Al-4.5 Zn-1.5 Mg 合金の水素誘起応力腐食割れ

高 野 道 典*, 永 田 達 也**

* 東北大学金属材料研究所

** 東北大学大学院

Hydrogen Induced Stress Corrosion Cracking of
Al-4.5 Zn-1.5 Mg Alloy

Michinori Takano* and Tatsuya Nagata**

*The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku University

**Graduate School, Tohoku University

Stress corrosion cracking (SCC) behaviors of Al-4.5 Zn-1.5 Mg alloy were investigated in 3% NaCl solution at 30°C and 70°C, using a slow strain rate technique (SSRT). The effects of crosshead speed (CS), specimen thickness and temperature on the SCC behaviors were studied in this method. The susceptibility to SCC increased with decreasing CS and was independent of specimen thickness at both temperatures. Crack propagation rate showed constant value for the changes of CS or specimen thickness. It has become clear that SSRT method is available for SCC test method of this alloy-corrosive system. The results of tensile test in laboratory air after exposure to the corrosive at 70°C without stress indicated that the loss in ductility of specimens is the results of intergranular hydrogen embrittlement. It has been found by a high voltage electron microscope observation (JEM 1000) of specimens pre-exposed to the corrosive that the strain field contrast revealed hydrogen bubbles was formed in association with the grain boundary precipitates.

The results of ion micro analysis for the specimen after SCC test in 3% NaCl deuterium solution at 70°C has shown that the peak of secondary ion intensity corresponding to deuterium ($m/e = 2$) is observed at the oxide-metal interface. From above results SCC of the specimen has been explained by a hydrogen embrittlement mechanism.

1. ま え が き

各種合金の応力腐食割れ (SCC) 試験法の一つとして、SSRT (Slow Strain Rate Technique) 法が数多く用いられており、とくに機構の解明及び材料選定に対してこの方法は有力な手段となっている。

しかしながら Al-Zn-Mg 系合金の SCC に関しては

* ≒980 仙台市片平 2-1-1 (2-1-1, Katahira, Sendai, 980 Japan)

** 〒980 仙台市荒巻字青葉 (Aza-Aoba, Aramaki, Sendai, 980 Japan)

現在、株式会社日立製作所機械研究所 (Mechanical Engineering Research Laboratory, Hitachi, Ltd.)

〒300 土浦市神立町 502 (502, Kandatsu-cho, Tsuchiura-shi, 300 Japan)

SSRT 法が有効な試験法であるという報告¹⁾と同時に、再現性のよい結果がえられない²⁾、など問題点も提起されており、明確な結論はえられていない。

またこの系の合金の SCC 機構に関しては、従来アノード溶解説^{3)~7)}が支配的であったが、最近以下に述べるような事実から水素脆化機構が注目されている。

カソードチャージによってこの系の合金は脆化し^{8)~10)}、水蒸気を含む大気中^{11)~13)}あるいは蒸留水中¹⁴⁾で SCC を起こす。また食塩水中に無負荷で予浸漬した 7075 合金は、その後の SCC 試験で寿命及び延性が低下する¹⁵⁾が、これらの予浸漬材を再び熱処理あるいは時効すると機械的性質が回復する^{16), 17)}。さらにこの系の合金を水蒸気中で負荷すると割れが進行するが、試験の途中で環境を真空にすると割れは停止すること¹⁸⁾、及び

無負荷で飽和蒸気中に浸漬後乾燥空气中で引張試験を行うと試片は著しく脆化し、真空中で引張試験を行うと、水素の放出と共に延性が回復する¹⁸⁾。

このように、アノード溶解によって割れを進行させるほど十分な腐食作用がないと思われる水蒸気中で割れを起こしたり、熱処理によって機械的性質が回復する現象は、アノード溶解機構によって説明することは困難である。さらに SCC 感受性のない純 Al に比して、この系の合金は高い水素透過能を示し¹⁹⁾、あるいは水蒸気中で脆化させた試料を透過電子顕微鏡で観察すると、粒界にガス状水素によるひずみ場が観察される^{19)~21)} など、水素脆化機構を間接的に支持する報告も多い。

以上のような Al-Zn-Mg 合金の SCC の現状をふまえ、本研究ではこの材料の SCC 試験への SSRT 法の適用性及び SCC と水素脆化との関係について検討した。

2. 実験方法

2.1 試料

用いた試料の化学組成は次の通りである。Zn; 4.5 wt%, Mg; 1.52 wt%, Cu; 0.02 wt%, Si; 0.05 wt%, Fe; 0.15 wt%, Al; bal.。試料は冷間圧延によって最終的に 1 mm, 3 mm, 6 mm 及び 9 mm の 4 種類の厚さに仕上げた。また予浸漬試験の場合には板厚 1 mm の供試材の一部を 0.1 mm まで冷間圧延したものを用いた。

SCC 試験には、各板厚の試料を幅 17 mm, 長さ 170 mm の短冊型に、圧延方向に垂直に切り出した。これらの試片は熱処理後中央部をエメリ研磨 (#800) したのち、電解研磨した。その後試片片側に放電加工機によって長さ 2.5 mm, 幅 0.2 mm のノッチを導入し、実験に供した。

予浸漬に用いた試片は、上記短冊型試片の中央部に長さ 20 mm, 幅 10 mm の平行部を導入したものをを用いた。

2.2 熱処理

試片はすべて 465°C, 1 h, Ar 雰囲気中で溶体化処理し、直ちに氷水中に焼入れした。その後 120°C, 24 h シリコンオイルバス中で時効処理した。熱処理後の結晶粒径はすべての試片でほぼ 50 μm であった。

2.3 SCC 試験

SCC 試験には自製の SSRT 試験機²²⁾を用いた。クロスヘッド速度 (CS) は $2 \times 10^{-5} \sim 1.5 \times 10^{-2}$ mm/min の範囲を選んだ。

割れ伝播速度は、腐食セル外部に設置した移動顕微鏡 (倍率 20 倍) を用いて、所定の時間毎に試片表面の割れ長さを測定することにより求めた。

用いた腐食媒は 3% NaCl 水溶液である。腐食媒の温

度は、30°C 及び 70°C である。

2.4 予浸漬試験

板厚 0.1 mm, 1 mm 及び 3 mm の試片を 3% NaCl 水溶液 (70°C) 中に所定の時間無負荷で浸漬した後、空气中室温で $\text{CS} = 5 \times 10^{-3}$ mm/min の速度で引張試験を行った。なお 0.1 mm 試片については、1 週間予浸漬したものを電解研磨によって薄片化し、超高压電子顕微鏡 (JEM 1000) で観察した。

2.5 重水素分析

板厚 1 mm の短冊型試片中央部に両側円形ノッチ ($R=10$ mm) を付した試片を用い、3% NaCl 重水溶液 (70°C) 中、 $\text{CS} = 5 \times 10^{-5}$ mm/min で SSRT 試験を行い、SCC が発生する前に試験を中止し、試片中央部を分析に適した寸法に切り出し水洗した。これらの試片は、イオンマイクロアナライザ (IMA, 日立 IMA 1 型) を用いて重水素の分析を行った。分析に供するまでの間試片は液体空气中に保存された。

分析は加速電圧 7 kV のもとで、 Ar^+ イオンをスバッタし、深さ方向の重水素濃度を調べることに由り行った。この場合、重水素イオンを検出するため、 $m/e=2$ に固定した二次イオン強度をモニタした。また同時に Al^+ イオンに対応する全イオン電流もモニタした。なお測定中は液体空気中で試片を冷却した。

3. 実験結果及び考察

3.1 応力腐食割れ試験

120°C, 24 h 及び 180°C, 24 h 時効した試片について CS を変えて SCC 試験を行ったが、後者には SCC がみられなかった。従って以下では、120°C, 24 h 時効材について述べる。なお SCC 感受性は、試片の破断に要する最大応力値 (σ_{max}) によって評価した。

3.1.1 CS, 温度及び板厚の影響

σ_{max} に及ぼす CS, 温度及び板厚の影響を Fig. 1 に示す。30°C 及び 70°C のいずれの場合も、CS が減少すると共に σ_{max} は低下している。すなわち CS が減少すると共に感受性が高くなる。このことは、腐食のはげしい 70°C でとくに著しい。

σ_{max} と CS の関係については多くの合金-腐食媒系で調べられており、Ti 合金²³⁾, Mg 合金²⁴⁾及び 304 ステンレス鋼²⁵⁾の塩化物中、あるいは炭素鋼のメタノール中²⁶⁾などでは、CS が臨界値以下に減少すると σ_{max} は再び増加する傾向がみられる。この低 CS 領域における σ_{max} の増加は、新鮮なすべりステップにおける合金の再不働態化によって説明されている²⁶⁾。しかしながら本実験の場合には、そのような現象はみられず、 σ_{max} は CS の減少と共に単調に減少した。このことは低 CS 領域において、たとえすべりステップに再不働態化皮膜が

Fig. 1 Effect of crosshead speed on the maximum stress of 120°C for 24 h aged specimens in 3% NaCl solution at 30°C and 70°C.

形成されたとしても、それは割れの伝播に対して重要な影響を及ぼさないことを示している。

σ_{max} の値については、SCC 感受性の高い条件 (70°C, $CS \leq 10^{-3}$ mm/min) では再現性のよい結果がえられたが、感受性の低い条件 (70°C の高 CS, 及び 30°C のすべての CS) ではばらつきがみられた。前者の条件では温度が高い (70°C) ので 30°C の場合より腐食が促進され、しかも CS が低く腐食の時間が十分与えられることを考慮すると、本合金の SCC には腐食が重要な役割を演じているように思われる。

Fig. 1 に示すように、 σ_{max} が板厚の影響を受けないことは、応力負荷によって試片の力学的条件、すなわち薄板における平面応力状態と厚板における平面ひずみ状態が SCC 挙動に大きな影響を与えていないことを示すものである。このことは SCC がすべり挙動と直接関係しないことを示すものであり、他の活性経路腐食機構²⁷⁾の場合と著しく異なる点である。

30°C 及び 70°C における SCC の伝播速度を測定した。その結果、単一割れが発生し、それが時間と共にほぼ直線的に成長する領域 (領域 I) 及びそれに続いて分岐した割れが急成長する領域 (領域 II) が現われることがわかった。感受性の高い条件では、領域 I のみであるが、感受性の低い条件では二つの領域が現われた。これら二つの領域における割れ成長及びそれらに対応する試片側面の割れを、いずれも模式的にそれぞれ Fig. 2 (a) 及び (c) に示した。領域 II は力学的影響を強く受けた割れで、不連続に成長し再現性もよくなかった。従って領域 I における測定結果について以下に述べる。

Fig. 3 に SCC 伝播速度と CS の関係を示す。

CS が大きい場合はいくらかばらつきがみられるが、いずれの温度においても、伝播速度は CS 及び板厚に依存せず、一定の値を示している。しかしながら温度の影響は著しく、70°C では 30°C の場合より一桁大きい値

Fig. 2 Schematic illustrations of stress corrosion crack growth.

- (a) crack length vs. time
- (b) fracture surface
- (c) side view of cracks

Fig. 3 Effect of crosshead speed on the stress corrosion crack growth rate of 120°C for 24 h aged specimens in 3% NaCl solution at 30°C and 70°C.

を示している。

304 ステンレス鋼の 42% $MgCl_2$ 中における粒内割れの場合には、伝播速度は CS 及び割れの成長と共に増大し、また板厚にも依存する²⁷⁾。これらの割れは、活性なすべり面の腐食によって進行することが明らかにされている²⁸⁾。

本実験の結果は、こうした活性経路に沿った腐食割れの特徴とは異なっているように思われるが、温度の影響が大きいため SCC 過程に腐食が重要な作用を与えていることは否定できない。

3.1.2 破面観察

SCC 試験後の破面を走査電子顕微鏡によって観察した結果、SCC 感受性の高い条件では破面は 100% 粒界割れを示したが、感受性の低い条件では、粒界割れ及び dimple 模様を示した。SCC 挙動を詳細に調べるため、感受性の低い条件で SCC 試験を行い、 σ_{max} の時点で試片を取り出し、空气中 (室温) で疲労破断させた。こ

Fig. 4 Fractographs obtained from 120°C for 24 h aged 3 mm thick specimen which was failed in 3% NaCl solution at 30°C at a crosshead speed of 5×10^{-4} mm/min.
 (a) corresponds to A in Fig. 2 (b)
 (b) corresponds to B in Fig. 2 (b)
 (c) corresponds to C in Fig. 2 (b)
 (d) corresponds to D in Fig. 2 (b)

これらの破面観察の結果を模式的に Fig. 2 (b) に示す。Fig. 2 (b) の A, B, C 及び D の部分からえられた破面写真を Fig. 4 (a), (b), (c) 及び (d) にそれぞれ示す。

破面及び応力-伸び曲線を比較検討した結果、Fig. 2 (a) の領域 I の割れ長さは、粒界割れ破面 A の試片側面における長さ等に等しく、領域 I から II への遷移は、ほぼ σ_{max} の時点で起こっていることが明らかになった。

SCC は初期には粒界割れとして進行するが、感受性の低い条件では、その間に塑性変形が進み、粒界割れ (A) の先端で 45° せん断を含む粒界割れ (D) が起こる。この時試片側面では腐食の影響が大きいので、粒界割れ (B) が生じる。領域 II の伝播速度は、この 45° せん断を強く受けた表面からの SCC に対応するものである。従ってノッチ底から連続的に成長した領域 I の割れとは異なり、表面に不連続に成長した後連結する形態をとる。A 部が試片内部で著しく成長しているのは、腐食媒中の化学種の拡散に関係する一種のすき間効果であると思われる。割れ先端部 (C) において再び粒界割れが現われるが、これは後述するように水素が関与していることを示すものである。

3.2 予浸漬試験

3.2.1 機械的性質の変化

3.1 節で述べたように、本実験の SCC に関しては、腐食が重要であると考えられるが、割れの伝播に関しては、活性径路腐食では説明し難い結果がえられた。本項

Fig. 5 Effect of time pre-exposure to 3% NaCl solution at 70°C on the maximum stress and elongation of 120°C for 24 h aged specimens tested in laboratory air.

では、腐食の役割を調べるため、無負荷で予浸漬した試片について引張試験を行った。その結果を Fig. 5 に示す。1 mm 及び 3 mm の板厚の試片では、予浸漬時間による σ_{max} の変化はほとんどみられないが、伸びは浸漬初期に急速に減少し、その後時間と共にだらかに減少する。これに対して、0.1 mm の薄板試片では、伸びは浸漬後 3 h ですでに著しく低下し、その後ほぼ一定の値を示している。このように予浸漬による試験片の脆化は、板厚が薄くなるほど著しいが、これは薄板ほど比表面積が大きく、腐食の影響を受けやすいことによるものと思われる。

2 週間予浸漬後再び溶体化処理し、120°C、24 h 時効した板厚 1 mm の試片では、伸び及び σ_{max} はいずれもほぼ浸漬前の値に回復した (Fig. 5 中の H. T.)。これらの結果から、予浸漬による機械的性質の劣化は、粒界腐食による試片の断面減少によるものではなく、腐食過程で生じた水素による脆化であると考えられる。

以上の予浸漬試験結果を考慮すると、3.1 節の SCC 先端に形成された粒界割れ部分 (Fig. 2 (b) の C 部分) も水素による脆化層であると考えられる。すなわちこの破面は、D 部まで割れが進行した状態で SCC 試験を停止し、空气中疲労破壊させた試片からえられたものである。従って C 部は SCC 停止から疲労開始までの間に、割れ先端領域に残留した腐食媒によって生じた水素によって形成された脆化層である。これが疲労の初期に粒界割れを形成したものと考えられる。

3.2.2 破面観察

予浸漬後、空气中室温で引張り破断させた試片の破面

Fig. 6 Fractographs obtained from 120°C for 24 h aged 3 mm thick specimens pre-exposed to 3% NaCl solution at 70°C, which were failed in tensile test in laboratory air.

- (a) pre-exposed for 24 h
- (b) pre-exposed for 1 week
- (c) pre-exposed for 2 weeks

Fig. 7 (a) Fractographs obtained from 120°C for 24 h aged 1 mm thick specimen pre-exposed to 3% NaCl solution at 70°C for 2 weeks, which was failed in tensile test in laboratory air, and (b) enlargement of transgranular crack area in (a).

を電子顕微鏡により観察した。予浸漬せずに破断させた場合、破面は dimple 模様を示した。予浸漬試片では破面に粒界割れがみられ、その面積は浸漬時間が長いほど広がった。

板厚 3 mm の試片について、その破面を Fig. 6 に示す。Fig. 6 (a), (b) 及び (c) は、それぞれ 24 時間、1 週間及び 2 週間予浸漬した試片からえられたものである。粒界割れ部分（脆化層）が腐食時間と共に広がっていることがわかる。

こうした脆化部分は、板厚 1 mm 及び 3 mm では試片表面部分に限られていたが、板厚 0.1 mm では、一部断面を貫通していた。

脆化層は多くの場合粒界割れを示すが、粒界割れと延性破壊の遷移領域で粒内割れがみられる場合があった。その例を 2 週間予浸漬した板厚 1 mm 試片について Fig. 7 に示す。Fig. 7 (b) は (a) の粒内割れ部分を拡大したものである。

Al 合金にみられるこうした粒内割れは、水蒸気中あるいは 3% NaCl 水溶液中で生じている^{18), 20)~21)}。Scully²⁰⁾ は薄板試片の場合、進行中の粒界割れ先端が粒界割れに不都合な方位の結晶粒に遭遇すると、粒内割

れを生ずると述べている。また Nelson ら²⁰⁾は、これを格子中の水素によるへき開破壊であると考えている。

本実験の場合 (Fig. 7) 板厚は 1 mm であるが、板厚が 60 mm の試片でも粒内割れが観察されている²¹⁾ことから、Scully の結晶粒子制限説よりもむしろ水素による脆化と考えた方がよいように思われる。

粒内割れが最終破断直前に現われることは、割れ先端の粒内水素が粒界へ拡散する前に、負荷応力に耐えられなくなりへき開破壊を生じるようになると考えられる。しかし詳細な機構については不明である。

3.2.3 透過電顕観察

120°C, 24 h 及び 180°C, 24 h 時効した板厚 0.1 mm 試片を 3% NaCl 水溶液 (70°C) 中に 1 週間浸漬後、電解研磨して薄片化し超高压電子顕微鏡で観察した。

Fig. 8 (a) 及び (b) にそれぞれ 120°C, 24 h 及び 180°C, 24 h 時効材からえられた写真を示す。Fig. 8 (a) では粒内に GP ゾーンが、また粒界に MgZn₂ の析出物がみられ、とくに予浸漬による微視的組織の変化はみられない。Fig. 8 (b) では、粒界析出物及び一部粒内析出物に接して、コントラストの変化がみられる（矢印黒い影の部分）。このコントラスト変化は他の研究者の結果^{18), 20), 21)}と同じであり、水素気泡による格子ひずみの

Fig. 8 Transmission electron micrographs obtained from specimens pre-exposed to 3% NaCl solution at 70°C for 1 week.

- (a) 120°C for 24 h aged specimen
- (b) 180°C for 24 h aged specimen

ため生じたものである。この気泡は試料を観察している間に析出物附近に発生し成長する。Scamans²⁰⁾は電子ビームによる試料加熱のため、吸収された原子状水素が析出物附近に集まり、ガス状水素になり格子をひずませるため、黒いコントラストを与えると説明している。Christodoulou ら¹³⁾は $MgZn_2$ の析出物が気泡の発生核となり、析出物粒径が小さい場合は気泡は形成されず、ある程度粗大化した析出物に気泡が容易にみられると述べている。本実験の場合も、過時効材の粗大析出物を形成する場合に気泡が形成されている。

気泡を発生しやすい過時効材では SCC 感受性が低いことから、気泡は脆化に対して本質的なものではなく、吸収された原子状水素が粒界を脆化させるものと考えられる。

3.2.4 腐食の形態

本実験の SCC では、腐食によって生じた水素が脆化の原因であると考えられるので、水素の供給源である腐食について、その形態を調べた。

3% NaCl 水溶液中 30°C 及び 70°C において 5×10^{-4} mm/min の CS で SCC 試験した試片表面を走査電子顕微鏡で観察した。SCC 感受性の低い 30°C では、Fig. 9 (a) にみられるように、表面には塑性変形を伴った粒界割れが生じている。また粒界に多数の深い孔食がみられる。孔食は粒界割れの部分に多くみられることから、この粒界孔食が SCC の起点になっていると思われる。すなわち粒界に優先的に生じるこれらの孔食が、粒界への水素の主な吸収源となっているように思われる。一方 SCC 感受性の高い条件である 70°C では、Fig. 9 (b) に示すように、激しい腐食によって表面には厚い皮膜が形成されており、孔食はごく浅いものである。このように 70°C の場合には試片全面から水素が吸収されるので、粒界への水素の拡散量も多く、従って SCC 感受性は 30°C の場合より高くなるものと思われる。

SCC が進行している試片内部では、水素によって脆化した割れ先端部分が、応力によって新生粒界面(破面)をつくり、その新生面の腐食によって生じた水素が、割れ先端近傍に拡散して粒界を脆化させるという段階をくり返して、割れを進行させるものと思われる。

3.3 IMA による重水素分析

前節までの結果から、この系の SCC は水素脆性割れである可能性が強いことが明らかになった。腐食によって生じた水素が試片に吸収されることは、3.2.3 項の透過電顕観察によって、その可能性を確認したが、さらに水素の存在を確かめるため、IMA によって重水素の分析を行った。

応力負荷試片を $m/e=2$ で検出した二次イオン強度には特徴的な変化が認められた。Fig. 10 に $m/e=2$ の二

Fig. 9 Scanning electron micrographs of 120°C for 24 h aged 3 mm thick specimen after SCC test at crosshead speed of 5×10^{-4} mm/min in 3% NaCl solution (a) at 30°C and (b) at 70°C.

次イオン強度の全イオン電流に対する相対強度を示す。この相対強度は、最初高い値から急激に減少し、その後スパッタ時間に対してほぼ一定となるが、9 分から強度の増加がみられ、11~12 分でピークを示しその後低下する。

Csanady ら²²⁾は AlZnMg 合金を 50°C の水蒸気中に 10 日間浸漬し、表面の水素濃度を SIMS で調べ、表面皮膜と下地合金界面で H^+ のピークを認めている。

本実験の場合も、 $m/e=2$ の相対強度のピーク位置から、重水素は表面皮膜と下地金属の界面附近で濃縮しているものと推定される。この濃縮した重水素は、その一部が合金内部に拡散して脆化に寄与するものと考えられる。

4. ま と め

Al-4.5 Zn-1.5 Mg 合金の 3% NaCl 水溶液中におけ

Fig. 10 Relation between secondary ion relative intensity ($m/e=2$) and sputtering time. Specimen was aged at 120°C for 24 h and tested at crosshead speed of 5×10^{-5} mm/min in 3% NaCl deuterium solution at 70°C .

る応力腐食割れ挙動を調べて次の結果をえた。

(1) クロスヘッド速度 $\leq 10^{-8}$ mm/min, 温度 70°C の条件では, SSRT 法で再現性のよい結果がえられる。

(2) 破断に要する最大応力値及び割れ伝播速度は, 板厚に依存しない。

(3) 無負荷浸漬によって, 機械的性質は著しく劣化するが, 浸漬後熱処理により機械的性質は回復する。

(4) 透過電子顕微鏡観察及び IMA 分析の結果, SCC 試片内部には水素が存在する可能性が大きい。

(5) この系の応力腐食割れは, 腐食によって発生した水素の一部が, 合金内に拡散し脆化層を形成することによって生じる水素脆性割れであると考えられる。

試料を提供して頂いた住友軽金属工業株式会社 田部善一氏に感謝いたします。また IMA 測定に協力頂いた本学選鉱製錬研究所佐藤史生氏に感謝いたします。

(Received April 13, 1983)

文 献

- 1) G.M. Ugiansky, C.E. Johnson, D.S. Thompson and E. H. Gillespie: ASTM, STP 665, p. 254 (1979).
- 2) H. Buhl: *Werkstoffe u. Korr.*, **29**, 725 (1978).
- 3) H. H. Uhlig: "Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture", Ed. by T. N. Phodin, Interscience Publishers N.Y. p. 1 (1959).
- 4) D. O. Sprowls and R. H. Brown: "Fundamental Aspect of SCC", NACE, p. 466 (1969).
- 5) A. J. Sedriks, P. W. Slattery and E. N. Pugh: *Trans. ASM*, **62**, 238 (1969).
- 6) 平野秀朗, 高野道典, 下平三郎: 日本金属学会誌, **40**, 618 (1976).
- 7) 砂野豊次郎, 高野道典, 下平三郎: 日本金属学会誌, **37**, 110 (1973).
- 8) R. J. Gest and A. R. Troiano: *Corrosion*, **30**, 274 (1974).
- 9) J. Albrecht, B. J. McTierian, I. M. Bernstein and A. W. Thompson: *Scripta Metallurgica*, **11**, 893 (1977).
- 10) T. F. Klimowicz and R. M. Latanision: *Met. Trans.*, **9A**, 597 (1978).
- 11) M. V. Hyatt: *Corrosion*, **26**, 487 (1970).
- 12) F. E. Watkinson and J. C. Scully: *Corrosion Sci.*, **11**, 174 (1971).
- 13) L. Christodoulou and H. M. Flower: *Acta Met.*, **28**, 481 (1980).
- 14) 安部 陸, 大内権一郎, 浅野和彦, 藤原 明: 日本金属学会誌, **45**, 1161 (1981).
- 15) W. Gruhl: *Z. Metallkde*, **54**, 86 (1963).
- 16) W. Gruhl and D. Brungs: *Metallwissen-schaft u. Technik.*, **23**, 1020 (1969).
- 17) 長岡邦夫, 砂野豊次郎, 河合康則: 日本金属学会誌, **45**, 13 (1981).
- 18) G. M. Scamans, R. Alani and P. R. Swann: *Corrosion Sci.*, **16**, 443 (1976).
- 19) C. D. S. Tuch and G. M. Scamans: "Proc. Second Int. Cong. Hydrogen in Metals", **4A**, 11, Paris (1977).
- 20) G. M. Scamans: *J. Met. Sci.*, **13**, 27 (1978).
- 21) R. Alani and P. R. Swann: *Br. Corrosion J.*, **12**, 80 (1977).
- 22) 高野道典, 寺本和啓, 中山武典, 山口 久: 鉄と鋼, **65**, 212 (1979).
- 23) J. C. Scully and D. T. Powell: *Corrosion Sci.*, **10**, 719 (1970).
- 24) W. R. Wearmouth, G. P. Dean and R. N. Parkins: *Corrosion*, **29**, 251 (1973).
- 25) 中山武典, 高野道典: 防食技術, **28**, 540 (1979).
- 26) 松倉亀雄, 佐藤一昭: 鉄と鋼, **63**, 1016 (1977).
- 27) 寺本和啓, 高野道典: 日本金属学会誌, **43**, 744 (1979).
- 28) 中山武典: 博士論文東北大学 (1982).
- 29) J. C. Scully: "The Theory of SCC in Alloys" NATO, Brussels, p. 127 (1971).
- 30) J. L. Nelson and E. N. Pugh: *Met. Trans.*, **6A**, 1459 (1975).
- 31) G. H. Koch: *Corrosion*, **35**, 73 (1979).
- 32) A. Csanady and D. Marton: *J. Mat. Sci.*, **14**, 2289 (1979).