



オーステナイト系ステンレス鋼溶接継手の金属組織と 残留応力に及ぼす実機での高温長時間使用および補修溶接の影響

Influence of FBR plant service and repair welding on
microstructure and residual stress of austenitic stainless steel weld joint

日本原子力研究開発機構	小原 智史	Satoshi OBARA	Member
	高屋 茂	Shigeru TAKAYA	Member
	若井 隆純	Takashi WAKAI	Member
	浅山 泰	Tai ASAYAMA	Member
	鈴木 裕士	Hiroshi SUZUKI	Non Member
日本原子力研究開発機構 現：(株) 神戸工業試験場 フランス原子力庁 (高速原型炉フェニクス)	齊藤 徹	Toru SAITOH	Non Member
		Laurent Martin	Non Member

For the commercialization of fast breeder reactors (FBR), it is essential to enhance the economic competitiveness by reduction of total cost by elongation of plant service period. In this point of view, it is important to establish the assessment method of integrity of aged weld joint and repair welding for the components of future long life FBR. In the present study, evolution of microstructure is evaluated for the 304SS-304SS weld joint which was used for 88,000h at 526-545°C in the French proto-type fast reactor Phenix (as secondary pipes), and for the repair weld joint made from the 304SS of Phenix and new 316LSS plate. In addition, residual stress of the joints were measured by means of RESA and RESA-II. As the results, the microstructure and the residual stress of the joints had changed in the high temperature-long service environment and by the repair welding, and those of the repair weld joint were correlated with its hardness. Since some creep tests of aged and repaired welded joints are continued, the long term stability of microstructure and mechanical properties need to be investigated in the future.

Keywords: 304SS 316LSS Austenitic Steel, Used for 88,000h at 526-545°C in Phenix, Aged Welded Joint, Repaired Welded Joint, Microstructure, Residual stress, RESA, RESA-II, Hardness

1. 緒言

高速増殖炉（以下、FBR）の実用化に向けて、経済性向上の一方策として、プラントを長寿命化しトータルコストを低減することが検討されている。そのため、プラント長寿命化に対応して、プラント構造材料の経年化を適切に評価することが求められている。プラント構造材料の経年化評価を考えた場合、最も注目すべき箇所として溶接部が挙げられる。これは、経験上、高温で使用されるプラントにおいて溶接部の寿命が母材と比べ短いためである[1]。したがって、溶接部の健全性を評価することは、プラントにおいて最も劣化し

やすい箇所の寿命を評価することになり、合理的に長寿命プラント設計ならびにプラントの健全性維持に貢献できると考えられる。

筆者らは、これまで溶接継手の健全性評価のひとつとして、オーステナイト系ステンレス鋼の溶接継手強度評価法の開発を行ってきた[2,3]。この評価法では、溶接継手における強度分布を考慮して、溶接熱影響部（以下、HAZ）や溶接金属部、さらには溶接金属部の δ フェライト相を含めた有限要素解析結果を用いている。これら HAZ や δ フェライト相といった金属組織については、溶接継手から切り出したクリープ試験片等の金属組織観察結果を基にしているが、強度評価法を実機に適用するにあたり、実機プラントで長時間使用された溶接継手（以下、経年化溶接継手）の金属組織変化を確認しておく必要がある。加えて、近年、高温ブ

連絡先：小原智史，〒311-1393 茨城県東茨城郡大洗町成田町 4002，日本原子力研究開発機構 大洗研究開発センター，
電話：029-267-4141， e-mail: obara.satoshi@jaea.go.jp

ラントの構造部において溶接残留応力に起因する損傷例が報告されており[4,5]、高温環境においても残留応力の影響は無視できない。そのため、溶接残留応力についても、実機使用による変化を把握しておく必要がある。

また、長寿命プラントでは、一定期間使用された構造材料（以下、経年化材）に未使用の構造材料（以下、新材）を溶接した補修溶接継手が発生することも予想される。補修溶接継手においては、片側が経年化材であるため、残留応力分布が経年化材と新材側で異なることや新材同士を溶接した溶接継手と比較して機械的特性が劣る可能性が考えられる。補修溶接については、Phenix（仏国）や EBR-II（米国）などの欧米の高速炉において多くの事例があり、これまでに問題となったことはない。しかしながら、将来に向けて長寿命プラントの健全性を確保するために、補修溶接による影響を評価することは重要である。

そこで本研究では、溶接継手の強度特性、さらには健全性に影響すると考えられる金属組織および残留応力に着目し、それらに及ぼす実機高温長時間使用の影響を評価した。また、経年化材に新材を溶接した補修溶接継手を製作し、同様の観点から、金属組織および残留応力に及ぼす補修溶接の影響について評価した。さらに、硬さ試験を実施し、硬さと金属組織および残留応力との関係について評価するとともに、各溶接継手の健全性評価に向けた検討も行った。

2. 供試材および試験方法

供試材は、仏国の高速炉 Phenix にて 526～545℃で約 88,000 h 使用された 2 次主冷却系配管から採取した経年化溶接継手および上記条件にて使用された経年化材に新材を溶接した補修溶接継手である。Fig.1 に配管の外観図、Fig.2 に溶接部の断面概観図をそれぞれ示す。経年化溶接継手は 304SS-304SS、補修溶接継手は 304SS-316LSS から成り、304SS は経年化材、316LSS は新材である。304SS、316LSS および溶接金属の化学

成分を Table1 に示す。

これら供試材に対し、光学顕微鏡（以下、OM）ならびに走査型電子顕微鏡（以下、SEM）とエネルギー分散型蛍光 X 線分析装置（以下、EDX）による金属組織観察、日本原子力研究開発機構の JRR-3 研究炉内の残留応力解析装置（RESA および RESA-II）を用いた残留応力測定およびビッカース硬さ試験を行った。本残留応力測定では Fig.1 に示す幅 150mm×長さ 250mm の試料の他に、3mm 角に切断することによりひずみを開放させた標準試料を Fig.1 に示す試料から採取し測定に用いた。測定領域は、回折角と入射側および検出器側スリットによって幾何学的に形成されるひし形状であり、本測定ではひし形の二つの対角線はそれぞれ 3.45mm と 6.09mm であった。この測定領域にて板厚方向に対して測定を実施し、最も回折強度が強くなる位置を板厚中央とし、板厚中央部に対して残留応力測定を実施した。回折面は (110) とし、半径方向、軸方向、円周方向 3 方向から得られた格子面間隔 d から残留ひずみを以下のように求めた。溶接部の半径、軸および円周方向の格子面間隔を d_R, d_A, d_H とすると、3 方向の残留ひずみ $\epsilon_R, \epsilon_A, \epsilon_H$ は以下のように表される[6]。

$$\epsilon_R = \frac{d_R - d_{R,0}}{d_{R,0}} \quad \dots (1)$$

$$\epsilon_A = \frac{d_A - d_{A,0}}{d_{A,0}} \quad \dots (2)$$

$$\epsilon_H = \frac{d_H - d_{H,0}}{d_{H,0}} \quad \dots (3)$$

ここで $d_{R,0}, d_{A,0}, d_{H,0}$ は無ひずみの格子面間隔であり、一般に、同じ材質の粉末もしくは焼鈍材、または母材から切り出した小片の実測値や計算値を用いる[6]。ここでは、母材から採取した標準試験片の格子面間隔を測定し、無ひずみの格子面間隔とした。式 (1-3) より得られた残留ひずみと回折弾性定数から、式 (4-6) を用いて残留応力を算出した[6]。

Table 1 Chemical compositions of the steels (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
304SS	0.044	0.81	1.90	0.033	0.17	18.3	10.8	0.36	-
316LSS	0.027	0.39	1.63	0.029	0.001	17.58	12.14	2.54	0.065
Weld metal	0.04~0.08	<0.5	<2	0.01	0.01	15~17	7.5~9	1.5~2	-

$$\sigma_R = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \{(1-\nu)\epsilon_R + \nu(\epsilon_H + \epsilon_A)\} \dots (4)$$

$$\sigma_A = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \{(1-\nu)\epsilon_A + \nu(\epsilon_R + \epsilon_H)\} \dots (5)$$

$$\sigma_H = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \{(1-\nu)\epsilon_H + \nu(\epsilon_A + \epsilon_R)\} \dots (6)$$

なお、供試材は、実機配管から切り出したものではあるが、溶接部の大きさ（約6~10mm）に対して母材側は片側70mm以上、長さは全長250mmと大きく、配管切出しによる残留応力の変化は小さいと考えられる。

金属組織観察およびピッカース硬さ試験では Fig.1 から小片を採取し、観察および測定に供した。また、補修溶接時における溶接熱の影響を評価するため、市販溶接シミュレーションソフト“Quick Welder”を用いて伝熱解析を行った。

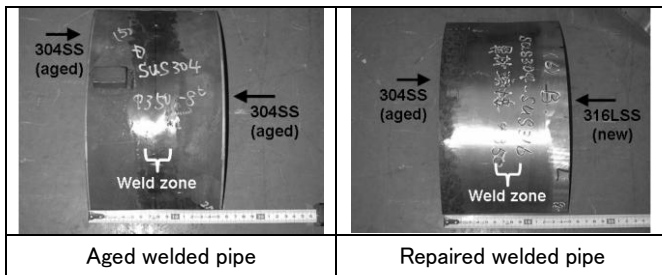


Fig.1 Schematic of aged and repaired welded pipes.

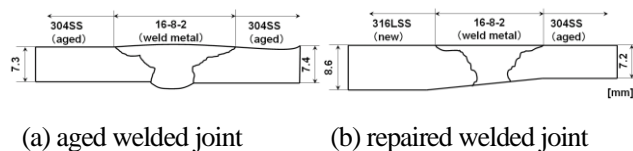


Fig.2 Schematic of aged and repaired welded joints.

3. 実験結果

3.1 組織観察

経年化溶接継手および補修溶接継手において OM および SEM/EDX 分析を行い、金属組織および析出物の変化を評価した。Fig.3 に経年化溶接継手および補修溶接継手（経年化材側）の板厚中央部の HAZ における OM 観察結果を示す。ここで、HAZ は溶接金属と母材との溶融線 (Fusion Line : 以下 FL) から母材側に向かって約 1mm の領域と定義した。経年化溶接継手の HAZ では、王水腐食により結晶粒界が明瞭になり、結晶粒界に析出物が存在することが分かる。結晶粒界に認めら

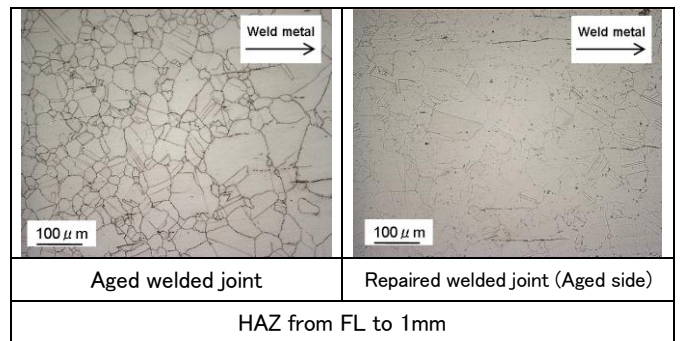


Fig.3 OM images of aged and repaired welded joints.

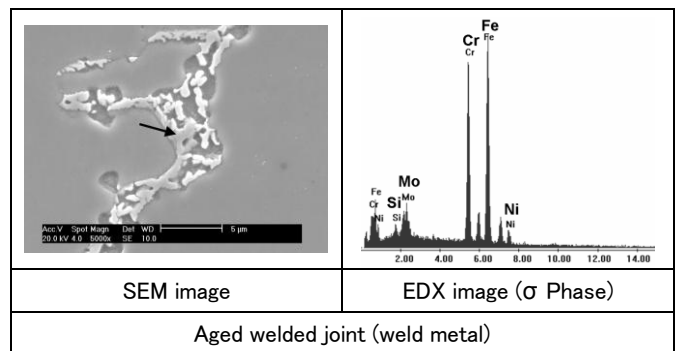


Fig.4 SEM/EDX images of aged welded joint.

れた析出物は SEM/EDX 分析により $M_{23}C_6$ および G 相と推測された。これら析出物は、経年化溶接継手および補修溶接継手の経年化材側の母材においても認められた。一方、補修溶接継手の HAZ においては、結晶粒界上にそれら析出物は認められない。この違いは、析出物に及ぼす補修溶接の影響によると考えることができる。また、母材部および HAZ において δ フェライト相も認められたが、いずれも圧延方向に沿って観察されたことから、 δ フェライト相については運転開始前から存在していたと推測できる。溶接金属部においては、経年化溶接継手および補修溶接継手ともに δ フェライト相を含む 2 相組織であった。このうち、経年化溶接継手の溶接金属の δ フェライト相内においては $M_{23}C_6$ の他に、Fig.4 に示すように σ 相の析出が認められた。なお、経年化溶接継手および補修溶接継手ともに、クリープポイドは認められなかった。

3.2 中性子回折による残留応力測定

経年化溶接継手および補修溶接継手の残留応力測定結果を Fig.5 に示す。経年化溶接継手に認められる残留応力は、周方向、軸方向、半径方向ともに小さく、残留応力分布はほぼ左右対称である。一方、補修溶接継

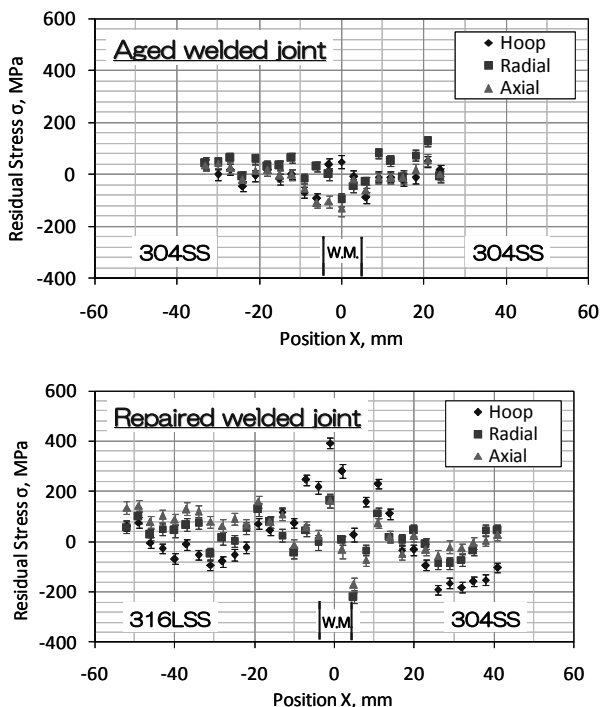


Fig.5 Residual stress distributions of aged and repaired welded pipes.

手の残留応力は、溶接金属部で高い引張応力が認められ、その引張応力にバランスするように母材部で圧縮応力が認められる。残留応力分布については、圧縮の残留応力値に若干の違いが認められるものの、経年化材側と新材側の分布に大きな違いは認められない。

3.3 補修溶接を模擬した熱解析

補修溶接による入熱が金属組織に与える影響を評価するために、“Quick Welder”を用いた伝熱解析を行った。本補修溶接においては入熱量および溶接速度は不明であるため、入熱および溶接速度については、ステンレス鋼の溶滴温度測定例および溶接速度[7]を参考に下記条件を仮定し解析に用いた。解析条件は、入熱：溶接金属要素を 1800℃(溶滴温度:1800℃)、溶接速度:15cm/min、冷却条件：空冷、開先：Y字、溶接パス：6層とした。

解析より求めた FL から約 1mm 離れた板厚中央部の温度分布を Fig.6 に示す。組織観察において $M_{23}C_6$ をはじめとする析出物が観察されなかった HAZ 領域では、補修溶接により最高温度約 1370℃まで加熱される。

3.4 ビッカース硬さ試験

強度と金属組織および残留応力との関係を調べるために、経年化溶接継手および補修溶接継手に対してビ

ッカース硬さ試験を実施した。経年化溶接継手および補修溶接継手の板厚中央部におけるビッカース硬さ試験結果を Fig.7 に示す。経年化溶接継手の硬さは、溶接金属および母材部において顕著な違いは認められず、硬さ分布はほぼ一定である。一方、補修溶接継手の硬さは、経年化材側および新材側ともに溶接金属部に向かって増加する傾向であるが、その傾向は HAZ 近傍では認められず、逆に硬さは低下する。なお、経年化材と新材で硬さの違いが認められるが、鋼種が異なることに留意が必要である。

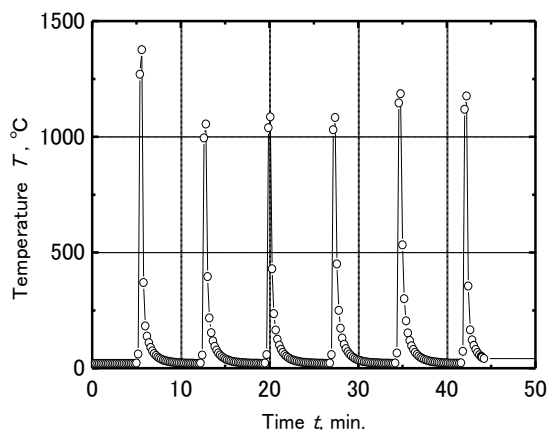


Fig.6 Temperature variation at HAZ from fusion line to approximately 1mm by repair weld.

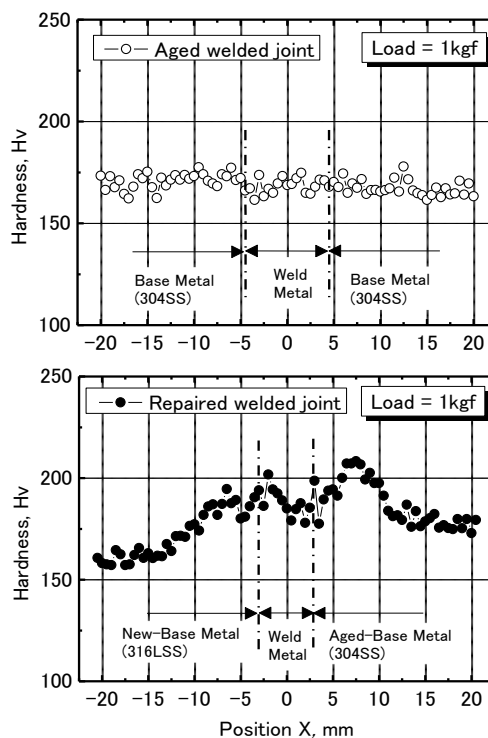


Fig.7 Hardness test results of aged and repaired welded joints.

4. 考察

4.1 金属組織および残留応力に及ぼす実機高温長時間使用の影響

一般に、304系オーステナイト系ステンレス鋼において、500°Cを超える温度で長時間保持されると、 $M_{23}C_6$ 、G相、 σ 相、 α 相が析出する[8,9]。また、溶接金属部の δ フェライト相においては、 δ フェライト相内に $M_{23}C_6$ や σ 相の析出が生じる[3,10]。

本経年化継手においては、母材部およびHAZで認められる析出物の多くは $M_{23}C_6$ であり、一部G相の析出も認められた。しかしながら、 $M_{23}C_6$ の著しい凝集・粗大化は認められなかった。溶接金属部では、 δ フェライト相中において $M_{23}C_6$ および σ 相の析出が認められたが、 δ フェライト相内に限られた析出であった。これら経年化継手で認められた析出挙動については、既報[3,8-10]と同じ傾向であった。一方、母材部において σ 相の析出は認められなかった。この結果は、無負荷状態のSUS304における時間-温度-析出線図(TTP線図)[9]において、 σ 相が析出するまでには550°Cでは10万時間以上要する結果と傾向が一致する。なお、この結果から、526~545°Cにて約88,000h使用された本経年化継手においては析出挙動に及ぼす実機応力の影響は少ないものと推測できる。 α 相については、OMおよびSEM/EDX分析では、 δ フェライト相と区別が出来なかったため、調査を行わなかった。

以上から、OMおよびSEM/EDX結果から認められる金属組織に及ぼす実機使用(526~545°C-88,000h)の影響は、母材部およびHAZでは主に $M_{23}C_6$ およびG相の析出であり、溶接金属部では $M_{23}C_6$ および σ 相の析出である。それら析出物は、母材およびHAZにおいては結晶粒界上、溶接金属部では δ フェライト相内に析出しており、これらの析出挙動は、一般的なラボ試験環境での報告と同様であった。また、母材部の析出挙動から析出物挙動に及ぼす実機応力の影響は少ないものと推測できる。

経年化溶接継手の残留応力は小さく、溶接部の残留応力分布の特徴である引張・圧縮応力分布は認められない。残留応力の源となる塑性ひずみは、高温保持により緩和されクリープひずみになることから、本実機使用環境である526~545°Cにおいても残留ひずみは緩和すると考えられる。高橋によるシミュレーション結果では、500°Cでの10,000h時効により最大残留応力値

は1/3に低下した[4]。このことから、経年化溶接継手においても実機使用により残留応力が大きく緩和したことが考えられる。

4.2 金属組織および残留応力に及ぼす補修溶接の影響

補修溶接継手のHAZに $M_{23}C_6$ およびG相が観察されないことから、それら析出物に及ぼす補修溶接の影響について検討した。Fig.8にThermo-Calc.[11]により計算した304SSの平衡状態図を示す。経年化材(C=0.044%)において、526~545°Cでの使用により析出した $M_{23}C_6$ は950°C以上の温度域では母相に固溶し、G相は580°C以上で固溶すると考えられる。補修溶接を模擬した伝熱解析から補修溶接によってHAZでは最大20秒程度950°C以上に加熱されることから、補修溶接継手のHAZにおいて $M_{23}C_6$ およびG相は補修溶接の入熱によって母相へ固溶した可能性がある。一方、入熱によって950°C以下に加熱される領域においては $M_{23}C_6$ が、また580°C以下ではG相の析出・成長が考えられるが、本観察においてそれら析出物の析出・成長が顕著な領域は認められなかった。

残留応力は補修溶接により発生するが、その分布は経年化材側と新材側とでほぼ等しく、母材部における圧縮応力の値のみ若干異なっていた。この原因として、材料(素材)および配管形状が考えられる。本補修溶接継手は、Fig.2に示すように、経年化材が304SS、新

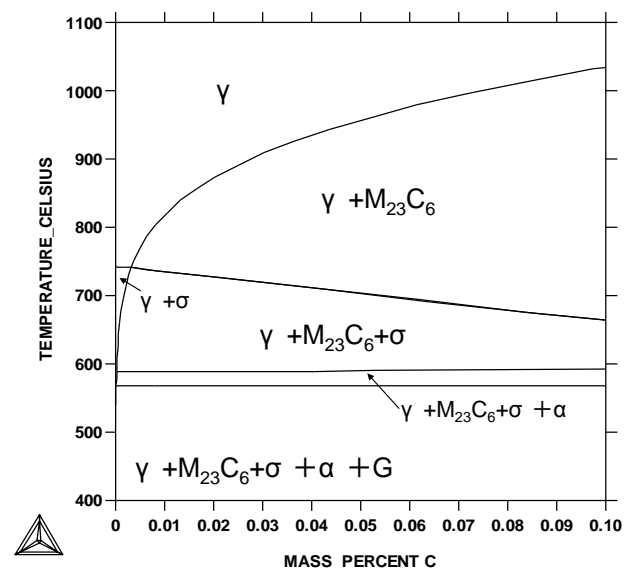


Fig.8 Calculated phase diagram of 0/0.1C-0.8Si-2Mn-18Cr-0.4Mo-11Ni-Fe steel by Thermo-Calc. Fe-ver.6.

材が 316LSS で構成されている。304SS と 316LSS とでは高温における引張特性（0.2%耐力、引張強さ等）が異なるため[12]、同じ溶接熱履歴においても発生する残留応力値がそれぞれ異なることが考えられる。形状についても、Fig.2 に示したように、経年化材と新材で板厚が異なる。このような形状の継手に溶接を施した場合、板厚の薄い領域では厚い領域と比較して単位体積あたりの入熱量が多く、かつ入熱の影響を受ける範囲も広いため、入熱による変形が大きくなると推測できる。すなわち、補修溶接により薄肉である経年化材側の変形が大きくなるが、大型の実機配管の場合には経年化材側および新材側ともに強く拘束されるために、薄肉の経年化側においてより高い残留応力が発生したと考えられる。また、本補修溶接継手は、実機プラントから採取した配管に対して手溶接を施したものであり、補修溶接時の入熱量および溶接速度、さらに溶接範囲等の溶接条件は必ずしも一定ではない。そのため、例えば、溶接の最終パスにおいて上記溶接条件が変化したことにより残留応力値が変化した可能性も考えられる。

4.3 補修溶接継手における硬さと金属組織および残留応力との関係

ここでは、硬さに明確な変化が認められた補修溶接継手の硬さと金属組織および残留応力との関係について検討した。

Fig.7 に示したビッカース硬さ試験結果から、母材部に着目すると、母材部の硬さは溶接金属部に向かって増加する傾向が認められた。母材部の金属組織に関して、析出物が粒界上に認められるが、溶接金属部に向かった顕著な組織変化は認められず、硬さ分布と関連しない。一方、残留応力は溶接金属部に向かって増加することから、硬さ分布と相関が認められる。

HAZ 近傍および溶接金属部においては、硬さの低下が認められ残留応力との相関が認められなくなる。また、経年化材側の HAZ と経年化材母材部の最硬部との差が大きくなる。この要因としては、母材部では残留応力の増加により硬さが増加するのに対し、HAZ では残留応力は増加するものの一方で析出物が母相へ固溶することおよび HAZ の結晶粒は母材部と比較して粗大であることから結晶粒粗大化によって硬さが低下することが考えられる。その結果、経年化材側の HAZ と母材部の最硬部との間に大きな差が生じると考えられる。

以上のことから、補修溶接継手の硬さには金属組織および残留応力がともに関係すると考えられるが、経年化材側の HAZ においては、母材部と比較して硬さに及ぼす金属組織の影響が強くなるために、残留応力と硬さ分布は関連しないと考えられる。

4.4 経年化溶接継手および補修溶接継手の健全性評価に向けた検討

これまで実機FBRプラントにて長時間使用された経年化溶接継手や実機経年化材に新材を溶接した補修溶接継手について、溶接継手健全性評価を実施した例は少なく、健全性評価に向けた検討が必要である。本研究では、実機プラントにて 526~545℃で約 88,000h 使用された経年化溶接継手および補修溶接継手に対し、組織観察、残留応力測定および硬さ試験を実施した。それらの結果から、いずれも経年化および補修溶接に対応した変化が認められた。このうち、残留応力については、FBR 運転環境下における使用によりその値は減少することおよび本経年化溶接継手においては緩和されゼロに近い値であったことから、経年化溶接継手の強度特性に及ぼす残留応力の影響は小さいと推測できる。また、補修溶接継手においては、補修溶接により残留応力が発生し母材部の硬さが増加するが、その影響は高温使用により小さくなると考えられる。

一方、硬さ試験から、経年化材側の HAZ と母材部の最硬部との間において明確な差が認められた。これは、上で述べたように、経年化側の HAZ では炭化物の母相への固溶および結晶粒粗大化が生じるためと考えられるが、この経年化材側の HAZ 近傍での硬さの差は応力集中の原因となり、溶接継手の強度を低下させる可能性が考えられる。このことから、補修溶接継手の健全性評価においては、経年化側の HAZ に着目すべきと考えられる。

現在、補修溶接を含めた経年化溶接継手の健全性評価法の開発に向けて、経年化溶接継手および補修溶接継手に対して、長時間にわたる熟時効試験およびクリープ試験を実施・継続している。今後、各溶接継手の強度特性や組織変化、また、補修溶接継手においては上で述べた HAZ 近傍に着目する予定である。本研究にて得られた成果は、それら試験の評価を行なう上で有用である。

5. 結言

- 1) 経年化溶接継手では、実機使用により結晶粒界に $M_{23}C_6$ および G 相の析出が認められる。これら析出挙動については、一般的なラボ試験環境での報告と同様であった。一方、補修溶接継手の HAZ においては、 $M_{23}C_6$ および G 相は観察されない。この理由として、補修溶接による入熱により析出物が母相に固溶した可能性が考えられる。
- 2) 経年化溶接継手に認められる残留応力の値は低く、高温長時間使用により緩和されたと考えられる。補修溶接継手の残留応力は、溶接金属部で高い引張応力が認められ、母材部においては圧縮応力が認められる。
- 3) 経年化溶接継手の硬さは、溶接金属から母材部までほぼ一定であり、また、両側の硬さもほぼ等しい。一方、補修溶接継手の硬さは、経年化側の HAZ と母材部の最硬部との間に差が認められた。この理由としては、母材部では残留応力の増加により硬さが増加するのに対し、HAZ では残留応力は増加するものの一方で析出物の母相へ固溶および結晶粒粗大化により硬さが低下することが考えられる。
- 4) 残留応力は、FBR 運転環境下における使用によりその値は減少することおよび本経年化溶接継手においては緩和されゼロに近い値であったことから、経年化溶接継手の強度特性に及ぼす残留応力の影響は小さいと推測できる。また、補修溶接継手においては、補修溶接により残留応力が発生し母材部の硬さが増加するが、その影響は高温使用により小さくなると考えられる。
- 5) 補修溶接継手においては、経年化材側 HAZ と母材部の最硬部との間に明確な差が認められたことから、HAZ 近傍において応力集中が生じる可能性がある。現在、長時間にわたる熱時効試験およびクリープ試験を実施・継続しており、今後 HAZ 近傍を含めた調査を実施する予定である。

参考文献

- [1] C.H.A. Townley, "Structural integrity and its role in nuclear safety: recent UK advances in the development of high temperature design procedures", Nuclear Engineering and Design Vol.165 (1996) p.321
- [2] 浅山ら、"316FR 溶接継手強度評価法の開発" 核燃料サイクル開発機構 (サイクル機構技報) No.6 2000.3
- [3] T.Asayama *et al.*, "Weld metal creep-fatigue life prediction by modeling the microstructure degradation due to the exposure to high temperature and load", Nuclear engineering and design Vol.195 (2000) p.197
- [4] (社)日本溶接協会、"原子力発電プラントにおける溶接・残留応力と強度に関する国内シンポジウム"、資料集、2007, pp.71-85
- [5] D.J. Smith *et al.*, "Measurement and prediction of residual stresses in thick section steel welds", J Strain Anal. Vol.35 (2000) p.287
- [6] 坂井田ら、"中性子回折による浸炭歯車の内部ひずみ測定"、日本機械学会論文集 (A 編) 74 巻 740 号、2008-4、p.124
- [7] (社)日本溶接協会、"溶接・接合技術データブック"、2007、p.154
- [8] 中澤ら、"304、316 系ステンレス鋼のクリープ破断伸びと破断時間の関係"、鉄と鋼 Vol.75 (1989) p.2234
- [9] 物質・材料研究機構、"NIMS 物質材料データベース" No.4B、No.16B
- [10] 中澤ら、"高速炉一構造用の低炭素・中窒素型 316 系溶接材料の高温特性と微細組織"、鉄と鋼 Vol.80 (1994) p.783
- [11] L.Hoglund *et al.*, "Foundation of Computational Thermodynamics", Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden.
- [12] ステンレス協会、"ステンレス鋼データブック"、2000、pp.205-216

(平成 21 年 4 月 9 日)