長時間熱時効された改良 9Cr-1Mo 鋼溶接金属の じん性回復と電気化学計測による評価*

西川 聡**, 大北 茂**, 堀井 行彦**

Toughness Recovery of Modified 9Cr-1Mo Steel Weld Metals After Long-term Thermal Aging and Its Evaluation by Electrochemical Measurement*

by NISHIKAWA Satoru**, OHKITA Shigeru** and HORII Yukihiro**

Recently, the thermal power plants tend to operate under at higher temperature and pressure steam conditions for the CO₂ reduction. The modified 9Cr-1Mo steels are used in the ultra super critical power plant because of the excellent creep property. However, the toughness of base metal decreases after long-term thermal aging at operation temperature. Moreover, it paid attention to the toughness of the weld metal because toughness of weld metal is the lowest in the MIG weldment. In this study, metallurgical factors of toughness of the modified 9Cr-1Mo steel weld metals by thermal aging at operation temperature were investigated. And the evaluation method of toughness by the electrochemical measurement used with 5% sulfuric acid aqueous solution was investigated.

The weld metal that received post weld heat treatment (PWHT: 1023 K, 5.4 ks) decreased toughness by thermal aging in 873 K, 31.5 Ms. However toughness of the welds after thermal aging were recovered to the same level of as PWHT welds when the thermal aged welds received the same thermal history as PWHT. A lot of large Laves phase was observed in the weld metal after the thermal aging. However almost of the Laves phase dissolved in parent phase by the same thermal history as PWHT. Therefore, it seemed that the decrease and the recovery of toughness was mainly determined by the behavior of precipitation of Laves phase. Peak of the current density (Ip) in the electrochemical measurement was appeared in the weld metals of precipitated a lot of large Laves phase. It seemed that appearance of Ip was caused by the dissolution of the Laves phase. The good correlation between toughness and Ip was observed. Therefore, it can be said that toughness of the weld metals suppose to be predict using Ip of electrochemical measurement.

Key Words: Modified 9Cr-1Mo steel weld metal, Thermal aging, Toughness decrease, Toughness recovery, Laves phase, Electrochemical measurement, Peak of current density

1. 緒 言

近年、地球温暖化対策として CO₂ の削減が至上命題となっており、様々な分野で取り組みが進行している。電力分野もその例外では無く、CO₂ の排出量が極めて少ない原子力発電の採用や、火力発電設備の高効率化がなされている。火力発電では高効率化の1つとして蒸気条件の向上、すなわちより高温・高圧の条件で運転する傾向にあり、国内では1993年から600℃級の超々臨界圧プラントの運転が開始されている。このような背景から、材料に要求されるクリープ強度は年々高くなっており、これに対応して従来多く用いられてきた2.25Cr-1Mo鋼に代わり、各種高Cr系鋼が開発されている。その中の一つである火STPA28及び火SCMV28（以下、改良9Cr-1Mo鋼）は、超々臨界圧プラントのスーパーヒータや主蒸気系配管に広く採用されている。しかし、改良9Cr-1Mo鋼母材のじん性は、運転温度近傍で

保持時間が長くなるのに伴い低下することが報告されており¹⁻³⁾、このようなじん性低下はLaves相の析出に起因するとされている。また、改良9Cr-1Mo鋼のMIG溶接継手では、溶接金属のじん性が母材や溶接熱影響部と比較して低くなる傾向があり⁴⁾、溶接継手のじん性を確保する上では、母材よりむしろ溶接金属のじん性に着目する必要がある。溶接のままでMIG溶接金属のじん性は極めて低いため、溶接後熱処理(PWHT)によりじん性を確保している。この場合、熱処理温度が重要となり、1008K以上の高温にする必要がある⁴⁾。したがって、最近のASME規格やEN規格では、改良9Cr-1Mo鋼のようなNb, Vを含む9Cr-1Mo鋼は、通常の9Cr-1Mo鋼よりPWHT温度を高く規定している。しかし、PWHT温度を高温に設定してじん性を確保したW含有9Crフェライト系耐熱鋼の溶接金属においても、運転温度に長時間保持されるとじん性の低下が生じる⁵⁾。このような溶接金属のじん性低下の原因については、十分な検討がなされているとは言え、不明な点が多いのが現状である。

本研究では、長時間熱時効を受けた改良9Cr-1Mo鋼溶接金属のじん性低下と、その後の熱処理によるじん性回復を把握し、金属組織的要因を調査した。また、長時間の使用に伴うじん性の変化を非破壊的に簡易評価することができれば、プラントの経年化対策上有効な手段となる。プラン

*受付日 平成20年5月23日 受理日 平成20年7月15日 平成18年度秋季全国大会で発表、平成20年2月溶接冶金研究委員会で発表

**正 員 財団法人 発電設備技術検査協会 Member, Japan Power Engineering and Inspection Corporation

ト材料の材質劣化評価について、電気化学計測を用いた報告がある⁶⁻⁸⁾ことから、本研究では電気化学計測を用いたじん性の簡易評価手法について検討を行った。

2. 実験方法

2.1 評価試験片の作製

Table 1 に用いた母材と溶接材料の化学組成を示す。板厚 35 mm、外径 318.5 mm、長さ 1000 mm の火 STPA28 の突合せ溶接継手を製作した。Fig. 1 に溶接金属の積層図を示す。予熱・パス間温度は 473~573 K として、3 パス目までは TIG 溶接（溶接入熱 0.85~2.02 kJ/mm）、それ以降のパスは Ar-5%CO₂ をシールドガスに用いた MIG 溶接（溶接入熱 1.17~2.93 kJ/mm）で積層した。なお、評価対象は MIG 溶接金属部とした。製作した継手の溶接部を Fig. 2 に示すように、1023 K、5.4 ks での PWHT と実機運転温度を模擬した 873 K の熱時効を行った。そして、熱時効による材質劣化を回復させる目的で、31.5 Ms 熱時効した溶接部に PWHT と同じ熱処理（HT）を付与した。

Table 1 Chemical compositions of base metal and filler wire used. (wt%)

Materials	C	Si	Mn	P	S	Mo	Cr	Nb	V
Base metal	0.11	0.24	0.46	0.008	0.001	0.97	8.81	0.07	0.19
Filler wire	0.08	0.27	1.29	0.007	0.006	0.98	8.86	0.03	0.19

Fig. 1 Schematic cross-section of pass sequence of the butt joint.

Fig. 2 Thermal histories applied.

2.2 シャルピー衝撃試験と硬さ試験

2.1 節で実施した熱処理と熱時効の各段階において、板厚中心から溶接金属のビード幅中央をノッチ位置として、2 mmV ノッチシャルピー衝撃試験片を作製し、303 K で衝撃試験を行った。また、板厚中心における溶接部の硬さ分布、及び最終パスの硬さを荷重 9.8 N、加圧時間 15 s のマイクロビッカース硬さで求めた。

2.3 電気化学計測

2.1 節で製作した溶接金属の最終パスより、ビード表面を評価面として電気化学計測試験片を作製した。最終パスより採取した試験片に銅線をはんだ付けし、評価面のみが露出するようにアクリル樹脂で埋め込みを行い、試料電極とした。試料は 1 μm までのダイヤモンドペーストまで湿式研磨して、計測時の隙間腐食を防止するため、計測面の周囲をパラフィンにより被覆した後、万能投影機を用いて計測面積を測定した。

電解液は 5% 硫酸水溶液を用いた。500 ml の水溶液を 303 ± 1 K で 25 ml/s の流量で 3.6 ks 以上 Ar 脱気を行い、試験溶液とした。飽和カロメル電極を照合電極として、自然電位からアノード方向に電位掃引速度 1.67 mV/s で 0.5 V vs SCE まで掃引させ、得られた電流値を計測面積で除して電流密度とした。なお、計測中は電解槽の上部から Ar を流し続け、試験溶液は毎回交換した。

2.4 金属組織観察

シャルピー衝撃試験後の破面を走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて加速電圧 20 kV で観察した。また、衝撃試験片断面をエポキシ樹脂で埋め込み、アルミナ仕上げ研磨後に 10% アセチルアセトン-1% テトラメチルアンモニウムクロライド-メタノール溶液中にて 0.1 V vs SCE で 5 C/cm² の条件で電解腐食を行い、ノッチ先端部近傍より抽出レプリカを採取した。そして、透過型電子顕微鏡（TEM）を用いて加速電圧 200 kV で組織観察し、電子線回折及び EDS 分析により析出物を同定して、画像解析装置で 700 μm² の視野における析出物の投影面積を求めた。さらに、衝撃試験片の破面から約 1.5 mm 離れた箇所から薄膜試料を作製し、TEM 観察で析出物の析出位置を調査した。また、電界放出型走査電子顕微鏡（FE-SEM）を用いて加速電圧 30 kV で電気化学計測試験片表面の組織観察を行い、析出物を EDX 分析により調査して、TEM 観察における EDS 分析結果を参考にして析出物を推定した。

3. 実験結果及び考察

3.1 熱時効及びその後の熱処理によるじん性の変化

Fig. 3 に熱処理と熱時効による溶接金属の衝撃吸収エネルギーの変化を示す。溶接のまま（AW）では $\langle vE_{303K} \rangle_{AV} = 15 J$

であるが、PWHTにより $\langle vE_{303K} \rangle_{AV}=134\text{ J}$ に上昇する。そして、熱時効を受けると衝撃吸収エネルギーが 15.8 Ms 後で $\langle vE_{303K} \rangle_{AV}=62\text{ J}$ 、31.5 Ms 後で $\langle vE_{303K} \rangle_{AV}=53\text{ J}$ となり、母材と同様に熱時効時間が長くなるのに伴いじん性は低下する傾向を示した。しかし、31.5 Ms の熱時効後に PWHT と同じ熱処理 (HT) を付与することで、衝撃吸収エネルギーが PWHT のままと同等の $\langle vE_{303K} \rangle_{AV}=137\text{ J}$ に回復した。Fig. 4 に破面観察結果を示す。PWHT+31.5 Ms 熱時効材は、へき開破面を呈していた。一方、PWHT+31.5 Ms 熱時効+HT 材では PWHT のままと同様に延性破面を呈しており、衝撃吸収エネルギーの変化と対応していた。このようなじん性の低下と回復は、9Cr-Mo 系の母材では次のような報告がある。朝倉らによると⁹⁾、焼ならし (1323 K, 1.8 ks) 後に 973 K, 3.6 ks で焼戻しを行った 8.52Cr-1.55Mo-0.05Nb-0.17V 鋼に対して、823 K, 360 ks の熱時効を受けてじん性が低下しても、973 K, 3.6 ks の熱処理を受けるとじん性が回復する。また、細井らによると¹⁰⁾、焼ならし (1323 K, 1.8 ks) 後に 1048 K, 3.6 ks で焼戻しを行った 9.85Cr-2.31Mo-0.06Nb-0.12V 鋼に対して、873 K, 3.6 Ms の熱時効を受けてじん性が低下しても、1048 K, 3.6 ks の熱処理で、析出していた Laves 相が固溶してじん性が回復する。したがって、熱時効を受けてじん性が低下した溶接金属において、PWHT と同じ熱処理を付与することでじん性が回復するのは、母材と同じ機構による可能性がある。

Fig. 5 に溶接部の硬さ分布を示す。溶接金属の硬さは PWHT により低下する。しかし、熱時効では硬さの変化はほとんど見られず、再び HT を加えても平均 $Hv=10$ 程度し

Fig. 3 Effect of PWHT, aging and HT on absorbed energy at 303 K of the weld metals.

Fig. 4 SEM micrographs of fractured surfaces of the weld metals after Charpy impact test.

か軟化しなかった。すなわち、最初の PWHT におけるじん性向上以外は、硬さの変化とじん性に大きな相関は認められなかった。実機の 9Cr 系鋼の溶接部では、PWHT を行う場合がほとんどであるため、PWHT 後のじん性の変化について金属組織的要因を調査した。

3.2 じん性と金属組織の関係

Fig. 6 に光学顕微鏡による最終パスの組織観察結果を示す。PWHT により、図中の矢印の黒点に示される析出物が全面に渡り析出するが、PWHT+31.5 Ms 熱時効材との間では金属組織に大きな変化は見られなかった。そして、HT を受けることで析出物は少なくなる傾向を示した。光学顕微鏡観察では熱時効による顕著な組織変化が見られなかった

Fig. 5 Comparison of Vickers hardness distributions at the welds.

Fig. 6 Comparison of optical micrographs of the weld metals.

Table 2 Precipitations identified by TEM investigation in the weld metals.

PWHT	PWHT+15.8 Ms aging	PWHT+31.5 Ms aging	PWHT+31.5 Ms aging+HT
$M_{23}C_6$ $MnSiO_3$ $V(Cr, Nb)CN$	Laves phase $M_{23}C_6$ $MnSiO_3$ $V(Cr, Nb)CN$	Laves phase $M_{23}C_6$ $MnSiO_3$ $V(Cr, Nb)CN$	Laves phase $M_{23}C_6$ $MnSiO_3$ $V(Cr, Nb)CN$

ため、TEMにより析出物を同定した。抽出レプリカで観察された析出物を Table 2 に示す。PWHT のまま以外の条件において、母材で熱時効によるじん性低下の一因とされる Laves 相が観察されたことから、Laves 相に着目した。Fig. 7 に PWHT+31.5 Ms 熱時効材で観察された Laves 相を示す。また、Fig. 8 に同材料で観察された $M_{23}C_6$ を示す。Laves 相は $M_{23}C_6$ と比較して角張った形状を呈しており、長さが $1\mu\text{m}$ 以上のものが多数観察された。EDS 分析より、Laves 相では Cr より高い Mo のピークが見られた。 $M_{23}C_6$ でも Mo のピークが見られたが、Cr のピークと比較すると低かった。他の析出物で Mo は検出されなかったことから、EDS 分析における Mo のピーク高さを Cr と比較することで、Laves 相を判別することが可能である。この点を利用して、EDS

分析により Laves 相を特定し、画像解析で投影面積を求めた。Fig. 9 に Laves 相の投影面積の度数分布を示す。Laves 相の最大面積は、PWHT+15.8 Ms 熱時効材と PWHT+31.5 Ms 熱時効材でほぼ同じであったが、PWHT+31.5 Ms 熱時効材の Laves 相の総数は PWHT+15.8 Ms 熱時効材の 2 倍であった。したがって、熱時効時間が長くなると Laves 相の析出量が増加するため、じん性が低下したと考えられる。船橋らは²⁾、873 K で 36 Ms まで熱時効した改良 9Cr-1Mo 鋼の母材について、Laves 相の析出量とじん性との関係を調査しており、熱時効時間が長くなるのに伴い Laves 相の析出量が増加してじん性が低下することを述べている。そのため、溶接金属においても母材と同様の傾向があると言える。一方、PWHT+31.5 Ms 熱時効+HT 材

Fig. 7 Laves phase in the weld metal of 31.5 Ms thermal aging after PWHT. The precipitation with an arrow in TEM image was investigated by EDS.

Fig. 8 $M_{23}C_6$ in the weld metal of 31.5 Ms thermal aging after PWHT. The precipitation with an arrow in TEM image was investigated by EDS.

Fig. 9 Distribution of the number of Laves phase near the notch of specimen after the Charpy impact test. Investigated area in each specimen are $700\mu\text{m}^2$

Fig. 10 Laves phase having cracks near the fractured surface of Charpy specimen in the weld metal of 31.5 Ms thermal aging after PWHT.

では Laves 相が観察されたものの、PWHT+31.5 Ms 熱時効材と比較して Laves 相の最大面積ならびに総数は大幅に減少した。したがって、PWHT と同じ熱処理を受けることで析出していたほとんどの Laves 相がマトリックス中に固溶するため、じん性が回復したと考えられる。これらは、細井らの¹⁰⁾熱時効によりじん性が低下した母材の熱処理による回復と同じ機構である。

Fig. 10 に、PWHT+31.5 Ms 熱時効材のシャルピー衝撃試験片の破面近傍で観察された Laves 相を示す。また、Fig. 11 に同材料の MnSiO_3 の観察結果を示す。Laves 相は主に旧オーステナイト粒界とマルテンサイトラス境界に析出しており、Fig. 10 で示すように長さが $1\mu\text{m}$ 以上の粗大な Laves 相でき裂を生じたものが多数観察された。Fig. 11 に示すような径が $1\mu\text{m}$ 近くの比較的粗大な MnSiO_3 にもき裂を生じているものが観察されたが、このような MnSiO_3 の数は、き裂が生じた Laves 相と比較して非常に少なかった。また、 M_{23}C_6 や V (Cr, Nb) CN に割れは見られなかったことから、熱時効により衝撃吸収エネルギーが低下した主な原因は、粗大な Laves 相の析出だと考えられる。駒崎らは⁶⁾ W 強化型 9%Cr 鋼の母材で低温引張試験後の試験片を観察し、長さが $1\mu\text{m}$ 程度に粗大化した Laves 相が割れているのを確認している。このように、粗大な Laves 相はマトリックスや他の析出物と比較して割れ易く脆いため、衝撃吸収エネルギーが低下したのと考えられる。

3.3 電気化学計測によるじん性評価

3.2 節より、改良 9Cr-1Mo 鋼の溶接金属が熱時効によりじん性低下するのは、粗大な Laves 相の析出が主な原因だと言える。したがって、Laves 相の析出量を非破壊的に簡易評

価できれば、じん性を評価する上で有効な情報が得られる。実機で簡易評価を適用する場合は最終層を用いることが想定されるため、最終パスから評価試験片を作製した。Fig. 12 に PWHT+31.5 Ms 熱時効材の組織観察結果を示す。長さが $1\mu\text{m}$ 以上の粗大な析出物が多く観察され、矢印で記された析出物は EDX 分析で Cr より高い Mo のピークが見られたため、Laves 相だと思われる。したがって、最終パスの Laves 相の長さは、Fig. 7 や Fig. 10 で示した板厚中心部での Laves 相の長さとはほぼ同じと言える。

Fig. 13 に最終パスの硬さ計測結果を示す。初めの PWHT により硬さは減少するが、その後の熱時効や HT では大きな変化は見られず、Fig. 5 に示した板厚中央部の硬さ分布と同じ傾向であった。したがって、硬さ計測で PWHT の有無を評価することは可能であるが、PWHT 後の熱時効や HT によるじん性の変化を硬さ計測で評価することは困難だと思われる。

Fig. 14 に PWHT 後に熱時効や HT を行った最終パス溶接金属の電気化学計測結果を示す。自然電位は条件によらずほぼ同じとなり、 -0.52 V vs SCE であった。自然電位からアノード方向に電位を掃引させると、 0.2 V vs SCE 近傍までの電流密度の挙動はどの条件もほぼ同じであるが、それよりアノード側の電位では、熱時効や HT の有無で電流密度の挙動に変化が生じた。Laves 相が析出していた

Fig. 11 MnSiO_3 having cracks near the fractured surface of charpy specimen in the weld metal of 31.5 Ms thermal aging after PWHT.

Fig. 12 SEM micrograph of the final weld pass of PWHT+31.5 Ms aging. Arrows show investigated precipitations by EDX.

Fig. 13 Vickers hardness on the final weld pass.

Fig. 14 Anodic polarization curves of the weld metals.

Fig. 15 SEM micrograph of the weld metal of PWHT+31.5 Ms aging after holding 3.6 ks to 0.35 V vs SCE in 5% sulfuric acid aqueous solution.

Fig. 16 Relationship between I_p and absorbed energy at 303 K.

PWHT+15.8 Ms 熱時効材と PWHT+31.5 Ms 熱時効材では電流密度のピークが生じ、Laves 相が観察されなかった PWHT 材、及び Laves 相が極めて少量の PWHT+31.5 Ms 熱時効+HT 材では、電流密度の明瞭なピークが見られなかった。したがって、0.2 V vs SCE 以上で見られた電流密度のピークは、Laves 相の溶解で生じた可能性がある。電気化学計測後の試験片表面を観察したところ、マトリックスが激しく腐食されて表面が凹凸に富み、Laves 相の溶解を確認することができなかった。これは、Fig. 14 で示されるように、-0.52 から 0.2 V vs SCE までの電流密度が高いため、このときに激しく腐食されたものと考えられる。そのため、PWHT+31.5 Ms 熱時効材を電流密度のピークが見られた 0.35 V vs SCE の定電位に 3.6 ks 保持した後、表面観察を行った。Fig. 15 に PWHT+31.5 Ms 熱時効材の定電位保持後の表面観察結果を示す。黒点で示される長さが $1\mu\text{m}$ 以上の穴が多く観察された。視野中の残存析出物について EDX 分析を行った結果、 M_{23}C_6 と思われる析出物が観察されたが、

Mo のピークが Cr より高い析出物は観察されなかった。観察された穴は Fig. 12 で示した Laves 相の長さとはほぼ一致することを考え合わせると、Laves 相が溶解した痕跡だと考えられる。したがって、電流密度のピークは Laves 相の溶解によって生じ、その値は Fig. 9 で示した Laves 相の析出量に対応しているため、本手法により Laves 相の析出量を評価できるものと考えられる。駒崎らは⁶⁾ W 強化型 9Cr 鋼について 1N-水酸化カリウム水溶液を電解液に用いて電気化学計測を行い、得られたピーク電流密度より Laves 相と M_{23}C_6 を定量評価できることを報告している。しかし、ピーク電流密度には M_{23}C_6 の溶解も含まれるため、例えば M_{23}C_6 の析出量が材料の化学成分や熱処理条件等の違いで異なる場合は、Laves 相の析出量を評価することが困難となる。しかし、本研究で用いた電解液では Laves 相が溶解して M_{23}C_6 は残存していることを確認しており、Laves 相の析出量をより高精度に検出評価できるものと考えられる。一般に、水溶液中における酸化還元反応は、水素イオン濃度 (pH) と電位に影響されることが多い。駒崎らが用いている電解液

は強塩基水溶液で、本研究は強酸水溶液を用いているため、両電解液では pH が大きく異なる。このことが本研究で $M_{23}C_6$ が残存した一因だと考えられる。Fig. 14 に示す 0.2 V vs SCE 以上の領域で生じた電流密度のピーク値 I_p と衝撃吸収エネルギーの関係を Fig. 16 に示す。なお、ピークを生じない場合は 0 とした。 I_p は Laves 相の析出量に相当すると考えられ、 I_p の増加で衝撃吸収エネルギーは低下する傾向を示した。したがって、本電気化学計測によりじん性を簡易評価できる可能性がある。

4. 結 言

本研究は PWHT (1023 K, 5.4 ks) を受けた改良 9Cr-1Mo 鋼 MIG 溶接金属に対して、実機運転温度を模擬した 873 K での熱時効、及び熱時効後に PWHT と同じ熱処理を行い、じん性の変化とその金属組織的要因について調査した。また、5% 硫酸水溶液を電解液に用いた電気化学計測を行い、じん性の簡易評価方法について検討を行った。以下に得られた結果をまとめる。

- (1) 熱時効時間の増加に伴いじん性は低下し、31.5 Ms の熱時効で衝撃吸収エネルギーは $\langle vE_{303K} \rangle_{AV} = 53 \text{ J}$ になった。しかし、再び PWHT と同じ条件で熱処理を行うと、PWHT のままと同等の $\langle vE_{303K} \rangle_{AV} = 137 \text{ J}$ に回復した。
- (2) 31.5 Ms 熱時効材では長さが $1 \mu\text{m}$ 以上の粗大な Laves 相が多数析出していたが、回復材ではほとんどの Laves 相が消失していた。粗大な Laves 相は、マトリックスや他の析出物と比較して割れ易いため、衝撃吸収エネルギーが低下したと考えられた。
- (3) Laves 相が析出した熱時効材では、0.2 V vs SCE 以上の電位で電流密度のピークが生じたが、PWHT のままだり回復材では電流密度の明瞭なピークは見られなかった。電流密度のピークは Laves 相の溶解で生じることから、Laves 相の析出量を本電気化学計測で評価できるものと考えられる。
- (4) 電流密度のピーク値と衝撃吸収エネルギーには相関が

見られたことから、本電気化学計測によりじん性を簡易評価できる可能性がある。

参 考 文 献

- 1) H. Okamura, R. Ohtani, K. Saito, K. Kimura, R. Ishii, K. Fujiyama, S. Hongo, T. Iseki and H. Uchida: Basic Investigation of Life Assessment Technology of Modified 9Cr-1Mo Steel, Nuclear Engineering and Design 193 (1999) 243-254.
- 2) Y. Funahashi, S. Tanimoto, N. Yoshida, Y. Matsumura and A. Sasaki: Stare Analysis of Laves Phase in 9Cr-1Mo Steel by Controlled-Potential Secondary Electrolysis Method, Tetsu-to-Hagane Vol.78 No.9 (1992) 1472-1479. (in Japanese)
- 3) C. R. Brinkman, D. J. Alexander and P. J. Maziasz: Modified 9Cr-1Mo steel for advanced steam generator applications, ASME/IEEE Power Generation Conference, Boston, 1990.
- 4) Y. Horii, S. Nishikawa, M. Sato, H. Murakawa and J. Wang: On the Rationalization on Heating Condition to Local Post Weld Heat Treatment for Girth Welds of Pipe, The Thermal and Nuclear Power, Vol.56 No.6 (2005) 559-568. (In Japanese)
- 5) 森本 裕：火力発電ボイラ用 W 含有 9Cr フェライト系耐熱鋼の溶接材料の開発, 大阪大学工学博士論文 (1999) 63-64.
- 6) S. Komazaki, S. Kishi, T. Shoji, H. Chiba and K. Suzuki: Thermal Aging Embrittlement of W Alloyed 9%Cr Ferritic Steels and Its Evaluation by Electrochemical Technique, Journal of the Society of Materials Science, Japan Vol.49, No.8 (2000) 919-926. (in Japanese)
- 7) S. Komazaki, S. Kishi, T. Shoji, K. Higuchi and K. Suzuki: Creep Damage Evaluation of W Alloyed 9%Cr Ferritic Steel by Electrochemical Method, Journal of the Society of Materials Science, Japan Vol.50, No.5 (2001) 503-509. (in Japanese)
- 8) T. Owa, K. Saito, K. Kobayakawa and Y. Sato: Anodic Polarization Behavior of In-Service Degraded Low Alloy Steel in Solution Containing 2, 4-Dinitrobenzoic Acid, Denki Kagaku Vol.59 No.11 (1991) 958-960. (in Japanese)
- 9) K. Asakura, Y. Koubuchi and T. Fujita: Embrittlement Factor in High-Cr Ferritic Heat Resisting Steels, Tetsu-to-Hagane Vol.75 No.7 (1989) 1209-1216. (in Japanese)
- 10) Y. Hosoi, N. Wade, S. Kunimitsu and T. Urita: A Proposal to Mechanism of Embrittlement of 9Cr-2Mo Heat Resisting Steel during Long-Term Aging, Tetsu-to-Hagane Vol.76 No.7 (1990) 1116-1123. (in Japanese)