚内部にこのような複数のき裂状欠陥が検出されても、その板厚方向の長さによっては最終破断までは十分な時間がある場合が多く、余寿命評価の観点からは、き裂状欠陥の成長過程の評価も重要である。

一般に、高温における材料の損傷形態は、材料中の任意の場所に多数の微小欠陥が次々と発生することが多く、²⁾ここではこの損傷形態を「多場所発生型」と呼ぶことにする。この多場所発生型損傷は、大きく二つに分類でき、材料中に多数の欠陥が発生し、それらの合体を伴う

成長が寿命を支配する「欠陥発生型」と、発生する欠陥の個数がそれほど多くなく、発生した欠陥の成長が寿命を支配する「欠陥成長型」に分けられる。²⁾Type IV損傷は基本的には前者に該当することになるが、部材中に応力分布があるため、分類も簡単ではない。例えば、部材中の応力が高い領域に欠陥発生型損傷が生じて、その領域内に発生した欠陥の一部が成長・合体し、その領域を逸脱するほどに大きくなると、その主欠陥の成長が寿命を支配することになる。言い換えると、同一部材中において欠陥発生型から欠陥成長型への遷移が生じることになる。

現状の余寿命診断基準³⁾では、Type IV損傷に対し、MLAS法（組織対比法）^{3), 4)}と破壊力学的き裂進展評価を併用している。MLAS法では、実体配管の溶接HAZ表面からレプリカを採取し、それを光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡で観察する。両顕微鏡による組織観察の結果と微小欠陥個数密度の測定結果に基づき、余寿命が評価されている。一方、破壊力学的き裂進展評価では、超音波の回折を利用したTOFD法で板厚内部の高応力部でのき裂状欠陥の集合を検出し、これを単一の巨視き裂に近似して、 C^* パラメータによるクリープき裂進展評価を行っている。しかしながら、多場所発生型損傷に対し、単一の巨視き裂に対する破壊力学手法を用いることの妥当性は明確にされていない。したがって、損傷実態の

[†] 原稿受理 平成14年5月10日 Received May 10, 2002

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

** 三菱重工業㈱ボイラ技術部 〒220-8401 横浜西区みなとみらい, Mitsubishi Heavy Industries LTD., Nishi-ku, Yokohama, 220-8401

*** 正 会 員 岡山大学大学院自然科学研究科 〒700-8530 岡山市津島中, Graduate School of Natural Sci. and Tech., Okayama Univ., Tsushima-naka, Okayama, 700-8530

確に表現し, かつ, MLAS 法および TOFD 法から得られる観察・測定結果を有効に利用する新たな余寿命評価法が要求されている。

多場所発生型損傷の解析手法としては粒界破壊抵抗分布モデル⁵⁾が提案されており, SUS304 の単軸クリープ疲労損傷についてその有効性が示されている。このモデルは, 応力分布の存在など負荷条件が場所によって変わる場合や, 同一場所における負荷条件が時間とともに変化する場合のいずれにも基本的に対応できるが, それを実際に溶接継手等の応力分布を有する部材のクリープ損傷に適用した例はない。

本報では, 21/4Cr-1Mo 鋼の溶接継手 HAZ 細粒域でのクリープ損傷に対する粒界破壊抵抗分布モデルの適用性を検討するため, まず, 粒界破壊抵抗分布モデルに基づいて損傷解析シミュレーションを実施する際に必要な材料特性の推定方法を提案した。次に, 大型の溶接継手試験体に対して, FEM クリープ解析から求めた応力分布と損傷解析シミュレーションを組み合わせ, 溶接継手 HAZ 細粒域内のクリープ損傷を再現し, 観察結果との比較を行った。さらに, 実用温度域での大径配管溶接継手の損傷分布計測結果との比較を行い, 提案手法の実用性を示した。

2 粒界破壊抵抗分布モデルの低合金鋼への適用法

2・1 粒界破壊抵抗分布モデルの概要

本モデルは, 多場所発生型クリープ疲労損傷の解析法として提案され⁵⁾, SUS304 鋼の単軸引張り圧縮クリープ疲労条件下の損傷解析シミュレーションに用いられている。^{2), 5), 6)}本モデルは, 欠陥の分布に関する解析シミュレーション結果が, 実際の観察や非破壊的な推定結果と一致するように駆動力を決定するところに特徴があるため, 欠陥の発生や成長に関して詳細なメカニズムが明確でなくても適用が可能である。本論文で取り扱う Type IV クリープ損傷へも基本的に本モデルは適用可能と考えられ, 以下に具体的な適用法について説明する。

2・2 低合金鋼への適用法

Fig. 1 に, 本報で用いた粒界破壊抵抗分布モデルの概要を示す。Fig. 1 (a) に示すように, まず, 対象となる微小領域の結晶粒界モデルを作成する。図中に太線で評価対象の結晶粒界線を示す。この線上の各結晶粒界は, そ

れぞれ, 異なる粒界長さ L と破壊抵抗 R を持つ。結晶粒界長さ L および破壊抵抗 R は粒界毎に異なるため, これらの集合 $[L]$ および $[R]$ を確率分布として扱い, 分布形を材料依存と考える。 R がゼロになった粒界は微小欠陥になると考える。

Fig. 1 (b) に示すように, クリープ負荷により, 破壊抵抗 R は単位時間当たり F ずつ減少する。 F は微小欠陥の発生駆動力であり, 温度およびこの位置での応力に依存すると考える。Fig. 1 (c) および式 (1) に示すように, 微小欠陥が生じると, それに隣接する結晶粒界では破壊抵抗が $(F + Ka)$ ずつ減少する。ここで, a は粒界に隣接する微小欠陥の長さ, また, K は微小欠陥の成長駆動力の係数であり, 温度と応力に依存すると考える。これについては, 後で詳述する。

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

粒界破壊抵抗分布モデルによる解析に必要な材料特性は, $[L]$, $[R_0]$, F および K である。なお, $[R_0]$ は $[R]$ の初期値である。

クリープ損傷の温度・応力依存性は, 材料特性 F および K の温度・応力依存性により表現可能と考えられる。Table I に, 本報で材料特性の推定に使用した試験, および損傷再現解析の対象とした試験の一覧を示す。材料特性 $[L]$ および $[R_0]$ の推定には Table I の条件 (3) を, F の推定には Table I の条件 (1)~(3) を使用した。いずれの試験も, 供試材は 21/4Cr-1Mo 鋼溶接部 HAZ 細粒域である。Table I の条件 (1) は, Plant A において, 841K で約 13 万時間使用された板厚 31mm の再熱蒸気管エルボの腹側長手溶接⁷⁾である。Table I の条件 (2) は, Plant B において, 848K で約 15 万時間使用された板厚 108mm の主蒸気管エルボ腹側の長手溶接^{8), 9)}である。Table I の条件 (3) は溶接継手モデル試験¹⁰⁾である。溶接施工後に HAZ 細粒域を中心とし, 断面が 40mm 角になるように切削加工している。試験温度は 898K, 負荷公称応力は 39MPa であり, 破断時間は 8345 時間である。

2・3 粒界破壊抵抗分布モデルの材料特性の推定

2・3・1 粒界長さ $[L]$ および粒界モデルの設定 粒界長さ $[L]$ は Table I の条件 (3) に示す試験体の実体組織を光学顕微鏡で微視観察することにより推定した。粒

Fig. 1. Scheme of random fracture resistance model.

Table I. Conditions for parameter identification and damage simulation.

No.	Name	Temperature (K)	Time (hr)	Estimated parameter			Damage simulation
				L	Ro	F	
(1)	Plant A	841	130000			○	
(2)	Plant B	848	150000			○	○
(3)	Model test (Point C in Fig.5)	898	8345 (Time to rupture)	○	○	○	○

界長さ $[L]$ の分布は測定した結晶粒径の分布に等しいと考え、 $[L]$ を平均約 $10\mu\text{m}$ 、標準偏差約 $5\mu\text{m}$ の正規分布と設定した。

粒界モデルとしては、その部位での最大主応力に垂直な複数の粒界を、直線上に並べた複数の平行な列を作製し、列間の間隔は $[L]$ に従って定めた。この粒界モデルにおいて、 1mm^2 中に作製される主応力方向に垂直な粒界数の平均 H は、約 9070 個/ mm^2 である。

2・3・2 微小欠陥発生駆動力 F および粒界破壊抵抗 $[R]$ の推定 $[R]$ の初期値 $[R_0]$ の分布形を、平均 0.5 の正規分布と仮定し、クリープ試験における微小欠陥個数密度の時刻歴から $[R_0]$ の標準偏差および F を推定する。 F は温度・応力に依存し、これらの条件が一定なクリープ試験においては、 F は一定である。ある結晶粒界の破壊抵抗 R が時間経過に伴い低下する様子を、模式的に Fig. 2 に示す。微小欠陥に隣接しない結晶粒界の場合、この粒界の破壊抵抗 R の減少は F のみに依存する。なお高温・高応力条件では F が大きくなり、微小欠陥発生が早まる。 R がゼロとなったときこの結晶粒界は微小欠陥となる。この結晶粒界が微小欠陥となる時刻 t_1 は、式 (2) で表せる。

$$t_1 = \frac{R_0}{F} \quad (2)$$

従って、時刻 t_1 における微小欠陥個数密度は、 $R_0/F < t_1$ となる粒界の個数を表す。つまり、微小欠陥個数密度の時刻歴は、集合 $[R_0/F]$ の累積分布を表す。あらかじめ、 $[R_0]$ の分布形を正規分布と仮定し、応力および温度が一定であると考え、 F も一定値となり、 $[R_0/F]$ も正規分布となる。

微小欠陥に隣接する粒界では、 R の減少は F と K の両者に支配される。隣接する粒界で微小欠陥が発生する限

界の時刻を t_2 とし、時刻 t_2 での微小欠陥個数密度を N_2 とする。時刻 t_2 以降では、隣接する微小欠陥と K の影響により、微小欠陥個数密度の時刻歴と $[R_0/F]$ の分布形は一致しない。このため、この方法で推定できるのは、集合 $[R_0/F]$ の下限側 N_2/H にあたる部分の分布形のみであるが、集合全体が正規分布でありそのサイズが既知であることから、下限側 N_2/H の分布形から全体の分布形を推定することができる。また、 R_0 の平均値を定めると、 $[R_0/F]$ から、 $[R_0]$ の分布形、および、 R_0 の平均値に対する比として、 F の値を推定することができる。本報では、 $[R_0]$ の平均を 0.5 と設定した。

なお、SUS304 のクリープ疲労損傷では $[R_0]$ を一様分布と考えた⁵⁾が、本材料では正規分布と考えた。これは、後述の Fig. 7 に示す様に、微小欠陥個数密度が主として、寿命の中期以降に増加するという本材料の特徴を反映している。

具体的には、Table I の条件 (3) に示す試験に上記の方法を適用し、 $[R_0]$ および Table I の条件 (3) の温度および Fig. 5 中の Point C 位置での応力における F を推定した。推定には、2 つ以上の結晶粒界にわたる微小欠陥が発生する以前の、負荷初期段階 ($t/tr < 50\%$) のデータを使用した。ここで、 t および tr は、それぞれ負荷時間およびクリープ破断時間である。

$[R_0]$ が既知であれば、微小欠陥個数密度の時刻歴が不明の場合でも、ある時刻での値のみから F を推定することができる。そこで、Table I の条件 (3) から求めた $[R_0]$ を、HAZ 細粒域での代表値と考え、Table I の条件 (1) (2) に示す実機使用材の損傷観察結果にも適用して、Table I の条件 (1) (2) の温度・応力条件での F を推定し、 F の応力依存性を考慮した。Plant A については外表面の、また、Plant B については肉厚内部の、応力および微小欠陥個数密度から推定した。

2・3・3 微小欠陥成長駆動力係数 K の推定 クリープが支配的な破壊の場合、一般に、粒界に存在する析出物や段差、粒界三重重点等を起点として微小欠陥（キャビティ）が発生し、それが粒界拡散によって成長する。また、拡散支配の成長では、欠陥の成長に伴い成長速度は急激に減少することが知られている。一方、キャビティがある大きさを越えるとその先端には応力特異場が形成され、パラメータ等の破壊力学パラメータ支配の微小き裂になると考えられている。¹¹⁾ これを本論文で採用している粒界破壊抵抗分布モデルにおける微小欠陥の成長駆動力に置き換えて考えると、発生した微小欠陥が小さい場

Fig. 2. Decrease of R of one grain boundary.

合は、欠陥長さとともに減少するような駆動力を有し、欠陥が大きく成長すると破壊力学的な駆動力に相当する欠陥の長さに比例した駆動力を持つものと考えられる。しかしながら、拡散による成長と破壊力学的成長の区別、すなわち、欠陥先端の応力、ひずみ分布の相違を見ることは現時点では容易でなく、21/4Cr-1Mo 鋼 HAZ 細粒域での Type IV 損傷において実際に観察される微小欠陥の成長が、いずれに属するかを判別するのは容易ではない。したがって、本論文では、微小欠陥の発生およびその直後の拡散支配の成長を発生破壊駆動力 F で、欠陥が比較的大きくなった場合に支配的となる破壊力学的成長の駆動力を Ka で与えることとする。拡散支配の成長を K/a^n 等の形で厳密に取り扱うこともできるが、ここでは実用性を考え、このようにした。

長さ a の微小欠陥に隣接した粒界が、微小時間 dt 後に微小欠陥になった場合、この粒界の破壊抵抗 R_0 は式 (3) で与えられる。

$$R_0 = dt(F + Ka) \quad (3)$$

この粒界の長さを L とすると、 L は微小時間 dt での微小欠陥成長量であり、成長速度 $\dot{a}$ は、式 (4) で表される。

$$\dot{a} = da/dt = L/dt \quad (4)$$

式 (3) と式 (4) を用いる事で、式 (5) が得られる。

$$\frac{K}{R_0} = \left\{ 1 - \frac{F}{R_0} \frac{L}{\dot{a}} \right\} \frac{\dot{a}}{aL} \quad (5)$$

R_0 としては集合 $[R_0]$ の平均値 0.5 を、 L としては $[L]$ の平均値を、また、 F としては $2 \cdot 3 \cdot 1$ 項で推定した値を用い、無限体中の単一き裂に対する C^* パラメータ¹²⁾ および $\dot{a}$ と C^* パラメータの線形関係を仮定したき裂進展速度式を用いることで、式 (5) から K を求めることとした。

2・4 21/4Cr-1Mo 鋼 HAZ 細粒域の材料特性推定結果

以上の方法により推定した破壊抵抗の初期値 $[R_0]$ 、微小欠陥発生駆動力 F および成長駆動力 K を Fig. 3 (a) ~ (c) に示す。

微小欠陥発生駆動力 F と作用応力は Fig. 3 (b) に示すように、Larson Miller Parameter とよい相関を示している。ここで言う応力はビード形状も考えた板厚方向の局所のものであり、また、実際の高温配管溶接部に負荷される 60MPa 程度以下を対象としており、Larson Miller Parameter の定数としては 21/4Cr-1Mo 鋼母材の低応力側での定数¹³⁾である 15.6 を用いている。なお、図中 Plant A, Plant B は、Table I 中の条件と同じである。Fig. 3 (c) に推定した K を示す。923K および 843K について、応力 10 ~ 60MPa の範囲で推定した。

実際の高温配管溶接部の使用条件は 823 ~ 873K、60MPa 以下であり、この条件では粒界クリープ破壊になると考えられ¹⁴⁾寿命末期を除き Ka は F に比較し十分小さく、損傷進展は F のみで表現できると考えられる。

3 溶接継手のクリープ損傷進展評価への適用法

大径配管溶接部には応力分布が存在する。例えば一様材料から成る厚肉円筒が内圧を受ける場合の円周方向応力は、弾性では円筒内面が高いが、Norton クリープ則に

(a) Fracture resistance $[R_0]$

(b) Small defect initiation driving force F

(c) Small defect growth driving force K

Fig. 3. Estimated parameters for fine grain HAZ material.

従う構造的定常クリープ状態では、円筒外表面が高いことが知られている。また、低合金鋼の溶接継手では、厚さ 5mm 程度の HAZ 細粒域は周囲の母材や溶接金属に比べて硬さが低く、クリープ速度が速い。このため、HAZ 細粒域においては、配管表面に比べて、板厚内部では、変形拘束により負の静水圧による 3 軸引張り状態になることが指摘されている。⁸⁾また、大径配管の溶接は複数回の溶接工程で行われるため、板厚方向には、溶接ビード形状による凹凸があることも知られている。この材料不連続部ではクリープ特性の違いにより応力ひずみ集中が生じる。溶接継手の応力分布、特に HAZ 細粒域のクリープ時の応力分布は、上記の厚肉円筒、HAZ 細粒域のクリープ特性および溶接ビード形状による応力集中が重畳したものとなっている。⁹⁾

本章では、溶接継手の FEM 弾性クリープ解析と粒界破壊抵抗分布モデルを併用した溶接継手のクリープ損傷解析法を提案する。粒界破壊抵抗分布モデルの材料特性 F および K としては前章で検討した応力依存性を考慮するものとする。

Fig. 4 に、提案したクリープ損傷解析法の流れを示す。

ステップ 1：まず、配管内外径、溶接開先形状および溶接ビード形状など形状に関するデータを準備する。材料特性として、母材、溶金、HAZ 細粒域および粗粒域の縦弾性係数およびクリープ速度を与える。本例ではクリープ速度は Norton 則の形で与えている。引き続き、これらを用いた FEM 弾性クリープ解析を行い、構造的定常状態での HAZ 細粒域の応力分布を求める。

ステップ 2：次に、結晶粒界モデルを作製する。HAZ 細粒域の結晶粒サイズのばらつきを考慮した一列の結晶

粒界モデルを、大径管溶接継手の管外面から管内面に渡って、複数の有限要素にまたがって設定する。結晶粒界の長さや粒界の破壊抵抗のばらつきを考慮するため、複数の平行な粒界モデルの列を作成する。列間の間隔は、粒界長さのばらつきに従って定めており、第 4 章での損傷再現解析では、30 列の並行粒界モデルを作成した。

ステップ 3：次に、ステップ 1 の応力分布の元で、微小時間 Δt の損傷進展を解析する。すなわち、FEM 弾性クリープ解析で求めた各結晶粒位置の応力に基づいて、粒界に負荷される F および K を定め、各粒界の破壊抵抗 R を $dR/dt = -(F + Ka)$ ずつ減少させ、 R がゼロになった粒界は微小欠陥になるとする。単位面積あたりの微小欠陥の数（微小欠陥個数密度）を、その時刻でのクリープ損傷の指標とする。この方法により、ステップ 1 の応力分布の下での微小欠陥個数密度の時間変化、すなわち、損傷の時間変化が得られる。

なお、一定荷重を受ける溶接継手 HAZ 細粒域の板厚内部では、応力分布に起因してクリープ損傷分布が生じる。損傷力学による解析では、これに伴い、巨視的縦弾性係数の低下や巨視的クリープひずみ速度の加速など、材料特性の分布が生じ、このため応力分布が変化することが考えられる。本報でも微小欠陥個数密度と巨視的剛性の関係を求め、剛性低下による応力分布の変化を検討したが、寿命末期を除いては、通常の弾性クリープ解析で求まる応力分布を基に損傷進展を考えてよく、余寿命評価に与える影響も小さいと判断された。従って、本報での議論では、応力分布に対して、損傷進展による剛性低下の影響は考慮していない。

4 実体溶接継手の損傷再現解析

Fig. 5 に Table I の条件 (3) の大型溶接継手クリープ試験体を示す。これに対して、粒界破壊抵抗分布モデルと FEM 弾性クリープ解析を併用したクリープ損傷再現解析を行った。

母材、溶金、HAZ 粗粒域および HAZ 細粒域の解析用

Fig. 4. Flow chart of simulation.

Fig. 5. Welded joint test specimen and FEM model.

クリープ特性としては既報⁸⁾による値を用い, また, 縦弾性係数としては, 全材料について 126GPa を用いた. Fig. 5 中に解析に用いた FEM モデルを併記する. 試験体の溶金中央部から右半分をモデル化している. 解析プログラムとしては SENSOR/NSAS を, また, 要素としては 8 節点アイソパラメトリック要素を用い, 平面応力条件で構造定常状態となるまで解析を行った. 解析により得られた構造的定常状態 (2000h 後) での HAZ 細粒域 (AB ライン) の応力分布を Fig. 6 に示す. 最大主応力 (負荷軸方向応力が主体) および von Mises の相当応力を示している. 弾性状態では縦弾性係数は共通であるため, FEM モデル上で応力は一様であるが, クリープ状態になると母材, 溶金, HAZ 粗粒および細粒域のクリープ速度の違いにより, 板厚方向に応力分布が生じていることがわかる. 最大主応力, von Mises の相当応力とも, 試験体の上下表面に比べて板厚内部が大きい, von Mises の相当応力の分布は最大主応力に比較すると平坦である. クリープ損傷を評価する応力としては, 実

験的検証¹⁵⁾が進められているが, 通常, 最大主応力あるいは von Mises の相当応力を用いることが多い. ここでは, 粒界クリープ破壊は静水圧の影響を受けるため最大主応力による評価が適していると考え⁹⁾, 粒界破壊抵抗分布モデルの結晶粒界に垂直方向の最大主応力を用いた.

この応力分布に従い, 前章で示したクリープ損傷再現解析を行った結果を Fig. 6 中に併記する. 解析により得られた $t = 3340\text{h}$, 5840h および試験終了時の 8345h での微小欠陥個数密度の分布は, Fig. 6 中の主応力分布と対応した分布形状であり, 時間の経過とともに, 増加していく様子がわかる. Fig. 5 中の損傷の大きい部位 C 点 (上面から約 6mm, 応力極大点) について, 微小欠陥個数密度の時刻変化を計測結果と併せて Fig. 7 に示すが, 別途実施した計測結果とほぼ一致している. なお, ここでの微小欠陥個数密度は, 例えば 5 個の結晶粒界での微小欠陥が合体している場合, 5 と数える方法を用いている. また, この部位の微小欠陥の分布について, 再現解析によるものと, 実測による拡大写真を対比して図中に示しているが, 実際の微小欠陥分布, すなわち, 合体した微小欠陥の数や長さのばらつきを含めてほぼ再現できることがわかる.

参考までに, 微小欠陥の発生駆動力のみを考え, 成長駆動力を無視した結果も Fig. 7 に併記している. 寿命末期では, 発生駆動力のみを考えた結果は, 成長駆動力も考慮した結果より, 19% 程度低目の推定となっている. なお, 寿命の 85% 程度の時点である 7200h において, 目視観察されたき裂状欠陥長さの最大値は 3.8mm であり, 一方, 発生および成長駆動力の両者を考えた解析予測値は 2.3mm , また, 発生のみを考慮した解析予測値は 0.3mm であった. この点からも, 本報での発生および成長駆動力の仮定はほぼ妥当であったと考えられる.

板厚 40mm にまたがる 1 列の粒界モデルに発生した全ての微小欠陥の長さを合計し, これを 30 列の粒界モデ

Fig. 6. Simulation results of welded joint test specimen.

Fig. 7. Estimation of number density of small defects (Point C).

Fig. 8. Simulated total length of small defects.

ルで平均した合計欠陥長さの平均値を Fig. 8 に示す。破断直前（試験時間約 8400 時間）では、合計欠陥長さの平均値は約 25mm であり、板厚 40mm の 6 割であった。参考までに、成長駆動力を無視した場合の結果も併記しているが、18% 程度低めの値であった。

実際の大径配管に本報でのクリープ損傷再現解析を適用した例として、Table I の条件 (2) で示した Plant B の主蒸気配管エルボ長手溶接部の損傷解析を実施した。Fig. 9 に、切断面写真、FEM 要素分割図、構造的定常クリープでの応力解析結果、および、微小欠陥個数密度の分布の再現解析結果と計測結果を対比して示す。

抜管された材料の溶接部を切断し、HAZ 細粒域の微小欠陥個数密度を調査した。Fig. 9 写真中の配管外表面に達しているき裂状欠陥は、図中に DE で示す HAZ 細粒域にあり、板厚内部から発生・成長している。溶金内部のき裂状欠陥は、溶金中の多層溶接の HAZ にある。FEM 応力解析^{8), 10)}は、切断調査による溶接ビード形状を再現して配管周断面の 1/4 を 2 次元モデル化し、平面ひずみ条件で実施した。解析に用いたプログラムおよび要素は上記と同様であり、解析用クリープ変形特性としては既報⁹⁾のデータを用いた。微視損傷進展解析は図 9 中に DE で示した HAZ 細粒域について実施した。溶接継手の場合と同様に、配管外面から内面まで、FEM 要素にまたがる粒界モデルを 30 列作製した。温度と FEM

解析により推定した応力に従って、各 FEM 要素中の F , K を定め、これにより各粒界の破壊抵抗 R を減少させた。本解析により求めた微小欠陥個数密度の板厚断面上での分布は、計測結果とほぼ一致した。

5 実機への適用方法について

前章で示した解析方法は溶接ビード形状を含む全てのデータが揃った場合の損傷評価手順を示しており、検証結果についても板厚方向のビード形状が既知の場合について解析結果と実測結果の対比を示し、粒界破壊抵抗分布モデルと FEM 弾性クリープ解析を組み合わせた損傷評価方法の適用性を示した。この方法により、板厚内部のビード形状などを既知とすると、外径・板厚などの配管形状や温度・圧力などの運転条件、あるいは運転条件の変化などに対して、外表面と板厚内部の損傷度の対応関係などについての解析予測が可能となり、実用的にも有効と考えられる。

一方、個々のプラントや配管部位の損傷度予測への適用については課題が残る。すなわち、板厚内部の溶接ビード形状は不明であり、また、検査結果については、運転中の所定の時刻、あるいは複数の時刻での、外表面での微小欠陥個数密度と、板厚内部におけるき裂状欠陥の板厚方向の長さが与えられており、板厚内部の詳細な損傷分布は不明である。

板厚内部の応力分布の一般的傾向については、30mm 程度の薄肉から 100mm を越える厚肉配管に関して異なるビード形状を含む複数の溶接部断面形状の弾性クリープ解析結果が報告⁹⁾されており、以下のことがわかっている。すなわち、Fig. 9 に厚肉の長手溶接についての応力分布の一例が示されているが、このような長手溶接部については下記の知見が示されている。

- (1) 内表面に比べて、外表面の応力が高く、最大応力点は外表面から 5 ～ 10mm 程度の位置にある。
- (2) この最大応力点の応力は、外表面の応力に対して、5 ～ 30% 高めの値となる。これは、薄肉、厚肉などの配管形状とビード形状のばらつきが反映されたものである。

Fig. 9. Simulation results of plant B.

(3) 厚肉の場合は, 外面から内面にかけての板厚内の平均的な応力勾配が大きいのにに対して, 薄肉の場合は, この平均的な応力勾配が小さく平坦な応力分布となる。

個々のプラントや配管部位に対して, 板厚方向における厳密な応力分布予測は困難であるが, 上記 (1)~(3) 項の知見も生かして, 板厚方向における応力分布や, これに基づく損傷分布を実用的に推定する方法も考えられる。すなわち,

(1) 考えられる種々の代表的なビード形状を仮定して, 設計温度・圧力に対する弾性クリープ解析を行う。

(2) 厚断面上での平均的な応力分布を求めるとともに, 断面上の各場所における応力値のばらつきを定量的に検討する。

(3) まず, この平均的な応力分布で損傷解析シミュレーションを開始する。

(4) 配管溶接部の外表面あるいは板厚内部の非破壊検査結果が得られた時点で, 外表面および板厚内部の欠陥検出部での欠陥発生・成長駆動力を修正する。併せて, この修正に対する欠陥検出部の応力値の変動が (2) 項で求められたばらつきの範囲にあることを確認する。また, 板厚全体の全ての箇所において欠陥検出箇所と同じ比率で欠陥発生・成長駆動力を修正する。

(5) 非破壊検査の結果が得られる度 (4) 項の過程を繰り返す。

この方法は, 一つの場合であり, また, 検査結果にもばらつきがあるため, 実機配管損傷の断面調査との比較例の蓄積が望まれる。また, 粒界破壊抵抗分布モデルの材料特性決定も含めて, 他材料への適用法の検討なども必要と考えられる。なお, 損傷予測の観点からは, 板厚内部の損傷の非破壊検査法高度化が重要であることは言うまでもなく, フェイズドアレイ法¹⁶⁾他の方法の実用化が望まれる。

6 おわりに

21/4Cr-1Mo 鋼で代表される低合金鋼製大径配管溶接継手 HAZ 細粒域の多場所発生型クリープ損傷について, 本材料の損傷形態と応力依存性を考慮した粒界破壊抵抗分布モデルの材料特性を設定するとともに, FEM 弾性クリープ解析と組み合わせることで, 微小欠陥個数密度で表される溶接継手板厚内部のクリープ損傷分布を定量化する手法を提案した。提案した手法を大型溶接継手クリープ試験や実機使用材に適用した結果, 計測結果とよ

く対応する微小欠陥個数密度の推定ができることがわかった。

参考文献

- 1) F. V. Ellis, R. Viswanathan, ASME-PVP, **380**, 59 (1998).
- 2) 周 正, 大谷隆一, 北村隆行, 多田直哉, 小阪 晃, 材料, **44**, 78 (1995).
- 3) 時吉 巧, 山内雅文, 西村宣彦, 橋本貴雄, 今本敏彦, 三菱重工技報, **38**, 84 (2001).
- 4) 今本敏彦, 藤田正昭, 橋本貴雄, 若林嘉幸, 岩本啓一, 西村宣彦, 火力原子力発電, **51-8**, 14 (2000).
- 5) 多田直哉, 北村隆行, 大谷隆一, 日本機械学会論文集, **A-56**, 708 (1990).
- 6) N. Tada and R. Ohtani, "IUTAM Symposium on Creep in Structure", p.75 (2001) KLUWER ACADEMIC PUBLISHERS.
- 7) 西田秀高, 由 上勤, 渡邊 肇, 山内雅文, 時吉 巧, 藤田正昭, 日本機械学会論文集, **A-66**, 946 (2000).
- 8) 田中保幸, 山内雅文, 菅沢光彦, 日本材料学会第 33 回高温強度シンポジウム前刷集, 70 (1995).
- 9) 中馬康晴, 山内雅文, 藤田正昭, 椎橋 啓, 日本機械学会熊本地方講演会論文集, 47 (2001).
- 10) 山内雅文, 西村宣彦, 増山不二光, 菅沢光彦, 日本材料学会第 33 回高温強度シンポジウム前刷集, 65 (1995).
- 11) 多田直哉, 飯尾真司, 北村隆行, 大谷隆一, 材料, **41**, 1165 (1992).
- 12) C. F. Shih and J. W. Hutchinson, Trans. of ASME Journal of Engineering Materials and Technology, **98**, 289 (1976).
- 13) M. Yamauchi, Y. Chuman, N. Nishimura and F. Masuyama, IMechE Conf. Trans. Sixth Int. On Creep and Fatigue-Design and Life Assessment at High Temperature, 511 (1996).
- 14) R. Viswanathan, 増山不二光, 丸山公一訳, "高温機器部品の損傷メカニズムと寿命評価", 第 3 章 (1993) 日刊工業新聞社.
- 15) M. Sakane and T. Hosokawa, "IUTAM Symposium on Creep in Structure", p.411 (2001) KLUWER ACADEMIC PUBLISHER.
- 16) L. D. Nottingham, H. E. Queen, Proc. EPRI/DOE Conf. in Life Assessment and Optimizartion of Fossil Power Plants, Session A (2002).