原子力プラント配管溶接部の熱ぜい化挙動と 安全性・信頼性の確率論的評価[†]

岡 部 永 年* 細 木 真 保**
西 原 昭*** 市 川 智 也*

Behavior of Heat Embrittlement in Welded Pipe of Nuclear Plant and Probabilistic Estimation of Safety and Reliability

by

Nagatoshi OKABE*, Maho HOSOGI**, Akira NISHIHARA*** and Tomoya ICHIKAWA*

Embrittlement behavior of the duplex stainless steel in the intermediate temperature range (275 to 500°C) is one of the very serious problems for applying reliability assessment to practical pipes in a nuclear power plant. In this work, it is shown by formularization of embrittlement behavior with aging time that the increase in hardness due to embrittlement is governed by α contents of the duplex stainless steel. The formula as function of aging time and temperature, which can predict the embrittlement behaviors in the duplex stainless steel of arbitrary chemical compositions, is proposed by using the Scheffler's statechart diagram. For the purpose of estimating the structural reliability of a nuclear power plant, the formula can be used to predict the change of fracture toughness K_{IC} with service term in the field probabilistically.

Key words: Duplex stainless steel, α content, Embrittlement, Scheffler's statechart diagram

1 緒 言

原子力プラント配管では、応力腐食割れや孔食¹⁾に対し、酸化腐食環境中で不動態皮膜を生じて耐食性に優れ、高じん性また溶接性も良好である二相ステンレス鋼が適用されている。しかし、二相ステンレス鋼は500°C以下の中間温度域温度では、長時間の時効によりぜい化が生じ、そのぜい化は475°Cではピークとなり、最もじん性が低下することがよく知られている。^{2), 3)}現在、BWRではステンレス配管を二相ステンレス鋼からオーステナイト系ステンレス鋼に交換される傾向にあるものの、構造体との溶接接合においてフェライト系ステンレス溶接棒が使用されるため、溶接金属部に二相ステンレス組成が生じるのは避け得ないのが現状であり、当然ながら、この溶接金属部の組成は α 含有量の異なる傾斜組成の二相ステンレス組成となる。したがって、この溶接接合部位における強度信頼性を評価するには α 含有量の分布と応力状態を考慮する必要があるにもかかわらず、このような検討がなされた研究はほとんどない。また一方で、近年わが国においても、特に原子力分野でほとんど馴染みがなかった損傷や寿命に対する破壊確率の評価が、リスクマネジメントやリスクアナリシスの概念や手法の導入により許容されるようになってきた。しかし、実際のフィールド問題に適用するとなると、学術的観点から進歩してきている従来の信頼性理論を直接使えるものではなく、適用のための応用研究が極めて重要となってくる。

そこで、本研究では上述のような実情を鑑みて、原子力プラント配管溶接継手部における長期信頼性評価・解析のための応用研究として、シェフラーの状態図を適用して当該部位における化学成分から等価フェライト量を推定することにより、 α 含有量の異なる組成の二相ステンレス鋼におけるぜい化挙動を、化学成分をもとに確率論的に予測できる推定式を導出した。また、保守点検における溶接部位での超音波硬さ測定などによる実測硬さからのぜい化推定を利用して、長期間供用中の原子力プラント配管溶接部に対する安全性・信頼性について、破壊力学の観点から確率論的に検討した。

2 ぜい化挙動解析

2・1 熱時効に伴う硬さの挙動

二相ステンレス鋼の中間温度域での熱時効の進行は硬さの増大を伴う。そこで、本研究では、まず α 含有量の異なる種々の二相ステンレス鋼における450°Cでの熱時効による硬さの挙動について、決定論的に定式化をはかった。

Fig. 1は α 含有量の大幅に異なる組成の二相ステンレス鋼の450°Cでの熱時効による α 相の微視的硬さの挙動を示している。いずれの α 含有量における各供試材でも、組織中にある α 相の時効に伴う硬さの挙動は、ばらつき範囲内で変わらないと見なし得る。

ところが、Fig. 2のように巨視的な硬さの挙動で見ると、 α 含有量が多くなるほど時効時間に伴う硬さの増大

† 原稿受理 平成14年4月18日 Received Apr. 18, 2002

* 正 会 員 愛媛大学工学部機械工学科 〒790-8577 松山市文京町, Dept. of Mech. Eng., Ehime Univ., Bunkyo-cho, Matsuyama, 790-8577

** 正 会 員 香川大学工学部情報基盤室 〒761-0396 高松市林町, Information Center, Eng., Kagawa Univ., Hayashi-cho, Takamatsu, 761-0396

*** 正 会 員 四国電力(株)原子力研修所 〒790-0012 松山市湊町, Shikoku Electric Power Co., Inc., Minato-cho, Matsuyama, 790-0012

Fig. 1. Behavior of micro-hardness of α phase (450°C).

Fig. 3. Relationship between equivalent aging time and macro-hardness for each α contents.

Fig. 2. Behavior of macroscopic hardness (450°C).

の等価な時間に変換できるパラメータ $\tilde{t}$ の関数として、次式で近似でき、決定論的に定式化できる。

$$H_v = \exp \left[A + B \tanh \left\{ \frac{\ln(\tilde{t}/t_0)}{\ln t_1} \right\} \right] \quad (2)$$

Fig. 3 には Fig. 2 のデータに α 含有量 65% のデータを追記しており、この α 含有量 65% のデータは、400°C 以下の種々の時効温度における硬さのデータを、式 (1) により 450°C での時効状態に基準化した等価時効時間 $\tilde{t}$ で、統一的に表示を試みたデータである。

次に、任意の α 含有量を有する二相ステンレス鋼での熱ぜい化現象における硬さの増大挙動を推定するために、α 含有量 65, 14.8, 6.3% の二相ステンレス鋼と、参考としての α 含有量 100% のステンレス鋼における式 (2) 中の各定数 A, B, t_0 , t_1 と α 含有量との関係を式 (3)~(6) で数式化した。Fig. 4, 5, 6 は α 含有量と各定数の関係である。

$$A = C_A \alpha^a \quad (3)$$

Fig. 4. Relationship between constant A and α content.

が急速に進行し、ぜい化が明瞭に現れる。これらの巨視的な硬さの挙動は、ほぼ α 含有量の混合則となっている。このことより、α 含有量が二相ステンレス鋼の熱ぜい化を検討する上で重要なパラメータであることがわかる。

一方、式 (1) のようなパラメータを $\tilde{t}$ 用いると、任意の時効状態 (t , T) を、任意の温度状態に対して基準温度での等価な時間に変換することができる。³⁾

$$\tilde{t} = t \exp \left\{ \frac{Q}{R} \left[\frac{1}{T_{450}} - \frac{1}{T} \right] \right\} \quad (1)$$

このパラメータ $\tilde{t}$ は 475°C 以下のぜい化現象を統一的に評価するパラメータ (等価時効時間) である。ここで、Q (kJ/mol) は熱ぜい化過程における活性化エネルギー、R (J/K·mol) はガス定数である。

そこで、Fig. 2 に示すようなぜい化進行に伴うマクロ硬さ Hv の挙動は、このパラメータ $\tilde{t}$ に対して Fig. 3 のように表わすことができる。

このぜい化進行に伴うマクロ硬さ H_v の増大挙動は、Fig. 3 に示すように任意の温度状態に対して基準温度で

Fig. 5. Relationship between constant B and α content. Fig. 6. Relationship between constant t_0 and t_1 and α content.

$$B = C_{B1} \exp(C_{B2} \alpha) \quad (4)$$

$$t_0 = C_{t0} \alpha^b \quad (5)$$

$$t_1 = \exp(C_{t11} \alpha^3 + C_{t12} \alpha^2 + C_{t13} \alpha + C_{t14}) \quad (6)$$

回帰式 (3)~(6) から推定した各定数を用い, 各 α 含有量におけるパラメータ $\tilde{t}$ と硬さ H_v との関係を逆推定すると, Fig. 7 のようにマクロ硬さの挙動をよく予測できることがわかる. したがって, 回帰式 (3)~(6) から推定した式 (2) 中の各定数を用いれば, 任意の α 含有量を有する二相ステンレス鋼での時効による硬さの増大挙動も式 (2) で推定できることになる.

Table I. Constants in formulas (3)~(6).

a	C_A	C_{B1}	C_{B2}
0.043	4.78	0.050	0.018
C_{t0}	b		
3.00	0.40		
C_{t11}	C_{t12}	C_{t13}	C_{t14}
1.36×10^{-5}	0.0024	0.10	2.50

Fig. 7. Relationship between equivalent aging time and macro-hardness for each α contents.

$$H_v = \hat{\mu} s_L \Phi^{-1}(P_f) \exp \left[A + B \tanh \left\{ \frac{\ln(\tilde{t}/t_0)}{\ln t_1} \right\} \right] \quad (7)$$

ここで, Fig. 7 の各 α 含有量 100, 65, 14.8, 6.3% におけるマクロ硬さの実測値と推定値とのデータのばらつきを, マクロ硬さの実測値を推定値で基準化した値を分散係数 μ とする. 分散係数 μ を解析してみると Fig. 8 ~ Fig. 11 に示すように μ は, 対数正規分布に従うことがわかる. つまり, ぜい化進行に伴う α 含有量 100, 65, 14.8, 6.3% のマクロ硬さの増大挙動は, パラメータ $\tilde{t}$ の関数として, 式 (7) で確率的に推定できる. ここで, 分散係数 μ の統計量 (平均値 $\bar{\mu}$, 標準偏差 s) を求める. さらに分散係数 μ は, Fig. 8 ~ Fig. 11 より対数正規分布に従うので, 式 (7) 中の破壊確率 P_f に対する分散係数 μ の中央値 $\hat{\mu}$ および変動尺度 s_L は次式で求められる.⁴⁾

$$\hat{\mu} = \frac{\bar{\mu}}{\sqrt{1 + (s/\bar{\mu})^2}} \quad (8)$$

Fig. 8. Scatter of distributed coefficient μ in log-normal distribution ($\alpha=100\%$).

Fig. 9. Scatter of distributed coefficient μ in log-normal distribution ($\alpha=65\%$).

Fig. 10. Scatter of distributed coefficient μ in log-normal distribution ($\alpha=14.8\%$).

Fig. 11. Scatter of distributed coefficient μ in log-normal distribution ($\alpha=6.3\%$).

$$s_L = \exp \sqrt{\ln \{1 + (s/\bar{\mu})^2\}} \quad (9)$$

$$\mu = \hat{\mu} s_L \Phi^{-1}(P_f) \quad (10)$$

ここで、中央値 $\hat{\mu}$ は $\ln \mu$ の平均値の真数、変動尺度 s_L は $\ln \mu$ の標準偏差の真数である。また、 $\Phi^{-1}(P_f)$ は式(11)で表される標準正規分布の分布関数 $\Phi(u)$ の逆関数である。

$$P_f = \Phi(u) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^u \exp\left(-\frac{u^2}{2}\right) du \quad (11)$$

2・2 化学成分に基づく α 含有量の推定

各種の元素のうちC, N, Ni, Mn, Cu, Coなどはオーステナイトを安定化する元素である。一方, Si, Ti, V, Al, Cr, W, Ta, Mo, Nbなどはオーステナイト不安定化元素であり、フェライト相の生成を容易にする。このような鉄鋼の組織とその組成との関係については、以前から多くの計算式があり、特にフェライトが生成しやすい溶着金属や鋳物においてはオーステナイト組織を得るためにNi量をやや高くする必要があることを考慮した実験式を用いた組織図、シェフラーの状態図がよく知られている。⁵⁾

シェフラーの状態図は、一般的にステンレス鋼溶接金属のフェライト量を求める際によく利用される。成分範囲が比較的広範囲であり、ステンレス鋼はもちろんのこと炭素鋼や低合金鋼、高Mn鋼などにもその組織状態を推定するのに活用できるという特徴も持っている。さらに、ステンレス鋼と炭素鋼などの異なる材料の溶接時に、その溶接性を前もって評価を試みるということにも使用可能である。

そこで、Fig. 12に示す $(\gamma + \alpha)$ 領域のシェフラーの状態図において、各 α 含有量のシェフラー状態図上の傾き k を求めると、Fig. 13のようになる。

ここで、Fig. 13は各 α 含有量におけるシェフラー線図の傾き k を表わす。この各 α 含有量の傾き k の交点を1点に取ることにより、傾き k の分布は、Fig. 13に示すように α 含有量0～20、20～80、80～100%の3種に

Fig. 12. Scheffler's statechart diagram ($\gamma + \alpha$) system.

Fig. 13. Slope of Scheffer's statechart diagram.

分類できる. 各 α 含有量と傾き k の関係を式に表わすと, 次式のように表わせる.

$$k = a_{1-3}\alpha + b_{1-3} \quad (12)$$

ここで, 係数 a および b の添え字 1, 2, 3 はそれぞれ α 含有量が 0 ~ 20, 20 ~ 80, 80 ~ 100% の場合に相当する.

したがって, ある二相ステンレス鋼の化学成分さえ分かれば, Fig. 12 のシェフラー状態図の縦軸, 横軸の Ni, Cr 等量計算式より Ni 当量, Cr 当量を割り出すことによって, その二相ステンレス鋼の α 含有量が, 式 (13), (14) より簡易に推定できる.

$$k = \frac{(y_{Ni} - b_{Ni})}{(x_{Cr} - a_{Cr})} \quad (13)$$

$$\alpha = \frac{(k - b_{1-3})}{a_{1-3}} \quad (14)$$

ここで, (X_{Cr}, Y_{Ni}) は Cr 当量, Ni 当量. (a_{Cr}, b_{Ni}) はシェフラー線図における各 α 含有量の傾きの交点である. ただし, 式 (14) は, $1.119 \leq k \leq 0.346$ で成り立つ.

2・3 各種二相ステンレス鋼における熱ぜい化挙動

実際の原子力プラント配管溶接継手における長期信頼性評価の観点から, 二相ステンレス鋼の中間温度域での熱ぜい化現象は, 破壊じん性値の確率論的挙動に関連づけることは非常に重要である. 熱ぜい化現象は, Fig. 3 に示す室温 25°C での硬さの挙動と破壊じん性値 K_{IC} の関係式を通して, 実環境温度 350°C での K_{IC} の低下挙動として次式のように決定論的に定式化できる.⁷⁾

$$K_{IC} = C_H H_V^\beta \exp \left\{ \frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_{350}} - \frac{1}{T_{25}} \right) \right\} \quad (15)$$

ここで, 破壊じん性値 K_{IC} のばらつきは, 硬さ H_V のばらつきに起因しているものとし, 任意化学組成の二相ステンレス鋼の熱ぜい化による硬さの増大挙動を確率論的に予測できる点を利用すると, 二相ステンレス鋼の実機環境温度での経時変化としての熱ぜい化現象は, 破壊じん性値 K_{IC} の低下挙動として, ばらつきも考慮した硬さの実測値から次式のように確率論的に推定できる. Table II に式 (16) の定数の値を示す.

Table II. constants and statistics in formula (16).

Q/R	C _H	β	μ	s
391.4	5 × 10 ⁻²⁸	-11.1	1.02	1.02

$$K_{IC} = \hat{\mu} s^{\Phi^{-1}(F_f)} C_H H_V^\beta \exp \left\{ \frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_{350}} - \frac{1}{T_{25}} \right) \right\} \\ = \hat{\mu} s^{\Phi^{-1}(F_f)} C_H \exp \left[\beta \left\{ A + B \tanh \left(\frac{\ln(\tilde{t}/t_0)}{\ln t_1} \right) \right\} \right] \exp \left[\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_{350}} - \frac{1}{T_{25}} \right) \right] \quad (16)$$

3 原子力プラント配管の安全性・信頼性評価

原子力プラント配管溶接部は金属組織的にも, 力学的にも, 安全性・信頼性を検証する上でのクリティカル部位である. 特に, 低 α 二相ステンレス鋼管でも溶接止端部の α 含有率は局部的には高くなり, 溶接残留応力も生じているため, 初期非破壊検査でも, 長期供用における熱ぜい化による破壊じん性の低下を考慮して許容欠陥寸法の評価をする必要がある. 溶接残留応力分布を $\sigma_R(r)$ とし, 地震等の不測の過大荷重による発生応力を $\sigma_{max}(r)$ とすると, クリティカル部位に作用する重畳等価垂直応力 $\sigma_{eq}(r)$ は次式で表される.⁶⁾

$$\sigma_{eq}(r) = \sqrt{\sigma(r)^2 + \frac{4}{(2-\nu)^2} \tau(r)^2} = \sigma_{eqmax} f(r) \quad (17)$$

ここで, σ_{eqmax} は配管外表面での最大等価垂直応力, $\sigma_{eqmax} f(r)$ は表面から中心方向へ漸減する応力分布, r は表面から中心方向への距離である. $\sigma(r)$, $\tau(r)$ は表面からの深さ r での重畳応力 $\sigma_R(r) + \tau_{max}(r)$ の垂直応力成分, せん断応力成分で, ν はポアソン比である.

そこで, 配管溶接止端部外表面に想定した初期表面欠陥の等価半円表面き裂 a に対する最大許容欠陥寸法を考えて, 定常時の軽微な負荷によるき裂進展は無視した安全性・信頼性を次式で考えることにする.

$$K_{IC} \geq K_{leg} = 2 \sqrt{\frac{a}{\pi}} \int_0^a \frac{\sigma_{eqmax} f(r)}{\sqrt{a^2 - r^2}} dr = \phi \sigma_{eqmax} \sqrt{\pi a} \quad (18)$$

Fig. 14. Relationship between fracture toughness K_{IC} and micro-vickers harness.

Fig. 15. Probability of unstable fracture with processing of embrittlement in long service term.

なお、 ϕ は、表面からの漸減応力分布を考慮して $f(r) = \exp\{-(r/r_0)^\beta\}$ とおき算出した形状係数である。

いま、標準確率偏差 u を式 (19) のようにおくと、破壊確率 F_f としては (20) のように与えられる。

$$u = \ln(K_{IC} / K_{leg}) / \ln S \quad (19)$$

$$F_f = P_{rob} \left[\frac{K_{IC}}{K_{leg}} \right] = \Phi(u)$$

$$= \Phi \left\{ \ln \left[\frac{C_H}{K_{leg}} \right] \exp \left[\beta \left\{ A + B \tanh \left(\frac{\ln(\tilde{t}/t_0)}{\ln t_1} \right) \right\} \right] \right\} / \ln s \quad (20)$$

ここで、初期表面欠陥に対する $K_{leg}(\sigma_{eqmax}, a)$ をパラメータとして、 K_{IC} のばらつきを熱ぜい化による硬さのみに依存させておくと、 s の値には硬さの s を用いることができる。配管溶接部に着目した原子力プラントの安全性・

信頼性の評価としては、地震等の不測の過大負荷に対して長期供用中の熱ぜい化に伴う初期許容欠陥寸法 a を Fig. 15 のように破壊確率 F_f に応じて検討できる。

4 結 論

原子力プラント配管の長期供用中の安全性・健全性を確保していく上で、配管溶接構造部に着目し、任意の α 含有量の二相ステンレス組成部材における熱ぜい化挙動を硬さ測定から予測し、破壊力学的観点から熱ぜい化の進行に伴う不測の負荷での初通過破壊に対する確率論的予測について検討した。得られた結果は下記のとおりである。

(1) 原子力配管溶接接合部に生じる任意の二相ステンレス組成における α 含有量を化学組成からシェフラー線図の適用により推定できるようになった。

(2) 実測硬さからその部位の熱ぜい化度を確率論的に推定できるようになった。

(3) 原子力プラント配管溶接部に対する長期供用中の信頼性について部位の実測硬さより破壊確率論的に評価できるようになった。

参 考 文 献

- 1) 宮川大海, 吉葉正行, 金属材料通論, 158 (1987).
- 2) 河口恭寛, 松原重行, 今中拓一, INSSJOURNAL No.4, 82 (1997).
- 3) L. Iturgoyen, A. Melton, L. Llanes and M. Anglada, Materials for Advanced Power Engineering, Part I, 505 (1983).
- 4) 市川昌弘, “構造信頼性工学” p.17 (1988) 海文堂.
- 5) 長谷川正義, ステンレス鋼便覧, 88 (1973).
- 6) 小林英男, “破壊力学” p.71 (1996) 共立出版(株).
- 7) 岡部永年, 朱 霞, 細木真保, 構造物の安全性および信頼性, 4, 109 (2000).