SUS 316 鋼の高温高压純水中の粒界応力腐食割れにおける Mo の役割*

黒田 敏雄**, 菊地 靖志**, 延 倫模***, (故)圓城敏男****

Role of Molybdenum on Intergranular Stress Corrosion Cracking of SUS 316 Stainless Steel in High Temperature Pure Water*

by Toshio Kuroda** Yasushi Kikuchi*** Yun Mo Yeon****
and Toshio Uejo*****

Effects of solution treatment temperature and sensitization time on stress corrosion cracking (SCC) have been studied on SUS316 stainless steel in high temperature pure water at 562K containing dissolved oxygen of 8 ppm using a slow strain rate testing (SSRT) technique at $4.17 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ and $8.35 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$. The Strauss test (ASTM A262E) and the oxalic acid etching test (ASTM A262A) were used to determine the degree of sensitization and Huey test (ASTM A262C) and anodic polarization test were used to determine the influence of step solution treatment on segregation of impurities at grain boundary.

The specimens which were solution-treated at 1373K, had more precipitates of M_{23}C_6 and Laves phases than those at 1573K. For the width of attacked grain boundaries, this trend was coincident. In high temperature water, intergranular corrosion occurred owing to Cr depletion resulting from the precipitation of M_{23}C_6 and Laves phase at grain boundaries of sensitized specimens and then IGSCC occurred at these attacked grain boundaries at low strain and load. IGSCC changed to TGSCC according to the increase of strain.

Key Words: Intergranular corrosion, Solution treatment temperature, Grain boundary segregation, Laves phase, Stress corrosion cracking, High temperature pure water.

1. 緒 言

SUS 304 鋼の高温高压純水での粒界応力腐食割れ (IGSCC) は粒界腐食と関連があり, 溶接熱影響部に生ずる結晶粒界近傍における Cr 欠乏はこの IGSCC と関係のあることが報告されている¹⁻⁴⁾。

SUS 316 鋼は SUS 304 鋼に比べ Mo 添加により耐食性が優れていると言われている⁵⁾。この鋼は鋭敏化処理により, 粒界に M_{23}C_6 および M_0 化合物等が析出する⁶⁾。この M_0 化合物は Fe-Mo 化合物であり, Lave 相あるいは η 相と呼ばれている⁶⁾。しかしこの相の析出と M_{23}C_6 の析出挙動との関連および高温高压純水での応力腐食割れとの関係についてはあまり調べられていない。

既報^{7,8)}において, SUS 304 鋼の場合, 1373 K で溶体化した試料は 1573 K で溶体化した試料に比べ鋭敏化による粒界腐食および高温高压純水での応力腐食割れが起こりやすいことを明らかにし, これは 1373 K で溶体化処理中, 不純物の粒界偏析が生じて, その後の鋭敏化処理中, 不純物が粒界の M_{23}C_6 の析出を助長し, Cr 欠乏が顕著になるためと考察した。このような不純物の粒界偏析は M_0 を添加した SUS 316 鋼においても生じると予想される。

そこで本研究は SUS 316 鋼における鋭敏化処理にと

もなう M_{23}C_6 および Laves 相の析出挙動におよぼす溶体化温度の影響を透過電子顕微鏡観察により詳細に調べ, 高温高压純水での応力腐食割れにおける M_0 の役割を検討した。

2. 実験方法

供試材料は厚さ 12 mm の SUS 316 鋼であり, その化学組成を Table 1 に示す。試料は 1373 K および 1573 K で 3.6 ks 溶体化処理後, 水焼入れし, 973 K で種々の時間鋭敏化処理を行った。応力腐食割れ試験には循環水系をもつ低歪速度型応力腐食割れ試験装置を用いた。循環系および試験片形状 (丸棒 4 mm 径) は既報^{7,8)}と同様である。応力腐食割れ試験に先立ち試験片の表面をエメリー紙 1200 番で研磨した。応力腐食割れ試験はオートクレープ中で行った。圧力 8 MPa, 溶存酸素量 8 ppm の 562 K の高温純水中で, $4.17 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ および $8.35 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ の歪速度で引張試験を行なった。なお, 溶存酸素量は試験中, 常に酸素ガスおよび窒素ガスを溶液中に一定に保つように自動的に導入した。得られた破面を走査型電子顕微鏡により詳細に観察した。

応力腐食割れの感受性は破断時のひずみ量および断面収縮率 (R. A) で評価した。粒界炭化物の観察は実物薄膜による透過電子顕微鏡を用いて行った。

材料の鋭敏化度は 10% しゅう酸腐食試験 (ASTM A

Table 1 Chemical composition of SUS316 stainless steel (mass%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
SUS 316	0.06	0.63	0.97	0.033	0.007	10.13	17.05	2.16	Bal

*原稿受付 平成元年6月22日 昭和62年度秋季全国大会で発表

**正 員 大阪大学 Member, Osaka University

***学 生 員 大阪大学大学院 Student Member, Osaka University

****正 員 大阪大学 Member, Osaka University

262 A), Strauss 試験 (ASTM A 262 E), Huey 試験 (ASTM A 262 C) による粒界腐食試験, および孔食電位の測定によって評価した。

孔食電位は Ar で脱気した 3.5% NaCl で水溶液中でポテンショスタットを用いたアノード分極測定により求めた。

3. 実験結果および考察

3.1 鋭敏化時の $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出挙動におよぼす溶体化処理温度の影響

Fig. 1 は 1373 K および 1573 K で 3.6 ks 溶体化処理後, 973 K で 72 ks 鋭敏化処理した試料の 10% しょう酸腐食による組織を示す。この腐食液は析出物を腐食すると言われている。1373 K で溶体化処理した試料は(a)に示すように 1573 K で溶体化処理した試料(b)に比べ, 粒界および粒内での析出物の析出が多い傾向であった。なお, 鋭敏化処理時間が増加すると, いずれの溶体化材の場合も析出物が増加した。しかし, 溶体化処理のみの場合, 析出物はほとんど観察されなかった。これらの粒界析出物を同定するために, 実物薄膜による透過型電子顕微鏡観察を行った結果を Fig. 2 に示す。(a)は粒界析出物, (b)は(a)の円部分の制限視野電子線回折パターン, (c)は(b)の回折図形を模式的に示したものである。粒界には(c)から明らかなように, $M_{23}C_6$ および Laves 相 (η 相) が観察される。

Fig. 3 は 973 K で 1015 ks 鋭敏化処理した試料の粒界析出物の透過電子顕微鏡写真を示す。(a)は 1373 K 溶体化材の粒界析出物であり, Fig. 2-(a) に示した 973 K で 72 ks 鋭敏化した場合に比べ, かなり粗大化している。(b)は(a)の制限視野電子線回折の結果で, Fig. 2-(c) に示した Laves 相の (001) からの回折が明瞭に認められる。(c)は Laves 相の暗視野像であり, (d)に示すように,

1573 K 溶体化材は 1373 K 溶体化材に比べ粒界に析出した Laves 相が小さく, しかもその数が少ないように

Fig. 2 Grain boundary precipitates in the specimen which was sensitized at 973K for 72ks after the solution treatment at 1373K for 3.6ks.
(a): TEM micrograph
(b), (c): Diffraction patterns

Fig. 1 Intergranular corrosion in A262A test for specimens which were solutionized for 3.6ks at 1373K (a) and 1573K (b), and subsequently sensitized at 973K for 72ks.

Fig. 3 Grain boundary precipitates in specimens which were sensitized at 973K for 1015ks after the solution treatment at 1373K (a) (b) (c) and 1573K (d).
(a), (c), (d): TEM micrograph
(b): Diffraction pattern

Fig. 4 Precipitates in a specimen sensitized at 973K for 1015ks after the solution treatment at 1573K.

あった。このような粒界での Laves 相は(a), (d)に示すように、ほとんど三角形であった。

同試料の粒内に析出した Laves 相を Fig. 4 に示す。(a)は粒内析出物であり、(b)は(a)の暗視野像である。これらの粒内に析出した四角形の析出物は Fig. 3 に示した Laves 相であった。Fig. 1 に示した析出物は $M_{23}C_6$ および Laves 相 η 相)であり、1373 K 溶体化材が 1573 K 溶体化材に比べて、粒界および粒内で $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出が多いことが示唆される。このように、973 K で鋭敏化処理するといずれの溶体化温度の場合でも粒界での Laves 相の析出および粒界での $M_{23}C_6$ の析出が生じ、長時間の鋭敏化では Laves 相が粗大化している。

3.2 $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出挙動と粒界腐食性との関係

前項において、973 K で 72 ks 鋭敏化処理すると粒界には $M_{23}C_6$ および Laves 相が析出し、長時間の鋭敏化処理では特に Laves 相が粗大化することおよび、1373 K での溶体化材は 1573 K 溶体化材に比べ、 $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出が多いと推察した。

Fig. 5 は 1373 K および 1573 K で 3.6 ks 溶体化後、973 K で種々の時間鋭敏化処理した試料の10%しゅう酸腐食試験結果を示す。縦軸の粒界腐食率は Solomon の方法⁹⁾ で求めたものである。すなわち、縦横に等間隔の格子線を引いた透明板を組織写真上に置き、粒界と格子線の交点の数および粒界腐食部と格子線の交点の数を求め、それらの比率を粒界腐食率としたものである。したがって、全粒界長さあたりの粒界腐食した粒界長さの比率を表わしている。粒界腐食率はいずれの溶体化温度の場合も 973 K での鋭敏化時間の増加とともに増加し、72 ks 以上になると90%以上の粒界腐食率を示した。このような粒界腐食率には Fig. 2 および Fig. 3 に示した粒界での $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出が関連してい

Fig. 5 Effect of sensitization time on the degree of grain boundary attack in A262A test.

Fig. 6 Effect of sensitization time on the width of attacked region at grain boundaries in the Strauss test.

Fig. 7 Morphology of solutionized specimens after the Huey test.

(a), (c): 1573K, 3.6ks W.Q.

(b), (d): 1573K, 3.6ks + 1373K, 72ks W.Q.

ると考えられる。また 1373 K 溶体化材は 1573 K 溶体化材に比べて粒界腐食率が高く、 $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出が多いことを示唆している。

Fig. 6 は 1373 K および 1573 K で 3.6 ks 溶体化処理後、973 K で種々の時間鋭敏化処理した試料の Strauss 試験結果を示す。粒界腐食幅は鋭敏化時間の増加とも

Fig. 8 Effect of holding time at 1373K on corrosion rate in the Huey test.

Fig. 9 Effect of holding time at 1373K on pitting potential for the specimen solution-treated at 1573K and then 1373K, and for the specimen sensitized at 973K for 72ks after the solution treatment.

に増加している。72 ks を越えると、いずれの溶体化材の場合も粒界腐食幅は著しく増加しており、これは Fig. 3 に示したように、粒界での Laves の粗大化によるその近傍の Mo の欠乏と関連していると考えられる。Laves 相は 11% Cr-38% Fe の Mo 化合物⁹⁾ であるので、その周囲の Cr 量はマトリックスより高くなる。しかし、Strauss 試験で腐食されることから Laves 相の周囲に Mo 欠乏が生じ、これが腐食されていると考えられる。なお、1573 K 溶体化材に比べ、1373 K 溶体化材の粒界腐食幅が広いのは $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出が多

Fig. 10 Transmission electron micrographs of sensitized specimens at 973K for 72ks after solution-treated at 1573K for 1.8ks (a) and then held at 1373K for 72ks (b).

Fig. 11 Effect of sensitization time on SCC susceptibilities.

いことを示唆している。

以上のように溶体化温度の相違による粒界での $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出の変化は既報⁹⁾ の SUS 304 鋼と同様であり、これは溶体化時の不純物の偏析と関連しているものと考えられる。不純物の偏析は Huey 試験で検出されると言われている¹⁰⁻¹²⁾。

Fig. 7 は 1573 K で 3.6 ks 溶体化処理した試料(a), (c) および 1573 K で溶体化後、直ちに 1373 K で 72 ks 溶体

Fig. 12 Micrographs of longitudinal sections after SCC test for specimens sensitized at 973K for 72ks after the solution treatment at 1373K for 3.6ks (a) and 1573K for 3.6ks (b).

化処理した試料(b), (d)の Huey 試験後の腐食表面を観察したものである。(b), (d)に示すように 1573 K で 3.6 ks 溶体化後, 1373 K で 72 ks 保持した場合, 1573 K で溶体化した場合(a), (c)に比べて, 粒界の腐食幅が広い。このことは既報⁸⁾の SUS 304 鋼の場合と同様に, SUS 316 鋼においても 1373 K での溶体化処理中に不純物の粒界偏析が起こっていることを示唆している。

Fig. 8 は Huey 試験による粒界腐食速度と 1373 K での保持時間との関係を示す。溶体化材の場合, 1373 K での保持時間の増加とともに粒界腐食速度はわずかに増加している。一方, 鋭敏化処理材の場合は 1373 K での保持時間の増加とともに明らかに腐食速度が増大していることがわかる。このことは 1373 K での保持中に不純物の粒界偏析が生じ, 鋭敏化による $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出が助長されたものと考えられる。

Fig. 9 は 1573 K で 3.6 ks 溶体化処理後, さらに 1373 K で種々の時間溶体化処理した試料の孔食電位を示したものである。溶体化処理材の場合, 孔食電位は 1373 K での保持時間の増加とともに低下している。この現象は Fig. 7 の Huey 試験結果とよく対応している。そして鋭敏化材の場合も同様の傾向を示している。

したがって, 鋭敏化材の孔食電位は P の粒界偏析だけでなく Cr 欠乏層がある場合さらに低下すると考えられる。

なお 1373 K での溶体化時に P の粒界偏析によって孔食電位が低下する理由としては次のことが考えられる。第一は S と同様に P 自身の存在によって孔食電位が低下し P の偏析量の増加とともに孔食電位が低下すると考える場合と第二は従来から Cr および Mo は孔食電位を増加させることが知られており, 孔食電位が低下するのは P の粒界偏析が Cr および Mo の粒界濃度を減少させているためとする考え方がある。しかし溶体化時の P の粒界偏析により Cr および Mo の濃度が低下すれば後述するように Laves 相および $M_{23}C_6$ の析出が助長される結果とは逆となりやはり P 自身が孔食電位を低

Fig. 13 Effect of solution temperature on load-strain curves of specimens sensitized at 973K for 72ks after the solution treatment at 1373K (a) and 1573K (b) for 3.6ks.

Fig. 14 Intergranular corrosion of sensitized specimen which was immersed in pure water at 562K for 240ks.

下させると考えた方が妥当と思われる。

Fig. 10 は 1573 K で 3.6 ks 溶体化処理を行い, 973 K で 72 ks 鋭敏化処理した試料(a)および 1573 K で 3.6 ks 溶体化後, 1373 K で 72 ks 溶体化処理し, 973 K で 72 ks 鋭敏化処理した試料(b)の透過電子顕微鏡組織を示す。1373 K で保持した試料は保持しない場合に比べて, $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出が多いことを示しているこのことから, 1373 K での溶体化処理中に粒界に偏析した不純物は鋭敏化処理時に $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出を助長すると考えられる。

3.3 応力腐食割れにおよぼす溶体化処理温度および鋭敏化処理の影響

既報⁸⁾に示したように, SUS 304 鋼を 1373 K で溶体

Fig. 15 Initiation and propagation of crack in SCC test for specimen sensitized at 973 K for 3.6 ks after the solution treatment at 1373 K for 3.6 ks.

化処理し、973 K で 3.6 ks 以上鋭敏化処理した場合、ひずみ速度 $4.17 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ で応力腐食割れが顕著に生じたが、SUS 316 鋼の場合、973 K で 1000 ks 以上鋭敏化しても応力腐食割れはほとんど生じなかった。このことは Laves 相の析出があると M_{23}C_6 の析出が抑制されるものと思われる。そこで高温純水環境中でのこれらの影響を明らかにするため、ひずみ速度を $8.35 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ で応力腐食割れ試験を行った。

Fig. 11 は 1373 K および 1573 K で 3.6 ks 溶体化処理後、973 K で種々の時間鋭敏化処理した試料の応力腐食割れ試験結果を示す。断面収縮率はいずれの溶体化温度の場合も鋭敏化時間の増加とともに減少し、Fig. 5 で 90% 以上の粒界腐食率を示した 72 ks 鋭敏化時間で粒界応力腐食割れが顕著であった。そしてそれより長時間の鋭敏化では断面収縮率は増加し、応力腐食割れが生じにくくなる傾向であった。この傾向は破断ひずみの結果でも同様である。破面観察をした結果、Fig. 11(c) に示すように、応力腐食割れ破面率はいずれの溶体化温度の場合も 72 ks の鋭敏化時間で最大となっている。なお、応力腐食割れ破面率 (SCC%) は破面全体に対して何%が SCC を生じているかを表わしており、粒界応力腐食割れ破面率 (IGSCC%) はその SCC 破面の中で何%が粒界応力腐食割れをおこしているかを表わしている。粒界破面率は Fig. 11(d) に示すように 1373 K 溶体化材の場合

72 ks の鋭敏化時間で最大となっている。しかし 1573 K 溶体化材の場合は粒界応力腐食割れはあまり起こら

Fig. 16 Schematic diagram illustrating the microstructure and crack profile in SCC test.

(a), (d): Solution-treated
(b), (e): Sensitized for 72 ks
(c), (f): Sensitized for 360 ks

ない。そしてこの TGSCC が現れたのは SSRT 試験特有の現象のためであると考えられる。

したがって SUS 316 鋼は既報⁹⁾の SUS 304 鋼に比べてひずみ速度が 1/5 と遅いにもかかわらず、粒界応力腐食割れが起こりにくいことが判明した。このことは Laves 相の析出が応力腐食割れ抑制に重要な役割を演じていることに示唆している。すなわち、粒界での Laves 相の析出により、 M_{23}C_6 の析出が結果的には不連続となるため、粒界応力腐食割れが生じにくいと考えられる。

Fig. 12 は 72 ks 鋭敏化処理材の応力腐食割れの断面組織を示す。1373 K 溶体化材は(a)に示すように、粒界応力腐食割れが試料表面に発生し、試料内部に粒界割れおよび粒内割れとしてき裂が進展している。一方、1573 K 溶体化材は(b)に示すように、粒界でき裂が発生した後、粒内を進展している。

Fig. 13 は 1373 K および 1573 K で溶体化処理後、973 K で 72 ks 鋭敏化処理を行った試料の高温高圧純水中での荷重-ひずみ曲線の一部を示す。1373 K 溶体化材の場合、0.7%のひずみ量で荷重が低下している。このことは塑性変形が始まると粒界応力腐食割れが起こることを示唆している。一方、1573 K 溶体化材の場合は 1.25%のひずみ量で荷重低下が見られ、応力腐食割れが生じている。したがって、この荷重変化からも鋭敏化の相違が応力腐食割れの発生に影響していると考えられる。

応力腐食割れの発生状況を検討するため純水中での試料表面の腐食状況を観察した。

Fig. 14 は高温高圧純水中、無負荷で保持された試料の腐食表面を示す。なおこの試料は 1373 K で溶体化処理後、973 K で 72 ks 鋭敏化している。既報⁹⁾の SUS 304 鋼で観察された孔食発生は観察されず、粒界腐食による腐食生成物が認められる。この試料は粒界には M_{23}C_6 および Laves 相が析出しており、その Cr 欠乏層あるいは Mo 欠乏層のために粒界腐食が生じたものと考えられる。この粒界腐食が応力腐食割れの発生に寄与すると考えられる。

Fig. 15 は 1373 K で溶体化処理後、973 K で 72 ks 鋭敏化処理した試料の応力腐食割れ破面を示す。写真上部

の試料表面から粒界破壊が生じており、既報⁸⁾の SUS 304 鋼にくらべ粒界破面 (IGSCC) の領域が少なく、試料内部に進展すると粒内応力腐食割れ破面 (TGSCC) が生じて¹³⁾、最終的には dimple 破壊となっている。この粒界破壊が生じた時点で Fig. 13 の荷重低下が検出されたものと考えられる。

以上の結果をもとに、973 K の鋭敏化処理に伴う粒界での析出物と応力腐食割れ径路との関係を模式的に示したものが Fig. 16 である。溶体化処理材の場合は(a), (d)は示すように Cr 欠乏層が存在しないので応力腐食割れは生じない。dimple を伴う延性破壊である。72 ks 以上鋭敏化処理した場合(b), (e)に示すように Laves 相も析出するが粒界で主に $M_{23}C_6$ の析出による広い Cr 欠乏層に沿って IGSCC が進展すると考えられる。360 ks 以上の長時間の鋭敏化では(c), (f)に示すように $M_{23}C_6$ の析出物が Laves 相の粗大化により不連続となるため IGSCC 感受性が減少すると考えられる。

この場合、粒界での Laves 相により溶体化材の試料(a), (d)のような SCC 感受性の回復はあまり起こらないと考えられる。すなわち 1373 K での溶体化処理中に不純物の粒界への偏析が生じて、その後の鋭敏化処理で $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出が助長され、 M_0 および Cr 欠乏により粒界腐食が生じやすくなる。そして高温高压純水中での低ひずみ速度試験で降伏応力に達したひずみ量のところで IGSCC が生じる。1573 K での溶体化処理では不純物の偏析は少なく $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出が少なく、IGSCC が生じにくいと考えられる。

4. 結 言

本研究は SUS 316 鋼の高温高压純水中の応力腐食割れにおよぼす溶体化温度の影響および Mo の役割を検討し、 $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出挙動と粒界腐食試験結果と比較した。得られた結果を要約すると次のようになる。

1) 1573 K 溶体化材と比較して、1373 K 溶体化材は溶体化処理後の 973 K で 72 ks の鋭敏化処理において $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出が多い。973 K で 360 ks 鋭敏化処理すると 1373 K, 1573 K いずれの溶体化材も粒界および粒内での Laves 相が粗大化し、粒界での $M_{23}C_6$ の析出は減少した。

2) Strauss 試験においては 1373 K, 1573 K いずれも 973 K での鋭敏化時間の増加とともに粒界腐食幅が増加した。また 1373 K 溶体化材の粒界腐食幅は 1573 K 溶体化材に比べて広い。このことは鋭敏化処理で析出する Laves 相の周囲に M_0 欠乏層が生じ、この M_0 欠乏層も $M_{23}C_6$ の周囲の Cr 欠乏層と同様に腐食されるものと考えられる。

3) 1573 K で 3.6 ks 溶体化処理後、さらに 1373 K で種々の時間保持した二段溶体化処理材の場合、1373 K での保持時間の増加とともに Huey 試験後の粒界腐食幅が増加した。これは 1373 K の溶体化処理中に不純物の粒界偏析が生じていることを示唆している。

4) 1573 K で 3.6 ks 溶体化処理後、さらに 1373 K で種々の時間保持した試料を 973 K で 72 ks 鋭敏化処理した場合、1373 K での保持時間の増加とともに $M_{23}C_6$

および Laves 相の析出が増加した。このことから 1373 K での保持中、生じる粒界での不純物の偏析は後の鋭敏化処理において $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出を助長すると考えられる。

5) 973 K での鋭敏化処理に伴う IGSCC 感受性は、いずれの温度による溶体化材に対しても鋭敏化時間 72 ks まで増加し、360 ks 以上になるとむしろ減少した。1373 K 溶体化材は 1573 K 溶体化材に比べ、IGSCC 感受性が高い。これらのことは粒界での $M_{23}C_6$ および Laves 相の析出挙動およびそれらの粒界腐食感受性に対応した。このことから粒界および粒内での Laves 相の析出により粒界での $M_{23}C_6$ の析出量が少なくなり、したがって粒界での Cr 欠乏層が減少することにより、IGSCC 感受性が低下したのと考えられる。

6) SUS 316 鋼は Mo を含有するため鋭敏化処理を行っても高温高压純水中、孔食は発生せず、粒界腐食が生じた。これが IGSCC の発生に寄与しているものと考えられる。

参 考 文 献

- 1) 向井, 村田, 玉置, 風岡: 高温水中における SUS 304 鋭敏化鋼の SCC 感受性とそれにおよぼす溶接再熱サイクルの影響, 溶接学会誌, 3-2, (1985), 422
- 2) 向井, 村田: 高温水中における SUS 304 鋼の応力腐食割れに関する基礎的検討, 材料, 34-381, (1985), 697
- 3) C. L. Briant and E. L. Hall: A Comparison Between Grain Boundary Chromium Depletion Austenitic Stainless Steel and Corrosion in the Modified Strauss Test, Corrosion, 42-9, (1986), 522
- 4) R. A. Mulford, E. L. Hall and C. L. Briant: Sensitization of Austenitic Stainless Steels 2, Commercial Purity Alloys: Corrosion, 39-4, (1983), 132
- 5) 小若, 金属の腐食損傷と防食技報, アグネ, (1983)
- 6) B. Weiss and R. Stickler: Phase Instabilities During High Temperature Exposure of 316 Stainless Steel: Metall. Trans., 3 A-4, (1972), 851
- 7) 圓城, 黒田, 延: 高温高压純水における SUS 304 鋼の応力腐食割れ—溶存酸素量およびひずみ速度の影響—, 溶接学会論文集, 4-1, (1986), 109
- 8) 圓城, 黒田, 延: 高温高压純水における SUS 304 鋼の応力腐食割れ—溶体化温度および鋭敏化処理の影響—, 溶接学会論文集, 5-4, (1987), 516
- 9) H. D. Solomon: Influence of Composition on Continuous Cooling Sensitization of Type 304 Stainless Steel, Corrosion, 40-2, (1984), 51
- 10) C. L. Briant: The Effects of Sulfur and Phosphorus on the Intergranular Corrosion of 304 Stainless Steel, Corrosion, 36-9, (1980), 497
- 11) Jin Yu and C. J. McMahon: The Effects of Composition and Carbide Precipitation on Temper Embrittlement of 2.25 Cr-1 Mo Steel, Part 1, Effects of P and Sn: Metall. Trans., 11 A-2, (1980), 277
- 12) C. L. Briant: Grain Boundary Segregation of Phosphorus and Sulfur in Type 304 L and 316 L Stainless Steel and Its Effect on Intergranular Corrosion in the Huey Test: Metall. Trans., 18 A-4, (1987), 691
- 13) H. D. Solomon: Transgranular, Granulated and Intergranular Stress Corrosion Cracking in AISI 304 SS, Corrosion, 40-9, (1984), 493