SUS 304 鋼の高温高圧純水中の応力腐食割れにおける P の役割*

黒田 敏雄**, 延 倫模***, (故) 圓城 敏男**

Role of Phosphorus on Stress Corrosion Cracking of SUS 304 Stainless Steel in High Temperature Water*

by Toshio Kuroda**, Yun Mo Yeon*** and Toshio Enjo**

Effect of P content on stress corrosion cracking (SCC) has been studied for SUS304 stainless steel in high temperature water at 562K. SCC test was carried out using slow strain rate testing (SSRT) technique at $4.17 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$.

For the solution-treated specimens with 0.008%P to 0.10%P, the corrosion rate by Huey test increased with increasing P content, and that correlated with segregation of P at the grain boundaries. But, intergranular stress corrosion cracking (IGSCC) hardly occurred.

The precipitation of M_{23}C_6 by sensitization treatment at 723K increased with increasing P content. Because it is considered that phosphorus was inserted in the M_{23}C_6 , and carbides precipitated as $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{P})_6$.

IGSCC in high temperature water increased with increasing P content, because of the increase of $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{P})_6$ at the grain boundary.

The specimens sensitized after solution treatment at 1373K occurred IGSCC more than that at 1573 K, because of the increase of $\text{M}_{23}(\text{C}, \text{P})_6$ at the grain boundary.

Key Words: Stress corrosion cracking, High temperature water, Phosphorus, Grain boundary segregation, Intergranular corrosion, Sensitization

1. 緒 言

沸騰水型原子炉の配管に使用されている SUS 304 鋼は溶接熱影響部で粒界応力腐食割れ (IGSCC) が生じて問題となっている。この高温高圧純水中の応力腐食割れは溶接熱影響による鋭敏化、残留応力および溶存酸素の三要因によるとされている¹⁾。

最近、高温高圧純水での SCC は鋭敏化と不純物元素と関連して議論されている²⁾。粒界に偏析する不純物元素として P, S, Si および N 等が報告されている^{3,4)}。

Briant は鋭敏化による Cr 欠乏層と P および S の粒界偏析の相互作用が粒界腐食を増加させると報告し^{5,6)}、1373 K での溶体化時にも不純物元素 P が粒界に偏析することを示した。一方、著者等^{7,8)} は鋭敏化 SUS 304 鋼において 1373 K での溶体化処理材は 1573 K での溶体化処理材にくらべ高温高圧純水中、応力腐食割れが起こりやすく、これは 1373 K での溶体化処理中、不純物元素の粒界偏析により鋭敏化時 M_{23}C_6 の析出が助長され、Cr 欠乏層の増加のためと考察した。

本研究は不純物元素として P に注目し、P 量を種々変化した試料を作製し、P の溶体化時の粒界偏析挙動とその後の鋭敏化処理時の M_{23}C_6 の析出挙動について透過電子顕微鏡観察および粒界腐食試験によって調べ、そして高温高圧純水中の応力腐食割れにおける P の役割について検討した。

2. 実験方法

供試材料は P 量を種々変化した 12mm 厚さの SUS 304 鋼であり、その化学組成を Table 1 に示す。試料は 1373 K、1473 K および 1573 K で 1.8 ks 溶体化処理後、水焼入れし、923 K で 72 ks 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 4mm 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、 $4.17 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 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自動的に導入し一定に保っている。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。

応力腐食割れ感受性は破断時のひずみ量および断面収縮率で評価した。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% しょう酸腐食試験 (ASTM A 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 水溶液中でポテンシオスタットを用いたア

Table 1 Chemical compositions of SUS304 steel (mass%).

No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
1	0.042	0.53	0.86	0.008	0.006	8.95	18.52	0.16	0.043
2	0.043	0.48	0.78	0.033	0.006	9.06	18.71	0.15	0.034
3	0.042	0.53	0.85	0.043	0.006	9.03	18.51	0.16	0.038
4	0.043	0.56	0.88	0.10	0.005	8.97	18.54	0.15	0.039

*原稿受付 平成元年8月24日 昭和63年度春季全国大会で発表

**正 員 大阪大学 Member, Osaka University

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

ノード分極測定により求めた。これらの手法は既報^{7,8)}と同様である。

3. 実験結果

3.1 溶体化処理時の P の粒界偏析挙動

Fig. 1 は 1373 K, 1473 K および 1573 K で溶体化処理した試料について P 量と Huey 試験による腐食速度の関係を示す。いずれの溶体化温度においても P 量の増加とともに腐食速度が増加している。このように P は腐食速度に影響をおよぼすことは明らかである。

Fig. 2 は Huey 試験後の表面を観察したものである。1373 K 溶体化材について見ると、0.008–0.1% P と P 量が増加するにつれて粒界腐食が顕著となっている。こ

Fig. 1 Effect of P content on corrosion rate by Huey test for solution-treated specimen.

Fig. 2 Surface appearance after Huey test for the specimens solution-treated at 1373K (a), (c), (e) and 1573K (b), (d), (f).
(a), (b): 0.008% P,
(c), (d): 0.043% P,
(e), (f): 0.10% P

のことから Fig. 1 の腐食速度は主に粒界腐食速度を表していることがわかる。一方、1573 K 溶体化材の場合も、P 量の増加とともに粒界腐食が顕著であるが、同じ P 量を比べた場合 1373 K 溶体化材にくらべて粒界腐食はあまり起こっていない。このことから P 量の増加とともに粒界腐食は顕著となるが、同じ P 量においても溶体化温度が低いと粒界腐食が顕著となることが判明した。

この Huey 試験による粒界腐食は不純物元素の粒界偏析に関連すると言われており、確かにマトリックス中の P 量の増加は溶体化時、粒界への P の偏析が大なることを示唆している。なお、この粒界偏析を確認するため、陰極電解法で水素チャージを行って $4.17 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ の歪速度で引張試験を行なったが、明瞭な粒界破壊が起こりにくくオージェ電子分光により粒界偏析を確認するまでには至らなかった。

Fig. 3 は種々の P 量の試片について 1573 K で溶体化処理後、直ちに 1373 K で溶体化処理する、いわゆる二段溶体化処理を行った時の 1373 K での保持時間と粒界腐食速度の関係を示す。0.008% P の試片において、1373 K での保持時間の増加とともに腐食速度は増加している。このことは 1373 K での保持中に P の粒界偏析が生じていることを示唆している。これらの傾向は 0.077% P, 0.043% P の場合も同様であり、P 含有量の多い試片ほど 1373 K での保持時間の増加とともにその腐食速度の増加は顕著となっており、粒界での P の偏析が多いことを示唆している。なお、0.10% P の試片においては 1573 K 保持ですでにかなり偏析したため、1373 K での保持ではあまり偏析が起こらなかったものと考えられる。

このように P の粒界偏析は 1373 K での溶体化処理中に多く生じることは間違いないものと考えられる。そして 1373 K, 1473 K および 1573 K の溶体化温度では溶体化温度が低いほど、また P 含有量の多い試片ほど溶体化時に P の粒界偏析が多いことが示唆された。

3.2 炭化物の析出挙動および粒界腐食におよぼす P 含有量の影響

Fig. 4 は 0.008% P および 0.043% P 含有した試料を 1373 K で溶体化処理後、923 K で鋭敏化処理した時の

Fig. 3 Effect of holding time at 1373K on corrosion rate by Huey test for solution-treated specimen.

Fig. 4 Transmission electron micrographs of sensitized specimens after solution-treated at 1373K.

(a): 0.008% P

(b): 0.043% P

(c): Diffraction pattern of (b).

薄膜による透過電子顕微鏡組織を示す。0.008% P の場合、粒界における炭化物は少ないが、0.043% P の場合は炭化物は大きく、しかも密に析出している。この炭化物は電子線回折の結果、Fig. 4-(c) に示すように、 $M_{23}C_6$ である。このように P 量が多いと粒界に $M_{23}C_6$ が多く、相対的に大きな炭化物が析出している。したがって Cr 欠乏層も広くなると思われる。

Fig. 5 は 1373 K および 1573 K で溶体化処理後、923 K で鋭敏化処理した時の P 量と Strauss 試験による粒界腐食幅を示す。1373 K の試料の場合、P 量の増加とともに腐食幅は増加している。この傾向は 1573 K 溶体化材の場合も同様の傾向を示している。また同一 P 量においても 1573 K 溶体化材にくらべて 1373 K 溶体化材のほうが粒界腐食幅が広い。また Strauss 試験後の表面は P 含有量の増加とともに結晶粒のはく離が多く観察された。このことから 1373 K での溶体化時に不純物

Fig. 5 Effect of P content on width of attacked grain boundaries by Strauss test.

Fig. 6 Effect of holding time at 1373K on corrosion rate by Huey test for sensitized specimens.

元素 P の粒界偏析が生じやすく、鋭敏化時に $M_{23}C_6$ の析出が助長され、その結果、粒界腐食が顕著になるものと考えられる。

3.3 粒界腐食におよぼす二段溶体化処理の影響

Fig. 6 は 1573 K で溶体化処理後 1373 K で溶体化処理いわゆる二段溶体化処理した試料を 923 K で鋭敏化処理した時の 1373 K での保持時間と Huey 試験による腐食速度の関係を示す。0.008% P の試料の場合、1373 K での保持時間の増加とともに腐食速度は増加している。そして P 量の多い試料ほど 1373 K での保持による腐食速度の増加が大である。このことは Fig. 3 に示した 1373 K での保持中 P の粒界偏析量が多い試料ほど鋭敏化処理後の粒界腐食速度が顕著なことである。この場合、P の粒界偏析だけでなく、粒界には $M_{23}C_6$ が析出し、その周囲の Cr 欠乏層が粒界腐食にとって重要な因子となり、Fig. 3 の場合にくらべて腐食速度は 10 倍程度高くなっている。

Fig. 7 は一段溶体化処理および二段溶体化処理を行った試料について、P 量と粒界腐食速度の関係を示す。溶体化処理材について、1573 K で溶体化処理した試料いわゆる一段溶体化処理の試料の場合にくらべて、二段溶

Fig. 7 Effect of P content on corrosion rate by Huey test.

Fig. 8 Effect of P content on pitting potential.

体化処理した試料のほうで同じ P 量においても腐食速度が高くなっている。そして鋭敏化処理した場合は二段溶体化処理するとさらに腐食速度は高くなっている。このことから同じ P 量においても二段溶体化処理つまり 1373 K での溶体化処理が行われるとその後の鋭敏化処理において粒界腐食が助長される。

Fig. 8 は一段溶体化処理および二段溶体化処理を行った試料について、P 量と孔食電位の関係を示す。溶体化処理のみの場合、P 量の増加とともに孔食電位は低下している。そして、二段溶体化処理を行うと孔食電位はさらに低くなっている。なお、孔食はいずれの試料も粒界に発生していることを確認した。この孔食電位は P の粒界偏析を検出しているものと考えられる。

鋭敏化処理を行った場合、P 量の増加とともに孔食電位は低下している。そしてその孔食発生状況を観察したところ、 $M_{23}C_6$ の粒界析出にともなう Cr 欠乏層において孔食が発生していることを確認した。そして二段溶

Fig. 9 Effect of P content on susceptibility to stress corrosion cracking in high temperature water.

体化処理を行うと 1573 K での一段溶体化処理にくらべさらに孔食電位が低くなっていることから、粒界での P 量の増加とともに $M_{23}C_6$ の析出が助長されていることを示唆している。

このように 1373 K での溶体化処理中に P の粒界偏析が生じ、これが鋭敏化処理で $M_{23}C_6$ の析出を助長し、粒界腐食が顕著になっていると考えられる。

3.4 応力腐食割れにおよぼす P 含有量の影響

Fig. 9 は 1373 K および 1573 K で溶体化処理し、923 K で鋭敏化処理した試料における P 含有量と応力腐食割れ感受性の関係を示す。断面収縮率を見ると、1373 K 溶体化処理の試料の場合、P 量の増加とともに断面収縮率は急激に低下している。そして 0.043% P で最も応力腐食割れが起こりやすいことを示している。なお、1573 K 溶体化材の場合においても P 量の増加とともに断面収縮率は低下するが、1373 K 材にくらべて少なく応力腐食割れは起こりにくい。この傾向は破断ひずみの場合も同様であり、そして Fig. 5 の Strauss 試験による粒界腐食の場合とよく対応している。

Fig. 10 は 1373 K で溶体化処理後、923 K で鋭敏化処理した試料の応力腐食割れ破面を示す。0.008% P 材(a)の場合は粒界破壊は生じていない、粒内 SCC 破面である。しかし 0.043% P(b)の場合、粒界破壊の領域が顕著に多く、そして 0.1% P(c)の場合にも粒界破壊が多く生じている。この粒界破壊領域は 0.043% P の試料が最も多く、このことが Fig. 9 の断面収縮率の低下に最も影響したのと考えられる。

Fig. 11 は 1373 K で溶体化後、923 K で鋭敏化した試料を、応力腐食割れ試験中、10% のひずみの時点で試験を中断し応力腐食割れのき裂の伝ば径路を観察したものである。0.008% P 材の場合、局部的に粒界に沿うき裂が見られるが、そのき裂長さは短い。しかし 0.043% P 材の場合は粒界き裂の長さがかかなり長い。このことから $M_{23}C_6$ の析出に伴う Cr 欠乏層が広いほど

Fig. 10 Fracture surfaces of sensitized specimens.
(a): 0.008%P, (b): 0.043%P
(c): 0.1%P

Fig. 11 Crack profiles of sensitized specimen.
(a): 0.008%P, (b): 0.043%P

高温高圧純水中の粒界応力腐食割れが生じやすく、これは P が $M_{26}C_6$ の粒界析出を助長し、その結果、高温高圧純水中での応力腐食割れを顕著にするものと考えられ

Fig. 12 Schematic illustration of microstructure, grain boundary attack and crack profile of SCC for solution-treated specimen.

る。

4. 考 察

4.1 溶体化処理時の P の粒界偏析挙動と応力腐食割れの関係

前項までに不純物 P が粒界炭化物の析出挙動、粒界腐食および高温高圧純水中の粒界応力腐食割れに影響することを示した。そこで本項では粒界応力腐食割れにおける不純物元素 P の役割を検討した。

Fig. 12 は不純物元素 P の粒界偏析と高温高圧純水中での応力腐食割れとの関係を模式的に示したものである。本研究では P 含有量は 0.008% から 0.1% まで種々変化させたが、ここでは代表的なものとして 0.008% P および 0.043% P 材について示している。Huey 試験で粒界腐食が生じていることは P の粒界偏析が生じていることを示唆している。P 量が多い試料ほど粒界腐食が顕著である。

一般に溶質原子は粒界に偏析することが知られている。この粒界偏析は平衡偏析と呼ばれ、Fe-溶質原子の二元系について D. Mclean により熱力学的に検討されている⁹⁾。溶質原子が固溶限以下の希薄濃度の場合、粒界への溶質原子の偏析の平衡濃度 C_d は次式で与えられる⁹⁾。

$$C_d = (C_0 \exp(Q/RT)) / (1 - C_0 + C_0 \exp(Q/RT)) \quad \dots\dots(1)$$

そして $C_0 \ll 1$ の場合

$$C_d = (C_0 \exp(Q/RT)) / (1 + C_0 \exp(Q/RT)) \quad \dots\dots(2)$$

C_d : 歪んだ領域の溶質原子の濃度 (粒界濃度), C_0 : 歪のない領域の溶質原子の濃度 (粒内濃度), $Q: E-e$, E : 歪んでない位置に溶質原子が入ることによって生じる歪エネルギー, e : 歪んだ位置に溶質原子が入ることによって生じる歪エネルギー, R : 気体定数, そして T :

Fig. 13 Schematic illustration of microstructure, grain boundary attack and crack profile of SCC for sensitized specimen.

絶対温度である。

式(1), (2)によると P 含有量の多い試料ほど粒界での P の平衡偏析濃度は高くなる。この傾向は Fig. 1 および Fig. 7 に示した P 量の増加にともなう Huey 試験による粒界腐食速度の増加および Fig. 8 に示した孔食電位の増加と対応していると考えられる。

しかしながら Fig. 12 に示すように応力腐食割れはほとんど生じていない。本研究の場合は SSRT 法による低速度での引張試験のため、延性破壊となり、溶体化処理時に偏析する P (0.008%—0.10%) のみでは粒界応力腐食割れは生じにくいものと思われる。

4.2 炭化物の析出挙動および応力腐食割れにおよぼす P 含有量の影響

Fig. 13 は前項までの結果をもとに 0.008% P および 0.043% P を含む SUS 304 鋼を 1373 K で溶体化処理後、923 K で鋭敏化処理した時の炭化物の析出、Huey 試験による粒界腐食および高温高圧純水における応力腐食割れの様子を模式的に示したものである。P 含有量の多い試料ほど鋭敏化処理により粒界における炭化物が大きくなっており、粒界腐食および応力腐食割れが顕著となる。そこで P は炭化物の析出挙動にどのように影響しているのかについて検討する。

オーステナイト系ステンレス鋼の炭化物の析出は C の固溶度と関連させて検討されている。SUS 304 鋼における C の固溶度は次式で与えられる¹⁰⁾。

$$C = 5.4 \times 10^3 \exp(-13400/T) + 0.007 \quad \text{.....(3)}$$

C: 固溶度 (wt%), T: 絶対温度

この式において計算すると C の固溶度は 923 K で 0.0096 wt% となり、本研究で用いた SUS 304 鋼 (0.04 wt%) では固溶限を越えており、過飽和のために鋭敏化処理中に主に粒界に炭化物が析出することになる。そして C 量が多いほど鋭敏化処理時炭化物の析出が短時間で生じる¹⁰⁾

次に 923 K における鋭敏化処理温度での P の固溶度について考える。溶解度は次式で与えられる⁹⁾。

$$\text{溶解度} = B \exp(-H/RT) \quad \text{.....(4)}$$

H: 溶解熱, B: 定数

温度が低下し固溶限以下になると、マトリックスで析出が起こり、全固溶量が低下する。析出する場合は粒界平衡偏析濃度 Cd は次式で与えられる⁹⁾。

$$Cd = (AB \exp(Q-H)/RT) / (1 + AB \exp(Q-H)/RT) \quad \text{.....(5)}$$

この式はマトリックスの溶質原子が固溶限を越えている場合について有効とされている。この溶質原子を P とした場合、Q が H よりも大きい場合は粒界における P の濃度は固溶限以下で温度の低下とともに増加する。しかし Q が H よりも小さい場合は温度の低下について析出のために粒界における P 濃度は低下していくことになる。

SUS 304 鋼の場合、923 K における P の固溶濃度は正確に求められていないが、金子等の報告¹¹⁾によると Fe-12% Ni-Cr-P のオーステナイト系ステンレス鋼における P の固溶度は Cr の添加によって急激に低下し、18% Cr では P の固溶度はかなり少なくなり、さらに Mn, Si, C 等の元素を添加した場合、オーステナイト中の P の固溶度は非常に少なくなるとしている。SUS 304 鋼の場合 0.04% C, 0.6% Si, 1.06% Mn, 9.01% Ni, 18.26% Cr を含んでいることから P の固溶度は非常に小さく 923 K での鋭敏化温度では 0.008% P においてもマトリックス中の P の濃度は固溶限をこえているものと考えられる。したがって本研究に用いた種々の P 含有量の SUS 304 鋼はいずれも P は過飽和であると考えられる。

このことは C の場合と同様であり、マトリックス中の過飽和の P は鋭敏化時リン化物として析出すると予想される。そして P は Cr との親和力が強く、 $M_{23}C_6$ 中に P が含まれ $(M, P)_{23}C_6$ ¹²⁾ あるいは $M_{23}(C, P)_6$ ⁴⁾ として析出すると考えられる。粒界腐食はおもに Cr 欠乏層により生じるので $M_{23}(C, P)_6$ として析出しているものと考えられる。そして P が C と同じ作用をするのであれば結局ステンレス鋼の鋭敏化現象つまり C 量の多い試料ほど鋭敏化が短時間で生じる現象と同様の現象が生じることになる。

さらに P は Cr の拡散速度を増加させるとの報告¹²⁾もあり、P の両作用により、炭化物の析出が多くなる。そして炭化物の析出が多いと Cr 欠乏層が顕著となり、粒界腐食が顕著となる。そして高温高圧純水での応力腐食割れが生じると考えられる。

5. 結 論

本研究は不純物元素として P に注目し、P 量を種々変化した試料を作製し、P の溶体化時の粒界偏析挙動とその後の鋭敏化処理時の $M_{23}C_6$ の析出挙動について透過電子顕微鏡観察および粒界腐食試験によって調べた。そして高温高圧純水中の応力腐食割れにおける P の役割について検討したものである。得られた結果を要約すると次のようになる。

(1) 1373 K, 1473 K および 1573 K で溶体化処理した試料について P 量と Huey 試験による腐食速度の関係を調べた結果、いずれの溶体化温度においても P 量の

増加とともに腐食速度が増加した。同じ P 量においても溶体化温度が低いと粒界腐食が顕著となる。

(2) 種々の P 量の試片について 1573 K で溶体化処理後、直ちに 1373 K で溶体化処理する、いわゆる二段溶体化処理を行った時の 1373 K の保持時間と粒界腐食速度の関係を調べた結果、1373 K での保持時間の増加とともに腐食速度は増加した。このことは 1373 K での保持中に P の粒界偏析が生じていることを示唆している。P 含有量の多い試料ほど 1737 K での保持時間の増加とともにその腐食速度の増加は顕著であった。このことは粒界での P の偏析が多いことを示唆している。そして P の粒界偏析は D. Mclean の平衡偏析説によって説明される。

(3) 1373 K で溶体化処理後、923 K で鋭敏化処理した時の薄膜による透過電子顕微鏡組織観察したところ、P 量が多いと粒界に $M_{23}C_6$ が多く、相対的に大きな炭化物が析出していることが判明した。これは、鋭敏化時 $M_{23}C_6$ 中に P が含まれ $M_{23}(C, P)_6$ として析出すると考えた。そして P が C と同じ作用をすると考え、ステンレス鋼の鋭敏化現象つまり C 量の多い試料ほど鋭敏化が短時間で生じる現象と同様の現象が生じたものと考えられる。

(4) 1373 K および 1573 K で溶体化処理後、923 K で鋭敏化処理した時の P 量と Strauss 試験による粒界腐食幅を検討した結果、P 量の増加とともに腐食幅は増加した。また同一 P 量においても 1573 K 溶体化材にくらべて 1373 K 溶体化材のほうが粒界腐食幅が広がっていた。

(5) 1573 K で溶体化処理後 1373 K で溶体化処理した時の 1373 K での保持時間と Huey 試験による腐食速度の関係を調べたところ、1373 K での保持時間の増加とともに腐食速度は増加し、そして P 量の多い試料ほど 1373 K での保持による腐食速度の増加が大であった。

(6) 1373 K および 1573 K で溶体化処理し、923 K で鋭敏化処理した試料における P 含有量と応力腐食割れの関係を検討したところ、1373 K 溶体化処理の試料の場合、P 量の増加とともに断面収縮率は急激に低下し、そして 0.043% P で最も応力腐食割れが起こりやすいと

とが判明した。0.008% P 材の場合は粒界破壊は生じていない。粒内 SCC 破面である。しかし 0.043% P の場合、粒界破壊の領域が顕著に多く、そして 0.1% P の場合にも粒界破壊が顕著に生じていた。

謝 辞

本研究の遂行にあたり、試料作製に便宜をはかっていただいた日本金属工業㈱新井 宏氏に感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) 小若：金属の腐食損傷と防食技報，アグネ，(1983)
- 2) 阿部，小嶋，水沼，楠原：ステンレス鋼における不純物元素の粒界偏析の粒界腐食および粒界応力腐食割れに及ぼす影響，鉄と鋼，(1987)，A 287
- 3) A. Joshi and D. F. Stein：Chemistry of Grain Boundaries and Its Relation to Intergranular Corrosion of Austenitic Stainless Steel, Corrosion, 28-9, (1972), 321
- 4) B. R. Barnerjee, E. J. Dulis and J. J. Hauser：Role of Phosphorus in $M_{23}C_6$ Precipitation in Austenitic Stainless Steel, Trans. of ASM, 61, (1968), 103
- 5) C. L. Briant：The Effects of Sulfur and Phosphorus on the Intergranular Corrosion of 304 Stainless Steel, Corrosion, 36-9, (1980), 497
- 6) C. L. Briant：Grain Boundary Segregation of Phosphorus in 304 L Stainless Steel, Met. Trans. 16 A-11, (1985), 2061
- 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—溶体化処理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) D. Mclean：Grain Boundaries in Metals, Oxford at the clarendon press (1987)
- 10) 新井：オーステナイト系ステンレス鋼における炭化物およびクロム欠乏層の形成に関する理論的検討，鉄と鋼，56, (1970), 44
- 11) 金子，西沢，玉置，谷藤： α 鉄および γ 鉄における P の固溶度，日本金属学会誌，29-2, (1965), 166
- 12) G. R. Kegg, J. M. Silcock and D. R. F. West：The Effect of Phosphorus Additions and Cooling Rate on the Precipitation of $M_{23}C_6$ in Austenite, Metal Science, 8, (1974), 337

SUS 347 鋼の高温高压純水中の応力腐食割れにおける Nb の役割*

黒田 敏雄**，岡部啓二郎***，(故)圓城 敏男**

Role of Niobium on Stress Corrosion Cracking of SUS 347 Stainless Steel in High Temperature Water*

by Toshio Kuroda**, Keijiro Okabe*** and Toshio Enjo**

Role of Niobium on stress corrosion cracking (SCC) of SUS347 stainless steel was investigated in high temperature water at 562K. SCC test was carried out using a slow strain rate testing technique (SSRT) in dissolved oxygen of 8 ppm.

The precipitation behavior of NbC and $M_{23}C_6$ was evaluated by transmission electron microscopy

*原稿受付 平成元年10月4日 昭和63年度春季全国大会で発表

**正 員 大阪大学 Member, Osaka University

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