

低炭素ステンレス鋼溶接金属の熱時効特性評価に関する 電中研の取組み

CRIEPI Activities for Evaluation of Thermally Aged Stainless Steel Weld Metals

| | | | |
|---------|-------|----------------|--------|
| 電力中央研究所 | 三浦 靖史 | Yasufumi MIURA | Member |
| 電力中央研究所 | 赤澤 弾 | Dan AKAZAWA | |
| 電力中央研究所 | 加古 謙司 | Kenji KAKO | |
| 電力中央研究所 | 新井 拓 | Taku ARAI | |

Abstract

Tensile test, fracture toughness test, and stress corrosion cracking (SCC) test were conducted in order to evaluate the effect of thermal aging on the mechanical properties and SCC crack growth rate of shielded metal arc weld (SMAW) and gas tungsten arc weld (GTAW) of type 316L stainless steel. Thermal aging at 350 °C induced a moderate increase of ultimate tensile strength in both the welds, and the value of GTAW was higher than that of SMAW. The resistance to ductile crack extension of aged welds was lower than that of unaged welds. The fracture toughness of both aged and unaged GTAW tended to be higher than that of SMAW, although the ferrite content, main factor in the embrittlement, of GTAW was larger than that of SMAW. On the other hand, it was found that there was no significant difference in SCC crack growth rate between aged and unaged material in this study.

Keywords: Boiling water reactor, Type 316L stainless steel, Weld metal, Thermal aging, Fracture toughness, Stress corrosion cracking,

1. はじめに

オーステナイト系ステンレス鋼は、靱性、耐食性、溶接性に優れることから、軽水炉の炉内構造物や配管等に幅広く使用されている。同鋼の金属組織は主としてオーステナイト相により構成されるが、溶接金属はステンレス鋳鋼同様にフェライト相を含む二相組織となっており、高温環境に長時間さらされること（熱時効）により、フェライト相が硬化し、破壊靱性が減少しうる。熱時効脆化の予測モデル^[1-3]が整備されているステンレス鋳鋼に比べ、溶接金属に対する熱時効評価例は少数であり、特にBWRプラントで広く用いられている316L溶接金属の評価例は限られている^[4,5]。電力中央研究所では、加速熱時効を施した316L溶接金属を対象とした機械特性（引張および破壊靱性）、ミクロ組織、SCC進展特性の評価を実施しており、本報ではその取組みについて紹介する。

2. 試験方法

2.1 供試材および試験条件

供試材には SUS316L の被覆アーク溶接 (Shielded metal arc weld : 以下 SMAW) 継手と、ガスタングステンアーク溶接 (Gas tungsten arc weld : 以下 GTAW) 継手の溶接金属を用いた。SMAW と GTAW に用いた溶接材料はそれぞれ ES316L-16 (JIS Z3221)、YS316L (JIS Z3321) である。開先形状は 60° の V 開先であり、BWR 再循環系配管を模擬した拘束条件下で溶接を実施した。試験に用いた SMAW のフェライト量 (フェライトメータによる測定平均値) はおよそ 8-9%、GTAW は 12-15% であった。継手に対する熱時効は 350°C で最長 15000 h とした。

試験片は Fig.1 に示すような方向で採取した。引張試験片形状は JIS G0567 に従う比例試験片 (直径 6 mm) とし、破壊靱性試験片および SCC 試験片には 0.5T-C(T) 試験片を用いた。引張試験および破壊靱性試験についてはそれぞれ JIS G0567 および ASTM E1820 に従って実施した。いずれの試験も試験温度は BWR 運転温度を模擬した 288°C であり、引張試験と破壊靱性試験は大気中で、SCC

試験については溶存酸素 8 ppm, 出口導電率 10 μ S/m の高温水中で実施した。一部の SCC 試験片については試験後にアトムプローブ分析を実施し、熱時効による相分離の挙動と G 相析出物の析出挙動を調べ、ステンレス鋼における先行研究の結果⁶⁾と比較した。

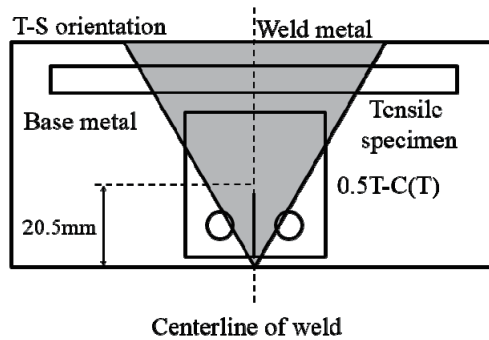


Fig.1 Schematic of specimen position in the welds.

3. 結果

3.1 引張特性の変化

引張試験により求めた引張強さおよび破断伸びと時効時間の関係を Fig.2 に示す。溶接法を問わず、熱時効時間の増加に伴い引張強さが増加傾向を示した。破断伸びについては引張強さとは逆に減少傾向にあるが、SMAW についてはそれほど明確な減少は認められなかった。

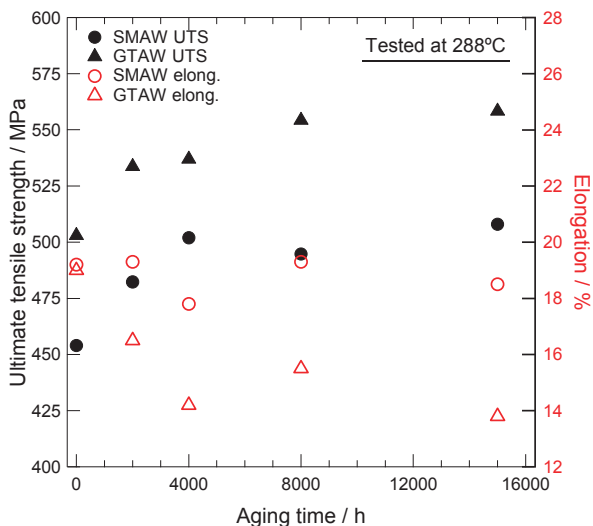


Fig.2 Aging time dependency of UTS and elongation.

3.2 延性亀裂進展抵抗および破壊靱性の変化

Fig.3 および Fig.4 に SMAW および GTAW の J-R 曲線をそれぞれ示す。なお、各条件の試験片数は 2 つである。図より明らかなように、未時効材の延性亀裂進展抵抗は GTAW の方が SMAW よりも高く、また、時効後の進展抵

抗についても GTAW が優れている。しかし、未時効状態からの J-R 曲線の傾きの減少量は GTAW の方が大きかった。これらの挙動は 308 系溶接金属や他の 316 系溶接金属の傾向⁷⁾と同等であり、316L 溶接金属においても、未時効状態および時効後の破壊靱性が溶接法に大きく影響を受けることが確認された。

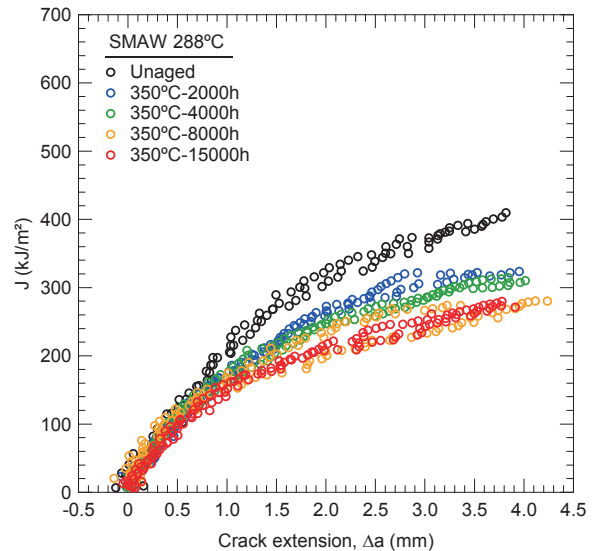


Fig.3 J-R curves of SMAW.

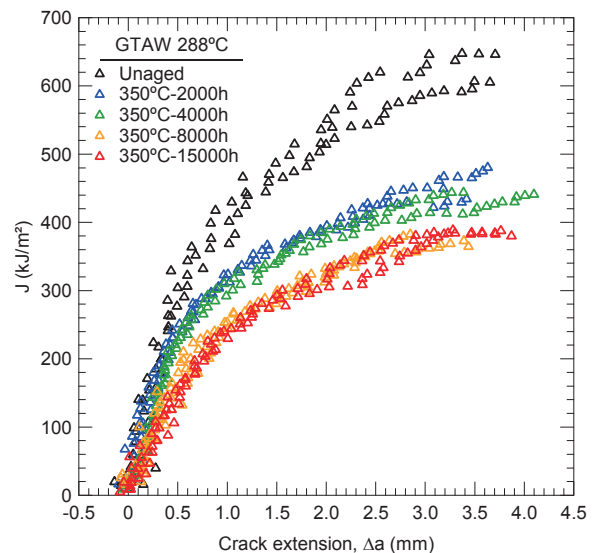


Fig.4 J-R curves of GTAW.

ASTM E1820 に従って求めた J-R 曲線のべき乗近似式における延性亀裂進展量 1.5 mm における J 積分を破壊靱性 $J_{1.5}$ と定義し、 $J_{1.5}$ 熱時効に伴う変化を Fig.5 に示す。破壊靱性 $J_{1.5}$ は熱時効時間の増加とともに減少した。また、8000 h から 15000 h の時効時間の増加における変化量はごくわずかであり、いわゆる saturation の傾向が見られた。

本報告で評価した全試験結果は NUREG CR7185^[7]で提案されている保守的な推定値を上回る結果となった。破壊靱性の減少に及ぼす時効温度の影響や、更なる長時間の熱時効により脆化が継続するか否かについては引き続き検討していく予定である。

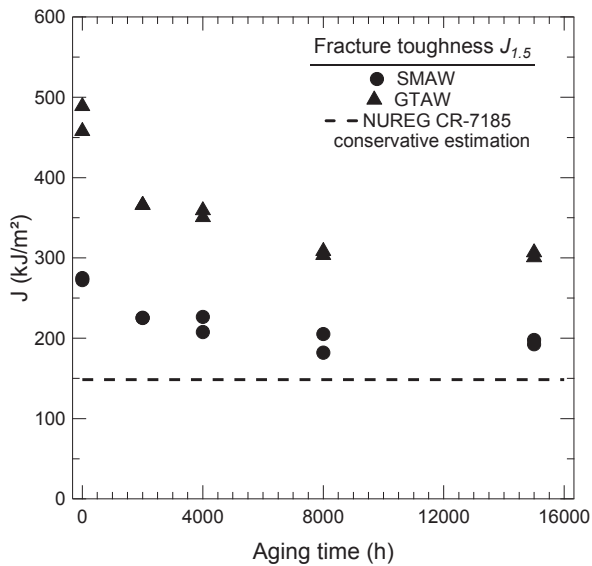


Fig.5 Relationship between fracture toughness $J_{1.5}$ and aging time.

3.3 SCC 進展試験結果

Fig.6 に未時効材、5000 h 時効材、10000 h 時効材の SCC 進展速度を、試験中の平均応力拡大係数の値により整理した結果^[9]を示す。各熱時効条件間で応力拡大係数の値が異なるため直接比較は困難であるものの、本報で取得した殆どのデータが 1×10^{-11} (m/s) オーダーの進展速度を示すとともに、見かけ上 5000 h でピークを持つような結果となった。ただし、原子力安全基盤機構は、未時効の 316L 溶接金属を対象に応力拡大係数がおよそ $10 \sim 40$ MPam^{0.5} の範囲で実施した SCC 進展試験において、同材料、同応力拡大係数であっても進展速度が 1 桁程度ばらつくことを報告しており、かつ報告された進展速度データの多くは本報同様 1×10^{-11} (m/s) オーダーであった^[9,10]。これらのばらつきと速度レンジを考慮すると、本試験結果のみから 350°C の熱時効が SCC 進展速度に明確に影響するか否かを判断することは困難である。しかしながら、400°C での熱時効により SCC 進展速度が 2 倍程度に増加するという報告例^[9]も存在することから、今後更なる長時間時効材や、350°C 以外の時効材の速度データを拡充することで、熱時効が SCC 進展特性に及ぼす影響の有無を明確化するための検討を継続していく予定である。

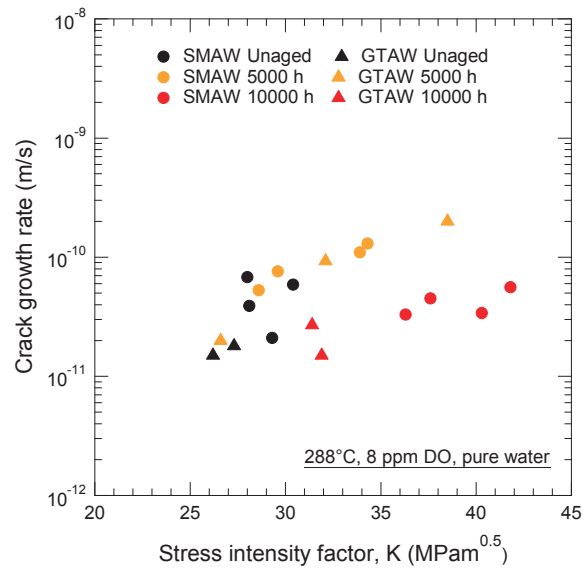


Fig.6 Relationship between crack growth rate and stress intensity factor K.

3.4 ミクロ組織の変化

アトムプローブ測定により求めたフェライト相の相分離の程度である Variation^[11] (Cr 原子の理想的な二項分布からのズレの絶対値) と、G 相析出物の数密度を、SUS316L と似た組成を持つステンレス鋼 SCS16A の評価結果^[6]に対してオーバープロットした図を Fig.7 と Fig.8 にそれぞれ示す。なお、Variation は未時効、5000 h、10000 h 時効材に対して、G 相析出物の数密度評価については未時効材と 5000 h 時効材の結果を対象に実施した。G 相析出物については、Hamaoka らの報告^[12]と同様に定義して評価した。両図中の色分けは時効温度に対応し、溶接金属の結果は図中の塗りつぶしのプロットに相当する。時効後の溶接金属の値は、2種類の SCS16A 鋼の 350°C の熱時効材のデータ群と近い位置にプロットされ、SCS16A 同様、熱時効により増加する傾向を示した。G 相析出物は未時効状態では観察されず、5000 h 時効材においてのみ観察された。本材料の場合、G 相析出物は主に Ni、Mn、Si、Mo より構成されており、2種の SCS16A と同様であった。なお、G 相析出物の数密度は図中に示す 2種の SCS16A の内、H 材に近い値となった。D 材、H 材、SMAW、GTAW について上記 G 相構成元素の合計割合はそれぞれ 13.53 wt%、15.13 wt%、16.07 wt%、16.09 wt% であり、SMAW および GTAW の値は H 材に近い。このため、G 相の析出挙動が D 材よりも H 材に近いものとなったと推定される。

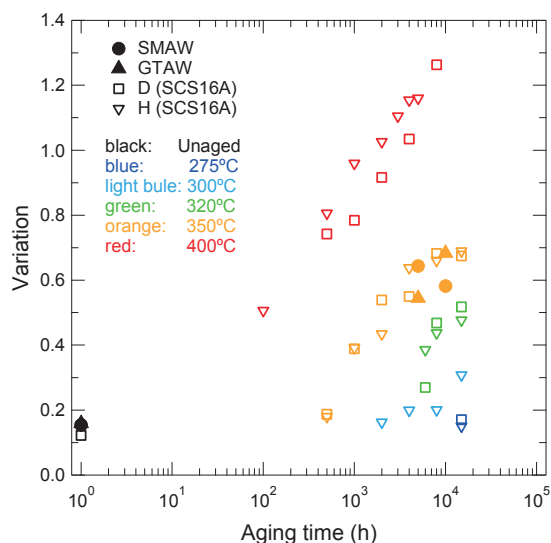


Fig.7 Relationship between variation and aging condition.

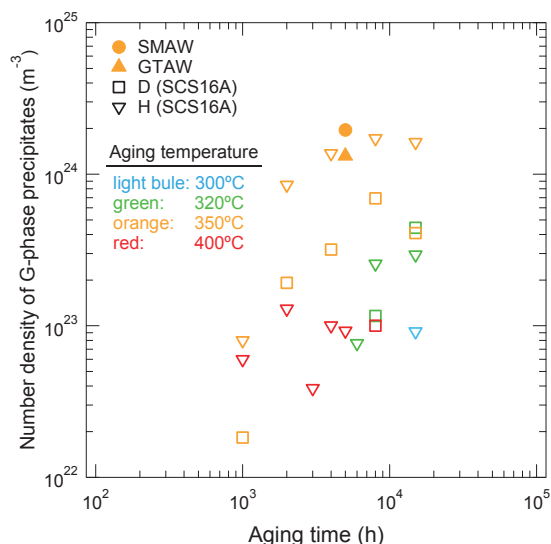


Fig.8 Relationship between number density of G-phase precipitates and aging condition.

4. まとめ

本報では SUS316L 溶接金属に対する 350°Cでの加速熱時効が、引張特性、破壊靱性、SCC 進展特性およびフェライト相のマイクロ組織変化に及ぼす影響についての評価例を紹介した。今後 350°C以外の熱時効材のデータ拡充等により熱時効温度の影響や加速熱時効の妥当性等を検討することで、各特性に及ぼす影響を明確化していく予定である。

参考文献

[1] Seiichi Kawaguchi, Takeharu Nagasaki, Koji Koyama., “Prediction method of tensile properties and fracture

toughness of thermally aged cast duplex stainless steel piping”, ASME PVP2005-71528, 2005.

- [2] O. K. Chopra, “Estimation of Fracture Toughness of Cast Stainless Steels during Thermal Aging in LWR Systems”, NUREG/CR-4513, ANL-15/08 Revision 2, 2016.
- [3] C. Faigy, “Ageing Management of Cast Stainless Steel Components in French PWRs”, ASME PVP-2012-78843 2012.
- [4] W. J. Mills, “Fracture Toughness of Type 304 and 316 Stainless Steels and Their Welds, International Materials Reviews, Vol. 42, No. 2, 1997, pp. 45-82.
- [5] T. Lucas, R. G. Ballinger, H. Haninen, and T. Saukkonen, “Effect of Thermal Aging on SCC, Material Properties and Fracture toughness of Stainless Steel Weld Metals”, Proceedings of 15th International Conference on Environmental Degradation, 2011, pp. 883-900.
- [6] Y. Miura, T. Sawabe, K. Betsuyaku, and T. Arai, “Thermal Aging Behavior of Grade CF3M Cast Austenitic Stainless Steels”, ASME PVP2017-65959, 2017.
- [7] O. K. Chopra, “Effect of Thermal Aging and Neutron Irradiation on Crack Growth Rate and Fracture Toughness of Cast Stainless steels and Austenitic Steel Welds”, NUREG/CR-7185, ANL-14/10, 2015.
- [8] D. Akazawa, Y. Miura, Kenji kako, and T. Arai, “Effect of thermal aging on SCC crack growth rate of 316L stainless steel weld metal”, Proceedings of NACE International East Asia & Pacific Area Conference & Expo, 2019 (投稿中).
- [9] 原子力安全基盤機構. “平成 19 年度原子力用ステンレス鋼の耐応力腐食割れ実証に関する報告書”. 08 基材報-0008. 2009.
- [10] 原子力安全基盤機構. 平成 21 年度低炭素ステンレス鋼の低き裂進展速度領域線図の検証に関する報告書. 10 原高報-0009. 2010.
- [11] F. Danoix and P. Auger, “Atom Probe Studies of the Fe-Cr System and Stainless Steels Aged at Intermediate Temperature: A Review”, Material Characterization, Vol. 44, Issues 1-2, 2000, pp. 177-201.
- [12] T. Hamaoka, A. Nomoto, K. Nishida, K. Dohi and N. Soneda, “Effects of Aging Temperature on G-phase Precipitation and Ferrite-Phase Decomposition in Duplex Stainless Steel”, Philosophical Magazine, Vol. 92, Issue 34, 2012, pp. 4354-4375.