5083合金の応力腐食割れとアノード溶解挙動

竹本 正*・岡本 郁男*

Stress corrosion cracking and anodic dissolution behavior
of 5083 aluminum alloy

UDC: 669.715'721'74'26-12:620.194

Tadashi TAKEMOTO* and Ikuo OKAMOTO*

The effect of applied tensile stress and continuous strain on dissolution behavior of 5083 aluminum alloy was investigated in relation to the stress corrosion cracking susceptibility in the short transverse direction of the alloy. Stress corrosion cracking tests were carried out by means of constant strain rate techniques under various impressed anodic potentials.

The critical potential over which stress corrosion cracking occurs can be expressed by using both the highest potential below which the surface oxide film is stable during holding for a certain time and stress dependent breakdown Potential E_b .

(Received October 18, 1982)

1. 緒 言

5083合金の応力腐食割れ (SCC) に関しては材料因子、環境因子の両面から多くの研究がなされ、その割れ機構もかなり明確となつてきている。特に本系合金の割れ経路が粒界であることから粒界析出物 β 相 (Mg_2Al_3) との関連で研究が進められ^{1),2)}、この相が粒内に比べて卑である^{3),4)} ために優先溶解しやすく、粒界腐食⁵⁾ と SCC^{6)~9)} に著しく影響を及ぼす。すなわち、粒界での析出量 (全粒界に占める析出物の割合) と SCC 割れ寿命とは良い対応関係がみられる^{10),11)}。また粒界腐食の傾向と SCC 感受性とは良く一致しており^{5),12)}、粒界での電気化学的な溶解が SCC の主要因と考えられるが、粒内と粒界析出物の電位差だけでは組織変化と SCC の関係を十分説明できない¹³⁾。したがって、粒界腐食やアノード溶解反応に及ぼす応力あるいはひずみの効果を考慮して SCC 挙動を検討することが重要で、ひずみ電極法によりアノード溶解における表面皮膜の役割¹⁴⁾、粒界と粒内の皮膜破壊電位等が検討され SCC の伝ば機構が考察されている¹⁵⁾。

Al-Mg 系合金の SCC 破断経路は粒界であるので、応力下における粒界の優先溶解というメカノケミカル機構

で考えると、粒界での表面皮膜の破壊あるいはアノード溶解挙動に及ぼす応力およびひずみの効果が十分明らかであるとはいえないようである。本研究はこの点を検討するために、定電位ひずみ速度引張試験ならびに引張応力下でのアノード分極挙動および破面観察等を行った。

2. 実験方法

実験に用いたアルミニウム合金は61 mm 厚の5083-O材 (Mg : 4.60, Mn : 0.69, Fe : 0.18, Si : 0.14, Cr : 0.12, Cu : 0.01, Ti : 0.01, Al : bal., wt %) である。SCC 試験は試料を定電位アノード分極下で定速度引張りする方法により、破断伸びおよび引張り強さ (UTS) を求めた。SCC 試験は板厚方向 (ST 方向) の感受性をみるために61 mm 厚の厚板から応力負荷方向が試料の板厚に対して直角になるように Fig. 1 に示す丸棒を採取しいわゆる ST 方向の感受性を検討した。試料の熱処理は450℃, 24 hr の溶体化処理を施したもの (溶体化材)、続いて130℃の油槽中で168 hr 時効したもの (時効材) および受け入れ状態 (受け入れ材) の3種類とした。なお、時効材では粒界に β 相がほぼ連続して存在していることを透過電顕観察して確認した。

* 大阪大学溶接工学研究所 (茨木市)。
Welding Research Institute, Osaka University (Ibaraki).

Fig. 1 Shape and size of SCC test specimen.

SCC 試験に先立つてエメリー紙研磨後、過塩素酸—エチルアルコール中で電解研磨し、十分水洗後試験に供した。SCC 試験液は 1.0 mol/l NaCl+0.1 mol/l H_2O_2 溶液に 10% NaOH を添加して pH=11.0 に調整したものを用いた。pH をアルカリ性にしたのはアノード分極試験において活性溶解の始まる電位の識別が容易となるため¹⁵⁾である。SCC 試験では試料をインストロン型引張試験機に絶縁チャックで取付け後、平行部につけた容器に腐食液 500 ml を入れ、試料の電位をポテンシオスタット (北斗電工 HA-201 型) で -1250 mV (SCE, 以下電位はすべて飽和甘汞電極, SCE 基準) に拘束し、その後電位掃引装置 (同社製 HB-103 S 型) により 1 分毎に 20 mV 電位を階段状に上昇させ所定の電位にした。SCC 試験は定ひずみ速度引張り法で行い、クロスヘッド速度 0.05 mm/min (ひずみ速度 8.33×10^{-5} /sec) で引張り、破断までの伸び、引張り強さ (UTS), アノード電流等を調べた。破断後の試験片は直ちにエチルアルコールで洗浄した。走査電顕観察は加速電圧 20 kV で行い、付属のエネルギー分散型 X 線分析装置も併用した。なお、無負荷状態での分極曲線測定試料は平板を切り出し ST 面の 1 cm^2 を残し周囲を樹脂で被覆した。

3. 実験結果

3.1 アノード分極挙動

Fig. 2 は溶体化材および時効材のアノード分極曲線を電位掃引速度 (段階式) を変えて求めたものである。自然電極電位はおよそ -1300 mV 付近で、この電位から -900 mV まではいずれの試料も 20 mV/min の段階式掃引をした。それ以上の電位については図中に示す掃引速度である。-900 ~ -700 mV 付近では不動態類似の一定電流密度を示す領域がみられ、Fig. 2 中に矢印で示したある一定電位を越えると電位の上昇とともに電流が急速に増大していく。これはいわゆる活性化電位¹⁶⁾を越えて表面皮膜が安定状態から不安定状態へ移行したもので、この電位を無負荷状態での皮膜破壊電位 (E_b)* と定

Fig. 2 Anodic polarization curves of 5083 aluminum alloy under various step sweep rates

Fig. 3 Effect of applied tensile stress on breakdown potential (E_b) of 5083 aluminum alloy.

義する。 E_b は電位掃引速度 (分極速度)、試料の組織および負荷応力に依存する。すなわち、Fig. 2 に電位掃引速度の影響が示されるように、10 mV の電位上昇を与える時間を長くすると E_b は卑となる。時効材では粒界に β 相がほぼ連続して析出しており、溶体化処理材に比較して 40 mV E_b が卑であることが分かる。

Fig. 3 は数種の引張り応力下で求めた E_b を示す。Fig. 2 より分極速度に関係なく試料の熱処理状態の違いに基づく E_b の差が求まることが明らかであるので、分極速度は 10 mV/30 sec とした。引張り応力の負荷によって E_b は卑になり、応力の増大につれて低い電位で皮膜が不安定になる。また、どの応力下でも時効材の方が溶体化材よりも E_b が卑である。引張応力の負荷およびその増大とともに E_b が下がるのは結晶粒界あるいは析出物/素地界面での応力集中によってその部分の皮膜が

* E_b はいわゆる孔食電位に対応するが、後述のように分極速度、応力の付与等実験条件によって変化し、試料の金属組織のみに依存しているわけではないので本研究ではこの表現を採った。

変形破壊され下地金属に対する保護作用が弱くなるためである。時効材の E_b が溶体化材よりも常に卑であり、時効材の粒界に β 相がほぼ連続的に析出していたことからみて E_b は粒界での皮膜破壊電位と考えられる。

3.2 SCC 試験結果

Fig. 4 は時効材を種々な電位下で引張り試験したときの応力-ひずみ曲線を示す。空气中に比べてアノード分極下では伸びが減少し、 -800 mV では伸びが半減し UTS も25%程度低下する。それ以上の電位でさらに伸びと強度が低下するけれども、 $-750 \sim -640$ mV における電位依存性は小さい。溶液中引張り試験では最高応力に到達後急激な応力低下とその後のゆるやかな応力増加を繰り返しながら応力が次第に低下して破断に至っている。これは SCC の急速な進展に対応していると考えられる。空气中引張りでも同様の応力の低下がみられるが、溶液中では一般に、電位の上昇につれて破断までの応力変化の繰り返し数が多くなり、最高荷重に到達してから破断までの荷重低下が大きい。受け入れ材、溶体化材および時効材について電位と伸びおよび UTS の関係を **Fig. 5** に示す。電位に対して伸び、強度ともにはほぼ類似の傾向で変化している。時効材では伸びの低下が強度の低下に比べてより卑な電位 ($-860 \sim -800$ mV) で顕著である。いずれの試料も $-680 \sim -600$ mV の範囲では電位依存性があまりみられずほぼ一定値を示す。これはアノード溶解電流が電位とともに増大するので、全面腐食型に移行することによると考えられる。定電位アノード分極下での引張試験による伸びあるいは UTS の低下は、引張試験中に SCC が発生、進展し、試料の有効断面積が減じて早期破断するために起こり、アノード分極下の定速ひずみ試験法による伸びの低下度から SCC 感受性を評価することができる^{15), 17)}。Fig. 5で機械的性質依存性が小さい領域 ($-680 \sim -600$ mV) において各

処理材の SCC 感受性が明りように区別され、溶体化処理材、受け入れ材、低温時効材の順に SCC 感受性が高くなる。これは β 相の粒界析出量と対応している¹⁸⁾。

Fig. 2 に示したように、無負荷の溶体化材の E_b は -660 mV (10 mV / 5 min の分極速度) であり、この電位の前後では表面皮膜が安定状態から不安定状態へ移ったことを先に述べた。Fig. 3 の E_b と応力の関係を直線とみて本合金の引張り強さ (約 30 kg/mm²) に外挿すると溶体化材、時効材についてそれぞれ -700 mV, -750 mV を得る。Fig. 5 の結果では、SCC はこれらの方法で求めた E_b よりもさらに低い電位 (溶体化材: -760 mV, 時効材: -860 mV 以下) で生じ始めている。SCC の発生には局所的な皮膜の破壊が必要と考えれば、定ひずみ速度すなわち連続的なひずみを付与した条件下では静的な応力下よりもより低い電位において、皮膜が不安定化し SCC を生ずることになる。

3.3 SCC 破面観察

各処理試料の大気中引張り試験ではディンプル破面を呈し、熱処理の違いによる破面の差異は認めがたかった。一例として時効材の大気中引張り破面を **Photo 1** に示す。各試料の定ひずみ速度引張りによる SCC 試験の破面を数種の保持電位について示すと **Photo 2** のよう

Fig. 4 Stress-strain curves of aged specimen in SCC solution under various impressed anodic potentials.

Fig. 5 Results of slow strain rate tensile test in SCC solution under various anodic polarization potentials.

Photo 1 Fractograph of aged specimen failed in air.

ある。写真はいずれも試料破面の外周部付近を上側に示した。溶体化試料では、伸びの低下が認められない -800 mV では大気中引張りと同様のディンプルを呈しているが、伸びの低下がみられる -760 mV では外周部に方位性ピットが形成され。電位を上昇すると破面におけるピット部の占める割合が多くなった。受け入れ材の破面は溶体化材とはほぼ類似で、 -800 mV では大気中破面と同様のディンプルを呈している。 -760 mV ではやや平滑な破面上に小さな方位性ピットがみられる。 130°C , 168 hr の時効材では、伸びが低下し SCC が生ずる -840 mV では平滑な面が試料外周の一部にみられるが内部はディンプルを呈する。電位が高くなると平滑面が

試料の表面から中央部まで進み、ディンプル破断部が少なくなる。この試料の断面を光顕観察すると粒界破断しており、この平滑面は圧延方向に伸びた粒界面を示していることになる。 -720 mV になると試料表面には方位ピットによる腐食がみられ、電位の上昇とともにそれがさらに顕著となり、平滑面は試料の内部（最終破断位置近傍）に存在するようになる。いずれの試料も SCC による伸びの低下を示す -760 mV で三者の破面を比較すると、溶体化材はごく表面に方位性ピットがみられ、内部ではディンプルを呈する。受け入れ材では表面近傍（外周部）は平滑面を呈しているが、小さなピットが存在していることが分かる。時効材は平滑面を示す。電位を上昇すると破面に占めるピット部の割合が多くなるが、その多くなり方は溶体化材、受け入れ材、時効材の順であり、 -680 mV で各処理材を比較したところ溶体化材はほぼ全面が方位性ピットで覆われ、低い電位のものに比べてその大きさもかなり大きくなっていた。受け入れ材も全面方位性ピットで覆われるが、溶体化処理材よりもピットが小さくピットによる凹凸も小さい。時効材は試片の外周部では方位性ピットが多くなるが最終破断位置近傍では平滑面を呈する。以上のことから、方位性ピットは拘束電位の上昇によつてアノード電流密度が増大すると顕著になり、試料の熱処理については SCC 感受性の低い試料に出やすく、さらに試料周辺部すなわち腐食液に長時間さらされていた面に出やすい。

Photo 2 Fractographs of SCC test specimens under various anodic polarization potentials.

逆に SCC 感受性の高い試料ではピットを生じにくく、最終破断面では平滑面だけであることからこの試料のピットは、SCC の進展により生じた平滑面がその試料の破断に至るまでの間定電位アノード極下で腐食液中にさらされていた結果として生じたものである。方位性ピットは無負荷の定電位溶解試験でも生じる^{19),20)}ことから、SCC による割れの進展と方位性ピットの存在とは関係がなく、SCC による割れが負荷応力と直角方向へ進行する過程で方位ピットが形成されたものではない。破面形態から SCC 感受性を比較すると方位性ピットを呈するものは SCC 感受性が低く、平滑面を呈するものは SCC 感受性が高いといえる。

3.4 定電位保持による皮膜の不安定化

Fig. 5 に示した SCC 試験結果は、Fig. 3 における E_b よりもより卑な電位域で SCC による伸びの低下が起り早期破断することを示している。アルミニウム合金の表面皮膜の不安定化には一定電位における保持時間が影響する¹⁶⁾。そこで、まず試料の電位を -700 mV に保ったときのアノード電流の時間変化に及ぼす引張り応力の効果を調べた。結果を Fig. 6 に示す。溶体化材では 14 kg/mm² の応力負荷は電流-時間曲線に大きな変化を与えないが、 $18 \sim 22$ kg/mm² では短時間で電流が増大し活性化し始める。時効材は同じ条件の溶体化材よりも短時間で電流が増大し始め皮膜が不安定であることが分かる。なお、図中の $\times$ 印は破断したことを示す。 -700 mV 保持における電流-時間曲線において、電流の増大し始める時間 (T_b) を各引張り応力について求めた結果が Fig. 7 である。前述のようにいずれの応力条件でも時効材は溶体化材よりも T_b が短く、溶体化材では耐力 (約 14 kg/mm²) 以上の応力の負荷で T_b がより短時間側に移行している。このように引張り応力の付与により皮膜が短時間で不安定化することが明らかである。

Fig. 6 Changes of current density during holding at -700 mV (SCE).

Photo 3 は -700 mV で種々の負荷応力下において45分間保持した試料表面を示す。 2.5 kg/mm² の応力では溶体化材ではほとんどピットが発生していないのに対して、時効材ではピットが大きくかつ多くなっている。負荷応力が増すといずれもピット部が多くなるが、時効材の 10 kg/mm² 負荷では小さなピットが引張り方向 (写真の上下方向) に対して直角に連なっているのが顕著である。 -700 mV は Fig. 5 から分かるように、SCC が顕著に生ずる電位であるので、引張り応力下で SCC による割れが生じたと考えられる。溶体化材のピットも引張り応力方向に対して直角方向にやや伸びているものもあるが、時効材にみられるような鋭いものはない。

続いて皮膜が不安定化する時間 (T_b) に及ぼす保持電位と連続的なひずみの付与の効果を調べた。Fig. 8 は溶体化材と時効材を種々の電位に保持したときの電流-時間曲線の変化から求めた T_b を示す。黒ぬりの印は定電位保持して 0.05 mm/min の速度で引張つたもので、白ぬきの印は無負荷浸漬試験の結果である。図で右向きの

Fig. 7 Effect of applied tensile stress on time to breakdown (T_b) of surface films in SCC solution.

Fig. 8 Effect of continuous strain on time to breakdown (T_b) of surface films of 5083 aluminum alloy.

Photo 3 Surface pits of 5083 aluminum alloy formed at -700 mV (SCE) under various applied tensile stresses, (a)~(c): S.T. (450°C , 24 hr), (d)~(f): S.T. $\rightarrow 130^{\circ}\text{C}$, 168 hr.

矢印は無負荷80分以上の保持によっても電流の増大がみられなかったことを示す。×印は定ひずみ速度引張試験における破断時まで顕著な電流の増大が確認できなかったものである。Fig. 8から次のことが明らかである。①粒界に β 相がほぼ連続して存在する時効材は溶体化材に比べてどの電位においても T_b が短い。②保持電位と $\log T_b$ とはある電位域ではほぼ直線関係を示す。③連続的なひずみの付与は皮膜の不安定化を促進し T_b を短時間側に移行させる。④無負荷で1 hrの保持によつて T_b がみられなくなる最高電位(E_{Tb}^0)は溶体化材で -730 mV, 時効材で -770 mVであった。

4. 考 察

SCC 破面観察結果から、方位性ピットは同一保持電位、例えば -760 mVにおいてはSCC感受性の低い熱処理状態の試料に顕著に現れ、粒界に β 相が連続して存在するような熱処理を与えたものではむしろ平滑面を呈していた。電位が上昇するとアノード電流が増大しピットが顕著になるが、伸びは $-720 \sim -600$ mVの間ではほとんど変化がなかった。東ら²¹⁾はAl-8%Mg合金において、平滑な粒界破面には β 相が残留していて腐食よりも機械的破壊が主体となつていているとしている。本実験の時効材における $-860 \sim -800$ mVのSCCでは T_b がみられずに伸びの低下が起こつており、平滑破面を呈することからこれらの電位域では腐食による溶解作用よりも機械的な破壊作用が有効に作用しているといえる。したがって、5083合金のSCC機構は保持電位によつてやや異なり、SCCを生じ始める比較的卑な電位では機械的な破壊作用が優勢で、引張中に T_b がみられる電位以上では腐食作用が優勢となるものと推定できる。

Photo 4は無負荷で定電位アノード分極した試料にみられる方位性ピットである。方位性ピットは当摩ら¹⁹⁾および高谷ら²⁰⁾の無負荷のアノード分極試験でも形成されており、方位性ピットの形成が応力の存在下で生じたメカノケミカルな腐食の作用によるものとは必ずしもいえないことを示している。もちろん、Photo 3で明らかにように、ピットは応力の負荷により顕著に発生するようになるので、自然浸漬状態では発生しにくい²¹⁾ことも事実であろう。しかし、前述のようにSCC破面に方位性ピットの出にくい試料の方がSCCを起こしやすいといえ、SCC破面にみられる方位性ピットは本合金のSCCの特徴ではない。

Fig. 8に示した保持電位と $\log T_b$ が直線関係を示すことは杉本²²⁾のアルミニウムについての研究結果と一致している。連続的にひずみを付与すると試料表面に生じる連続的な皮膜破壊によつて、皮膜補修速度がその破壊速度に追いつかなくなり、短時間で保護性を持たなくなるので T_b が短くなる。一方、 -700 mVで溶体化材

Photo 4 Pits formed in as received specimen at -720 mV (SCE) under no load.

に静止応力10および22 kg/mm²を負荷したときの T_b はそれぞれ20および2.2分であった(Fig. 7)。-700 mVの電位下で連続ひずみ付与時の T_b は Fig. 8 から6分となり、これは22 kg/mm²の負荷時の T_b 、2.2分より長く静的応力の効果の方が大きいようにみえる。しかし、定ひずみ速度試験では引張開始後3分で負荷応力は10 kg/mm²以下であり、この応力では T_b は前述のように20分以上となる。したがって、連続的なひずみの方が T_b の減少に対する効果が大きい。また、SCC試験の破断時まで T_b が決定できなかったより卑な電位域(溶体化材では-760 mV、時効材では-770~-880 mV)でもSCCによって伸びが減少しているので、前述のようにこのような電位域では腐食による溶解作用よりも機械的な破壊作用がSCCの発生と伝ばに有効に作用しているものと考えられる。

本実験条件下における5083合金のSCCは無負荷状態の試料のアノード分極曲線の電流の立ち上がりから求まる E_b よりも卑な電位域で発生し始めており、SCCの発生電位をアノード分極曲線の E_b のみから推定することはできない。SCCが E_b よりも卑な電位域で発生することはステンレス鋼のSCCを示す電位が孔食電位よりも少し卑な電位域にある^{23), 24)}のと類似しているといえよう。一定時間の保持によっても皮膜が不安定化しない電位域においてもSCCは発生しており、アノード電流が増大し始めるまでの時間(T_b)がみられるか否かでその電位におけるSCCの発生の有無を決定することはできなかった。Fig. 9は溶体化材と時効材のアノード分極曲線で、保護電位を求めるために一定電流密度(20 mA/cm²)に達してから卑方向へ分極を続けた。分極速度は900 mVまで20 mV/30 sec、それ以上の電位では10 mV/minである。図に900 mV以上の分極曲線を示すように、 E_b は溶体化材よりも時効材の方が卑であるのに対して、保護電位は両者とも-750~-760 mVとみるこ

Fig. 9 Anodic polarization curves of solution treated and aged specimens for the measurement of protection potentials.

とができ、試料の組織に依存していない。これは保護電位が主として粒内で生じたピットが成長を停止する電位を示しているためと思われる、本実験条件下では保護電位とSCCを生ずる電位とは直接関係のないことが分かる。ただし、保護電位を少し越えるといずれの試料も伸びがほぼ最低値を示すようになり、SCCがきわめて顕著に現れるようになるといえる。ここでSCCを生じない電位について検討してみる。

本実験結果から皮膜破壊電位(E_b)は次のような形で表すことができる。

$$E_b = f(\tau, \sigma, \varepsilon, M, \dots) \quad (1)$$

ここに、 τ :分極速度、 σ :負荷応力、 ε :連続的な歪の付与、 M :金属の熱処理状態(組織)、このほかに溶液中の塩素イオンの活量も因子となる²⁵⁾が本研究では一定である。 τ を一定にすれば、 σ と E_b の関係は Fig. 3より次式のようなのである。

$$E_b = E_0 - \alpha\sigma \quad (2)$$

ここで、 E_0 :一定分極速度における負荷応力0のときの皮膜破壊電位、 α :応力依存係数(正の定数)

(1)式にみるように E_b は τ の関数であるが、ある範囲の τ においては(2)式の α に変化がないと仮定すれば、溶体化材および時効材についてほぼ UTS の 30 kg/mm² の応力負荷はそれぞれ 70 mV (-700 mV, SCE) および 90 mV (-750 mV, SCE) E_b を卑電位へ移行させることになる(Fig. 3)。一方、無負荷の定電位保持において T_b がみられない、すなわち皮膜破壊が生じない最高電位(E_{0Tb})は溶体化材および時効材についてそれぞれ -730 mV、-770 mV であった。 E_{0Tb} に対する応力の効果が E_b と同じすなわち α が一定であれば、UTS の負荷によっても、 E_b がみられない最高電位(E_{UTb})は、

$$E_{UTb}^U = E_{0Tb}^U - \Delta E_U \quad (3)$$

(ΔE_U : UTS の負荷による E_b の変化)となり、ほぼ UTS である最高荷重、30 kg/mm² の負荷によっても皮膜破壊が生じない最高電位、 E_{UTb}^U は両材についてそれぞれ -800 mV および -860 mV となる。溶体化材ではこの電位における SCC 試験で強度および伸びの低下がない。時効材では伸びが低下しているものの強度の低下はほとんどなく、SCC の生じない電位 -900 mV との差は 40 mV である。したがって SCC の生じない最高電位はほぼ近似的に(3)式の E_{UTb}^U で表すことができる。

5. 結 言

5083合金の NaCl+H₂O₂ 環境中で定ひずみ速度引張による SCC 試験、応力下でのアノード溶解挙動および破面観察等を行った結果次のことが明らかとなった。

(1) アノード分極曲線から求められる5083合金の表面

皮膜破壊電位 (E_b) は試料のアノード分極速度, 組織, 負荷応力, 連続的なひずみの付与の有無等の影響を受けた。すなわちアノード分極速度を遅くすること, β 相の析出量の増大, 負荷応力の増大はいずれも E_b を卑にした。

(2) 一定電位においてアノード電流が増大し始める時間 (T_b) も試料の低温時効, 負荷応力, ひずみの付与によつて短時間となつた。

(3) SCC を起こさない電位は無負荷の定電位保持によつて皮膜が不安定化しない最高電位 (E_{0Tb}) と引張り強さの負荷による E_b の変化 (ΔE_u) を用いて近似的に求めることができた。すなわち, E_b に対する負荷応力依存性と E_{0Tb} を求めれば SCC を生じない最高電位が推定できる。

(4) SCC 破面にみられる方位性ピットは SCC 感受性の低い試料に現れやすく方位性ピットは本合金の SCC の特徴とはいえない。

(5) 負荷応力下で一定時間定電位アノード分極をする, 負荷応力が大きくなり T_b が短くなるにつれて試料表面のピットが顕著であつた。

本研究は文部省科学研究費 (奨励研究 A) の援助を受けて行われたもので記して感謝申し上げます。実験の一部は大学院生, 提之茂俊氏の協力による。供試材料は川崎重工業㈱から提供を受けた。併せて謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) E. C. W. Perryman and G. B. Brook: *J. Inst. Metals*, **79** (1951), 19.
- 2) A. Eikum and G. Thomas: *Acta Met.*, **12** (1964), 537.
- 3) W. W. Binger, E. H. Hollingsworth and D. O. Sprowls: *Aluminum*, **Vol. 1**, ASM (ed. by K. R. Horn), (1967), 209.
- 4) 室町, 山田, 前: 軽金属, **25** (1975), 123.
- 5) 大崎, 小島, 高橋: 軽金属, **25** (1975), 173.
- 6) E. C. W. Perryman and S. E. Hadden: *J. Inst. Metals*, **77** (1950), 207.
- 7) E. H. Dix Jr., W. A. Anderson and M. B. Shumaker: *Corrosion*, **15** (1959), 55t.
- 8) H. L. Craig, Jr., and H. B. Romans: *Stress Corrosion Testing, ASTM, STP 425* (1967), 51.
- 9) 大崎, 小島, 高橋: 軽金属, **25** (1975), 18.
- 10) 堀, 竹本, 森本: 軽金属, **27** (1977), 33.
- 11) 大西, 中谷, 坂本: 軽金属, **26** (1976), 8.
- 12) 後藤, 清水, 伊藤: 軽金属, **27** (1977), 332.
- 13) D. O. Sprowls and R. H. Brown: *Proceedings of Conference on Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking*, (1967), Ohio State Univ., 466.
- 14) 大谷, 藤嶋, 佐藤, 伊藤: 金属学会誌, **37** (1973), 295.
- 15) 大崎, 小島, 高橋: 軽金属, **27** (1977), 138.
- 16) 位崎, 新井: 金属学会誌, **31** (1967), 1023.
- 17) J. H. Payer, W. E. Berry and W. K. Boyd: *Stress Corrosion Cracking—The Slow Strain-Rate Technique, ASTM-STP 665*, (1979), 61.
- 18) 竹本, 岡本: 軽金属溶接, **21** (1983), 206.
- 19) 当摩, 菅井, 竹内: 軽金属, **31** (1981), 157.
- 20) 高谷, 横山: 電気化学, **46** (1978), 608., **49** (1981), 50.
- 21) 東, 大西, 中谷 岡林: 軽金属, **30** (1980), 560.
- 22) 杉本: 防食技術, **20** (1971), 443.
- 23) 柴田, 竹山: 金属学会誌, **38** (1974), 124.
- 24) B. E. Wilde: *J. Electrochem. Soc.*, **118** (1971), 1717.
- 25) H. Böhni, H. H. Uhlig: *J. Electrochem. Soc.*, **116** (1969), 906.