Ni 基 600 合金の耐アルカリ IGSCC 性における 粒界クロム炭化物の役割*

山 中 和 夫**

** 住友金属工業株式会社鉄鋼技術研究所

The Role of Grain Boundary Chromium Carbides on the Caustic IGSCC Resistance of Nickel Base Alloy 600*

Kazuo Yamanaka**

** Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries

In order to clarify the reason why the caustic IGSCC resistance of nickel base alloy 600 is improved by the precipitation of chromium carbides at the grain boundaries, the author investigated the role of grain boundary chromium carbides on the caustic IGSCC resistance of nickel base alloy 600 in high temperature NaOH solution. The results obtained were as follows: The author made clear that the dominant contribution factor of grain boundary chromium carbides to the caustic IGSCC resistance is to be attributable to the cleansing of the grain boundaries by the trapping of grain boundary segregated elements such as C, B, P by the chromium carbides. The formation of corrosion resistant film due to CrO_2^- ions caused by the chromium carbides dissolution at the crack tip may be also contributable to the caustic IGSCC resistance apart from the extent of contribution. However, inhibitant effect of IGSCC propagation by the insolubility of carbide itself, improving effect of the caustic IGSCC resistance by the formation of grain boundary chromium depleted zones, electro-chemical protection effect by the precipitation of chromium carbides from the interface boundaries of alloy 600 which have large difference of the corrosion potential and grain boundary strengthening due to the alternative coherent precipitation of chromium carbides along the grain boundaries seem to be not contributed to the caustic IGSCC resistance of alloy 600.

Key words: IGSCC, high temperature water, NaOH, chromium carbides, grain boundary segregation, alloy 600

1. 緒 言

Ni 基 600 合金は高温アルカリ水溶液¹⁾や非脱気高温水²⁾, 脱気高温水³⁾などの環境中で粒界応力腐食割れ (IGSCC) を生ずることが報告されており, その防止対策もとられている⁴⁾。また, IGSCC 機構に関する環境側原因は水処理に用いられるリン酸塩が高温水中で加水分解して生じたアルカリ (NaOH) が隙間で濃縮することによって起因することが明らかにされている⁵⁾。

しかしながら, 材料側原因については不明な点が多く, 十分な解明がなされていない。すなわち, 金属組織

との関係については, 非脱気高温水中における 600 合金の SCC 感受性は鋭敏化熱処理により大きく変化し, オーステナイト系ステンレス鋼と同様クロム欠乏層の形成に起因する割れと考えられている²⁾ものの, 高温アルカリ水溶液中ではクロム欠乏層は割れの原因とはならず 873~973 K の低温熱処理により逆に SCC 感受性が低下する⁶⁾とした報告が多い^{6)~8)}。この低温熱処理によるアルカリ SCC 感受性の低下現象については粒界にクロム炭化物の明瞭な析出が認められることから, その結果もたらされる効果に負うものと思われるが, その関与機構については不明である。

そこで, 今回は Ni 基 600 合金の耐アルカリ IGSCC 性における粒界クロム炭化物の役割について検討した。

* 第 38 回腐食防食討論会 (福岡, 1991)

** 〒660 尼崎市扶桑町 1 番 8 号 (1-8, Fuso-cho, Amagasaki, 660 Japan)

2. クロム炭化物析出に基づく耐アルカリ IGSCC 性向上の寄与要因

まず, Fig. 1⁹⁾ に Ni 基 600 合金の耐アルカリ IGSCC 性および IGC (粒界腐食) 性に及ぼす熱処理条件の影響について示す。前者は高温高濃度 NaOH 水溶液中における耐アルカリ IGSCC 性であり, 後者は 600 合金のクロム欠乏層を検出する試験液として知られている沸騰 40% 硝酸水溶液中における耐粒界腐食性である。また, 図中には抽出レプリカ電顕観察によるクロム炭化物 (主として Cr_{23}C_6) の粒界析出状況も合わせて示した。

この図から 973 K でおよそ 300 s (0.1 h) 以上加熱すると粒界クロム炭化物が半連続状に析出し始め 40% 硝酸による粒界腐食速度が増大してクロム欠乏層が顕著に生成していることがわかる。しかし, 高温 NaOH 水溶液中では逆に IGSCC が生じなくなっている。

このようなクロム炭化物の粒界析出に基づくアルカリ IGSCC 抵抗性向上の寄与要因を, 他研究者により提案されている仮説も含めて Fig. 2 に模式図でまとめて示す。

(1) クロム炭化物自身の難溶性に基づく IGSCC 進展抑制作用: 高温 NaOH 水溶液中では粒界に析出したクロム炭化物自身が溶けにくく粒界割れ進展の障害とな

り, 粒界割れ進展を抑制する。

(2) クロム炭化物の生成による粒界偏析不純物の取り込み作用: 不働態化を阻害すると思われる不純物元素 (例えば P や B など) をクロム炭化物が生成する段階で取り込むことによって, 偏析の少ない清浄な粒界が形成されるという説である。P については Airey¹⁰⁾ が $(\text{CrP})_{23}\text{C}_6$ としてクロム炭化物の中へ取り込まれ, 600 合金のアルカリ IGSCC 抵抗性が向上することを推察している。また, B については著者¹¹⁾が $\text{Cr}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$ としてクロム炭化物の中に取り込まれ, 600 合金のアルカリ IGSCC 抵抗性が向上することを推察している。

(3) クロム炭化物近傍におけるクロム欠乏層の存在作用: ステンレス鋼では粒界にクロム炭化物が生成した際, その周辺に生じたクロム欠乏層の存在により活性経路型の IGSCC が生じるという説¹²⁾がよく知られている。しかし, Ni 基合金ではクロム欠乏によって Ni や Fe 濃度が相対的に富化した層が粒界に沿って形成され, これがアルカリ水溶液中で IGSCC 抵抗性を高めるという考え方である。

(4) クロム炭化物と 600 合金の接触による電気化学的抑制作用: クロム炭化物自身の腐食電位が 600 合金と大きく異なるので, クロム炭化物と接触している地点

Fig. 1 Effect of heat treatments on both IGC and caustic IGSCC resistance of alloy 600⁹⁾.

Fig. 2 Schematic figures of the contribution factors of increasing the caustic IGSCC resistance by the grain boundary chromium carbide precipitation of alloy 600.

の 600 合金の電位がクロム炭化物の電位に引きずられる。その結果、腐食電位が SCC 発生電位領域からカソード側あるいはアノード側にずれて防食されるという考え方である。

(5) クロム炭化物の溶解により放出された CrO_2^- イオンによる耐食皮膜の形成作用: クロム炭化物の溶解によって生じた CrO_2^- イオンが割れ先端部近傍の合金表面に耐食クロム酸化物皮膜を形成し、割れ進行を抑制するとした考え方である。

(6) クロム炭化物の粒界交互整合析出による粒界強化作用: X-750 合金の耐高温水 IGSCC 向上機構として米沢ら¹⁸⁾が提唱した説である。粒界に析出した M_{23}C_6 (M: 金属元素で Cr が主成分) が粒界をへだてて両方の母相と交互に整合し、あたかも結晶粒界をジッパーで結んだ析出状態になることが耐 IGSCC 性を向上させる考え方である。

以下、実験データに基づきそれぞれの寄与要因の妥当性を検討する。

3. 実験方法

3.1 供試材

Table 1 に供試材の化学分析値を示す。No. 1 および 2 は 75% Ni を基本成分として Cr 量を 15% と 0% と変えた合金であり、前者は 600 合金、後者は Cr 欠乏部を模擬した組成である。No. 3~6 は 75% Ni-15% Cr-10% Fe を基本成分として低 C 系 (0.007~0.018% C) で B 量を 0.0002~0.0057% の範囲で 4 水準とした。No. 7~10 は基本成分が No. 3~6 と同じであるものの高 C 系 (0.043~0.059% C) で B 量を 0.0002~0.0047% の範囲で 4 水準とした。

これらの試料の作成方法は、真空溶解後、鍛造、熱延して 7mm 厚としたのち、最終的に 4.9mm 厚まで冷間圧延した。熱処理条件はアルゴン雰囲気中 1223 K で 20 min の焼鈍熱処理を施した。次いで一部試料について 973 K で最大 15 h の低温熱処理を施した。

Table 1 に示した試料のほか標準材として Johnson-Mattsey 製純鉄、純クロム、純ニッケルの板材も用いた。

さらにクロム炭化物自身の腐食挙動を明らかにする目

Table 1 Chemical composition of alloys.

(wt %)

Alloy	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti	Al	N	B	Fe
1	0.027	0.33	0.31	0.008	0.001	74.45	15.45	0.20	0.11	0.0088	0.0001	9.10
2	0.026	0.30	0.30	0.007	0.001	74.33	0.01	0.18	0.10	0.0095	0.0002	24.73
3	0.011	0.30	0.33	0.002	0.002	74.22	14.95	0.15	0.069	0.0086	0.0002	9.95
4	0.007	0.32	0.29	0.001	0.001	74.13	14.94	0.15	0.064	0.0166	0.0006	10.08
5	0.008	0.32	0.29	0.002	0.001	73.89	14.92	0.17	0.082	0.0120	0.0016	10.30
6	0.018	0.34	0.29	0.002	0.002	73.65	14.80	0.18	0.083	0.0099	0.0057	10.62
7	0.043	0.37	0.33	0.002	0.001	74.00	15.01	0.17	0.069	0.0187	0.0002	9.98
8	0.050	0.35	0.33	0.002	0.002	73.73	14.98	0.13	0.035	0.0182	0.0007	10.37
9	0.050	0.37	0.32	0.002	0.002	73.96	15.01	0.13	0.045	0.0181	0.0018	10.06
10	0.059	0.36	0.33	0.002	0.001	74.20	14.91	0.16	0.063	0.0194	0.0047	9.90

的で独自の試料を作った。すなわちレアメタリック社製 Cr_{23}C_6 粉末（純度 99.5%）を静水圧で固め素雰囲気中 1523 K で焼結して固形材にした。なお X 線回折測定によってこの試料が 100% Cr_{23}C_6 単体であることを確認した。

3.2 アルカリ SCC 試験

試験片は $2\text{t} \times 10\text{w} \times 75\text{l}$ mm の短冊状とし、板厚中央部から圧延方向に平行に切り出し、エメリー紙で 600 番まで研磨した。この試験片を半径 7.5 mm で U 字型に曲げ、さらに両端を内側方向にボルトナットで 5 mm 締めつけた。試験はこの U ベンド試験片を脱気 50% NaOH, 623 K (350°C) の高温アルカリ水溶液中に 500 h 浸漬し、切断面より最大 SCC 深さを測定した。

3.3 アルカリ全面腐食試験

試験片は $3\text{t} \times 10\text{w} \times 40\text{l}$ mm の短冊状とし、板厚中央部から圧延方向に平行に切り出し、エメリー紙で 600 番まで研磨した。試験はアルカリ SCC 試験と同じ環境条件で全面腐食試験を行い腐食減量を測定した。

3.4 電気化学試験

電気化学試験は 600 合金（試料 1）、純鉄、純ニッケル、純クロムおよび Cr_{23}C_6 単体試料について行った。測定は脱気 40% NaOH, 598 K (325°C) の高温アルカリ水溶液中において走査速度 20 mV/min でアノード分極曲線を測定した。用いたオートクレープの内張は 690 合金製で内容積が約 1.8 m^3 である。対極は白金、照合電極は白金黒である。

3.5 組織観察

クロム炭化物の析出状況は抽出レプリカ電顕および薄膜透過電顕により観察した。試料からの炭化物の抽出は王水 ($\text{HCl}:\text{HNO}_3:\text{グリセリン}=1:1:2$) で腐食した試料にカーボン蒸着し、3% ブロムアルコールで抽出する、いわゆる抽出レプリカ法である。透過電顕観察用薄膜の最終研磨はリン酸-クロム酸液による電解とした。観察は日立 U-200 型電子顕微鏡（加速電圧 200 kV）を用い

た。

3.6 フィッション・トラック・エッチング試験

ボロンの存在位置の検出はフィッション・トラック・エッチング法¹⁴⁾で行った。本法はボロンに中性子を当てたときに $^{10}\text{B}+^1_0\text{n}\rightarrow^7_3\text{Li}+^4_2\alpha$ の反応によって出る α 線をあらかじめ試料表面に貼り付けたセルロース膜中に生ずる飛跡として観察する手法である。

試験片を 0.2 mm $\times$ 10 mm $\times$ 10 mm の薄板に切り出し、表面をバフ研磨で仕上げアセトン中で超音波洗浄したのち、0.15 mm 厚の硝酸セルロースを貼りつけポリエチレン製カプセルに詰めて日本原子力研究所東海研究所の JRR-3 原子炉で中性子照射を行った。照射条件は $2 \times 10^{15}\text{ m}^{-2}\text{s}^{-1}$ の熱中性子束で照射時間は約 3 ks (50 min) とした。

Fig. 3 Anodic polarization curves of Cr_{23}C_6 , alloy 600 and several pure metals in de-aerated 40% NaOH solution at 598 K.

Fig. 4 Corrosion rate of Cr₂₃C₆, alloy 600, 75% Ni-0% Cr-25% Fe alloy and several pure metals in deaerated 50% NaOH solution at 623 K for 1800 ks (500 h) at the potential $E_{corr.} + 100$ mV.

照射後試験片に貼りつけた硝酸セルロース膜を 323 K に保った 4% NaOH 水溶液中に 30~60 s 浸漬してセルロース膜内につけられた α 線の飛跡をエッチングにより拡大させた。その後水洗乾燥後、光学顕微鏡で観察した。

4. 実験結果および考察

4.1 クロム炭化物自身の難溶性に基づく IGSCC 進展抑止作用

クロム炭化物自身の耐アルカリ IGSCC 性への寄与を明らかにするために、Cr₂₃C₆ 単体、600 合金、純ニッケル、純鉄および純クロムを用い高温高濃度アルカリ水溶液中におけるアノード分極挙動および腐食挙動を調査した。これら材料の脱気 40% NaOH 水溶液 (598 K) 中におけるアノード分極曲線を Fig. 3 に、また脱気 50% NaOH 水溶液 (598 K) 中で定電位 (負荷電位: $E_{corr.} + 100$ mV) 保持した場合における全面腐食試験結果をFig. 4 にそれぞれ示す。これより、アルカリ IGSCC の発生する電位域 [-1.1~-1.3 V vs. SHE]⁹⁾ で Cr₂₃C₆ の電流密度は 600 合金より高い。また Fig. 4 の腐食速度データより Cr₂₃C₆ の腐食は 600 合金や純ニッケル、純クロムと同程度の速度で進行することを示している。

これらの結果より、たとえクロム炭化物が粒界に存在していてもクロム炭化物自身の溶解速度が特別小さい訳ではないため、IGSCC 進行抑止効果は期待できないように思われる。

4.2 粒界クロム炭化物による粒界偏析元素の取り込み作用

本実験の目的は Fig. 2 の 2) で述べたように、粒界析出したクロム炭化物が C, B, P などの微量元素を取り込んで、清浄な粒界となり耐 IGSCC 性を向上するか否かを明らかにすることである。

B についてはこれを支持する実験結果が得られている。すなわち、Fig. 5 に示すように焼鈍材では低 C 系 (a 図)、高 C 系 (b 図) いずれも B 量の増加と共にアル

Fig. 5 Effect of boron on the caustic IGSCC of alloy 600 in deaerated 50% NaOH solution at 623 K for 1800 ks (500 h) (single U-bend method).

カリ SCC 感受性は増大しているが、低温熱処理 (973 K-54 ks) を施すことにより B の悪影響は消失している。

Fig. 6 は 57 ppm B 含有 600 合金 (試料 No. 6) のフィッシュン・トラック・エッチング法による B 観察像である。Fig. 6 (a) に示すように焼鈍材は粒界にほぼ連続的に B の存在が認められている。同試料には電顕観察により炭化物の粒界析出が全く認められていないことから、B は主として粒界に偏析状態で存在しているものと推定される。これに対し、Fig. 6 (b) に示すように低温熱処理材は B が粒界に不連続状に凝集して存在している。なお、この場合は電顕観察で M₂₃C₆ 型炭化物の粒界析出が認められる。以上より、後者では B が炭化物の中へ取り込まれ C 原子の一部が B 原子と置き代わった Cr₂₃(C, B)₆ 炭硼化合物として粒界に存在しているものと推定される。

C については、低温熱処理で析出する炭化物 (Cr₂₃C₆) を構成する元素そのものであることから焼鈍状態において C 原子が偏析状態で粒界に存在して¹⁾おれば¹⁾容易に

Fig. 6 Distribution of boron of alloy 600 containing 57 ppm B by fission track etching method.

(a) Annealed at 1223 K for 1.2 ks (20 min),
(b) Annealed at 1223 K for 1.2 ks (20 min)
plus aged at 973 K for 54 ks (15 h).

Cr_{23}C_6 中へ取り込まれるものと思われる。

P についてはすでに Airey¹⁰⁾ が、600 合金を 873~973 K で 3.6 ks (1 h) 以上の低温熱処理を施すと、P の粒界偏析が増大するにもかかわらずアルカリ IGSCC 抵抗性が向上することを明らかにしている。Airey は低温熱処理によって 600 合金のアルカリ IGSCC 抵抗性が向上する理由は、 $(\text{CrP})_{23}\text{C}_6$ の存在が確認されている事実¹⁵⁾ から粒界に析出した P が半連続状に粒界に析出したクロム炭化物中へ $(\text{CrP})_{23}\text{C}_6$ として取り込まれ、偏析の少ない清浄な粒界となる結果であると推察している。

4.3 粒界近傍でのクロム欠乏層の存在作用

Fig. 4 より、クロム欠乏部模擬組成の 75% Ni-0%

Fig. 7 Shape of test specimen for the circumstantial evidence.

Cr-25% Fe 合金の腐食速度は 600 合金よりもやや大きいことが明らかである。また著者がすでに報告したように、急速ひずみ電極試験で 75% Ni-0~15% Cr-bal. Fe 合金における表面皮膜の修復速度に及ぼす Cr 量の影響が 0~15% の範囲で極めて小さい事実¹⁶⁾ が知られている。

これらを合すると粒界近傍におけるクロム欠乏層の存在は耐アルカリ IGSCC 性向上へほとんど寄与がないように判断される。

4.4 クロム炭化物と 600 合金の接触による電気化学的 SCC 抑制作用

Fig. 3 に示したように Cr_{23}C_6 自身の腐食電位は 600 合金の腐食電位とはほぼ同じ -1.4 V (vs. SHE) 付近にあり、600 合金とはほぼ同等である。したがって、 Cr_{23}C_6 と 600 合金の接触による 600 合金に対する電気化学的 SCC 抑制作用 (SCC 発生電位領域からカソード側あるいはアノード側に電位をずらす効果) はほとんどないと思われる。

4.5 クロム炭化物溶解によって生じた CrO_2^- イオンによる耐食皮膜形成作用

本実験の目的は SCC き裂先端部において、 Cr_{23}C_6 の溶解によって生成した CrO_2^- イオンがき裂先端部付近の 600 合金表面に内層 Cr リッチな 2 層酸化皮膜を形成し¹⁷⁾、母材 Cr 含有量を高めたのと同様な効果として耐 SCC 性向上に寄与するという推論の検証にある。

Fig. 7 に示すように 600 合金とクロム炭化物焼結体

Fig. 8 Depth profile of Cr and Ni elements by IMMA analysis of the corrosion film formed on alloy 600 in deaerated 4% NaOH solution at 598 K at the potential $E_{\text{corr.}} + 100\text{ mV}$.

(直径 15φ-厚さ 5 mm) とを 0.5 mm の隙間をつけて近接させ、脱気 4% NaOH 水溶液 (温度 553 K) 定電位 ($E_{\text{corr.}} + 100 \text{ mV}$) 下で 7.2 ks (2 h) 浸漬後、クロム炭化物との近接面の 600 合金皮膜を IMMA (イオンマイクロマスアナライザー) で分析した。

腐食皮膜の深さ方向における Ni および Cr 分析結果を 600 合金単独浸漬の場合と併せて Fig. 8 に示す。この図よりクロム炭化物を近接させた場合、600 合金単独浸漬の場合に比べて皮膜内層の Cr 濃化が大きいことを示している。これはクロム炭化物溶解によって生じた CrO_2^- イオンが耐食皮膜の形成に寄与するものと考えられ、IGSCC 向上への寄与を間接的に支持しているも

のと推察される。

4.6 クロム炭化物の粒界交互整合析出による粒界強化

米沢ら¹⁸⁾は軽水炉の支持ピンやスプリング材に用いられている X-750 合金の耐高温水 IGSCC 性と粒界クロム炭化物の析出形態との間には極めて良い相関性があることを報告している。すなわち、耐 IGSCC 性の優れた X-750 合金では半連続状に粒界に析出した M_{23}C_6 (M: Cr が主成分) が隣り合う結晶両方の母相に交互に整合し、あたかも結晶粒界をジッパーで結んだようになっている析出状態を有することが明らかにされている。

600 合金において粒界に析出したクロム炭化物と粒界をはさんだ母相との整合関係を薄膜透過電顕観察により

Table 2 The analytical results of the coherency of carbide precipitates along the grain boundaries with matrix for alloy 600.

Type	Kind of precipitates		Fraction
I	Coherency with matrix of one side across the grain boundaries (All carbides)		10%
II	Coherency with matrix of one side across the grain boundaries (Partial carbides)		60%
III	Alternative coherency with matrix of both sides across the grain boundaries (All carbides)		0%
IV	Alternative coherency with matrix of both sides across the grain boundaries (Partial carbides)		0%
V	Incoherency with matrix of both sides across the grain boundaries		30%

Cr_{23}C_6 carbide :

- : Coherent to matrix
- : Incoherent to matrix

G.B. : Grain Boundary

Fig. 9 Transmission electron micrograph of $M_{23}C_6$ precipitates along the grain boundary of alloy 600 aged at 973 K for 54 ks (15 h).

(a) the dark field image using $(1\bar{1}1)$ $M_{23}C_6$ reflection, (b) the dark field image using $(00\bar{2})$ γ_2 austenite reflection, (c) the selected area electron diffraction pattern, (d) its schematic representation.

調査した。Table 2 にランダムに観察した 20 視野の整合調査結果をまとめて示す。これらはクロム炭化物と母相との整合状況を Type I~V に分類したものである。すなわち Type I: すべての炭化物が粒界をはさむ片側母相と整合, Type II: 一部の炭化物が粒界をはさむ片側母相と整合, Type III: すべての炭化物が粒界をはさむ母相と交互整合析出, Type IV: 一部の炭化物が粒界をはさむ母相と交互整合析出および Type V: すべての炭化物が母相と非整合, の 5 種類のタイプに分類したものである。

この表より粒界に析出した $Cr_{23}C_6$ 炭化物は粒界をはさむいずれか一方の母相にのみ整合しているケースが圧倒的に多く, 粒界交互整合析出しているケースは 1 視野もみられなかった。

一例として Fig. 9 に粒界をはさむ片側の母相に整合析出した $Cr_{23}C_6$ 炭化物の半連続状粒界析出状況電顕観察像を示す。この結果より, 600 合金では, 粒界のクロム炭化物の交互整合析出による耐 IGSCC 性向上への寄与はないものと判断される。

以上のことを要約すると, 600 合金における耐アルカリ IGSCC 性向上への粒界クロム炭化物の主たる寄与要因としては, クロム炭化物による C, B, P などの粒界偏析元素の取り込み (トラップ) に基づく粒界清浄化作用

が大きいものと結論される。そしてき裂先端におけるクロム炭化物溶解によって生ずる CrO_4^{2-} イオンによる耐食皮膜形成も寄与の度合は別として耐アルカリ IGSCC 性向上に寄与しうるものと思われる。

これに対して, クロム炭化物自身の存在による IGSCC 進展抑制効果やクロム炭化物と 600 合金の接触による電気化学的 SCC 抑制効果および炭化物の粒界交互整合析出などに基づく耐アルカリ IGSCC 性への寄与は 600 合金においてはほとんどないものと判断される。

5. 結 論

高温 NaOH 水溶液中における Ni 基 600 合金の耐アルカリ IGSCC 性向上への粒界クロム炭化物の役割について検討し, 以下の結果を得た。

(1) 耐アルカリ IGSCC 性向上への粒界クロム炭化物の主たる寄与要因としては, クロム炭化物による C, B, P などの粒界偏析元素のトラップ (取り込み) に基づく粒界清浄化作用であることを明らかにした。

(2) き裂先端におけるクロム炭化物溶解によって生ずる CrO_4^{2-} イオンによる耐食皮膜形成も寄与の度合は別として耐アルカリ IGSCC 性向上に寄与しうるものと思われる。

(3) クロム炭化物自身の難溶性による IGSCC 進展

抑止効果あるいは 600 合金と電位の大きく異なる炭化物と 600 合金の接触による電気化学的 SCC 抑制効果, さらにはクロム炭化物の粒界交互整合析出に基づく耐アルカリ IGSCC 性への寄与は 600 合金においてはほとんどないものと判断される。

(Received December 13, 1991)

文 献

- 1) N. Pessall, G. P. Airey & B. P. Lingenfelter: *Corrosion*, **35**, 100 (1979).
- 2) 小若正倫, 長野博夫, 工藤赳夫, 山中和夫, 岡田康孝, 南 孝男: 防食技術, **30**, 629, (1981).
- 3) T. S. Bulischeck & D. Van Rooyen: *Corrosion*/80, Paper No. 183, Chicago, March, (1980).
- 4) A. Kishida & H. Takamatsu: Int. Topical Meeting on Nuclear Power Plant Thermal Hydrolics & Operations, April, 1986, Tokyo, Japan, pp. 10-1~10-8.
- 5) D. Van Rooyen: *Corrosion*, **31**, (1975), 327.
- 6) I. L. W. Wilson & R. G. Aspden: *Corrosion*, **32**, 193 (1976).
- 7) R. S. Pathania: *Corrosion*, **34**, 149 (1978).
- 8) Ph. Berge, J. R. Donati, B. Prieux & D. Villard: *Corrosion*, **33**, 425 (1977).
- 9) H. Nagano, K. Tokimasa, K. Yamanaka & H. Miyuki: EPPI Workshop on Remedial Actions for Secondary Side Intergranular Corrosion, pp. J-1~J-12 (1985).
- 10) G. P. Airey: *Metallography*, **13**, 21 (1980).
- 11) 山中和夫: 第 38 回腐食防食討論会予稿集, A-106, 腐食防食協会 (1991).
- 12) R. W. Staehle: Proc. of the Conf. "Fundamental Aspects of Stress Cracking", Sept., p. 1, 1967.
- 13) 米沢利夫, 鬼村吉郎, 坂元成夫, 笹栗信也, 中田英則, 薄田 寛: 日本金属学会誌, **48**, 238 (1984).
- 14) J. D. Hughes & G. T. Rogers: *J. Inst. Metals*, **95**, 299 (1967).
- 15) B. R. Banerjee, E. J. Dulis & J. J. Hauser: *Trans. ASM*, **61**, 103 (1968).
- 16) 山中和夫: 日本金属学会誌, **52**, 50 (1988).
- 17) 山中和夫, 村山順一郎: 日本金属学会誌, **53**, 550 (1989).