Al-Mg 合金の応力腐食割れの観察

大西 忠一*・中谷 義三*

Observations of stress corrosion cracking of Al-Mg alloys

UDC 669.715'721 : 640.194 : 539.42

OHNISHI Tadakazu* and NAKATANI Yoshizo*

Stress corrosion cracking tests were carried out in 3.5% NaCl solution. In a normal stress corrosion test, hydrogen bubbles generated at grain boundaries after some period from a start of testing and cracks were visualized. Cracks propagated along the grain boundary with increasing the number and size of bubbles. As a corrosion reaction was activated by anodic current in an accelerated test, hydrogen bubbles generated earlier and larger, and generated also at grain boundaries where no crack nucleated and in the grains. The crack propagated at an average rate 0.1–3 mm/hr, but the propagation was microscopically discontinuous and the maximum rate reached 10–50 mm/hr. Dissolution models for the stress corrosion mechanism is unapplicable at least for Al-Mg alloys. The stress corrosion involves both corrosion and mechanical processes.

(Received December 17, 1976)

1. 緒 言

アルミニウム合金の応力腐食割れに関する研究は数多く、様々な因子の影響が明らかにされている。応力腐食割れは材料自体の特性、雰囲気、応力など多くの因子によつて左右されるため、得られた結果が必ずしも一致しているとは限らないが、現象的にはかなりの部分が解明され、その機構に関しても多くのモデルが提示されるに至っている。

応力腐食機構に対するモデルは大別して機械説（二段階説）と溶解説（一段階説）とに分けることができる。機械説はクラックの進行過程に腐食によらない純機械的な脆性破壊過程が含まれており、応力腐食は腐食と機械的破壊との混合であるとする考えで、機械的破壊を起こす原因を何と考えるかによつてトンネル腐食説、腐食生成物によるくさび効果説、吸着説、水素脆化説、脆化層の破壊説などが提示されている^{1)~6)}。

一方、溶解説はクラックの進行を活性点での単なるアノード溶解の連続であり、応力は活性点の数を増し溶解速度を速めるだけであるとする考えであつて、この部類に属するモデルにはメカノケミカル説をはじめ、不働態皮膜の破壊に伴う連続溶解説、塩素イオン移動説、犠牲陽極説などがある^{7)~11)}。この考えの有力な根拠は応力腐食がカソード分極によつて抑制されうることであ

り、応力の存在下においては通常の腐食よりもひじょうに速い速度で腐食が進行しうると主張する。

溶解説の考えに従えば、通常の応力腐食で観察されるクラックの平均伝播速度（数 mm/hr^{12)~14)}）を満足させるには、クラックの先端は $1 \sim 2 \text{ A/cm}^2$ の電流密度で溶解していなければならない。最近のメカノケミカル反応に関する研究の進歩によつて、応力の存在下での腐食はかなり速く、この程度の電流密度の集中は不可能ではないらしいことが認められるようになってきてはいるが、この考えのもう一つの問題点は平均の伝播速度を根拠に論議されていることである。応力腐食におけるクラックの伝播が不連続であるらしいことは早くから指摘されているが^{15), 16)}、その瞬間的な伝播速度を測定しようとした研究は少ない。Gruhlら^{17), 18)}はクラックが開くときに発生する超音波エコーの測定から約 20 cm/sec という値を得、Woodら¹⁹⁾は応力波を測定して約 10 mm/hr という値を得た。これらの値がもし正しいとすれば、溶解のみによつてクラックが進行するという考えは成り立たなくなる。

筆者らは Al-Mg 合金の応力腐食割れを観察し、通常の腐食より速いメカノケミカルな反応の形跡を認めたが、同時にそれのみでは説明のできない機械的破壊過程の存在の可能性も認めた^{20)~22)}。そこでこの研究は、Al-Mg 合金の 3.5% NaCl 水溶液中における応力腐食割れを

* 大阪府立大学工学部（堺市）。Faculty of Engineering, University of Osaka Prefecture (Sakai).

直接観察して、クラックの発生や伝播状態を明らかにし、応力腐食機構に対する知見をえようとしたものである。

2. 実験方法

実験装置および方法は前報^{20)~22)} とほぼ同じである。応力腐食試験はレバー方式による静的単軸引張り荷重方式によるもので、応力腐食割れを直接観察するために光学顕微鏡を取り付けた装置を用いた。腐食液を入れる容器はガラス製で、一方は光学観察のために平面となっており、試験片はこの面に接近して置き、外部から観察する。腐食液は 3.5% NaCl 水溶液で試験片の暴露面積に対する溶積比は約 80 cc/cm² であり、溶液の pH は約 5.5 で試験期間中はほぼ一定である。液温は温水循環により 30 ± 2 °C とした。負荷応力はロードセルによって正確に 0.2% 耐力の 80% とし、一部の試験では所定のアノード電流を通じた促進試験を行なった。

試験片は JIS 5 号試験片の相似形で厚さ 1 mm、平行部長さ 30 mm、幅 10 mm であり、暴露面積を一定とするために電解研磨した中央部 (2.3 cm²) を除き、他はシールした。また、一部の試験片ではクラックの発生場所を特定するために試片中央に 0.5 mmφ のピンホールを開けた。

使用した試料は 6 ~ 8% Mg を含む Al-Mg 二元合金とこれに少量の Mn および Cr を添加した合金で、99.99 %Al と 99.9% Mg, Mn, Cr とから溶製した。鑄造した合金を 1 mm 厚にまで圧延した板より、負荷方向が LT 方向となるように試験片を取った。試片は 430°C、3 時間の溶体化処理後、冷水中に焼入れ、所定の時効処理を施して用いた。

3. 実験結果

3.1 応力腐食割れの観察

Al-8.18% Mg 合金を 150°C で 96 時間時効した試料の応力腐食割れの様子を装置に取り付けた光学顕微鏡で観察した結果を **Photo 1** に示す。この試料の時効状態はやや亜時効状態にあり、抗張力 31.7 kg/mm²、0.2% 耐力 17.0 kg/mm²、伸び 31.7% で、負荷応力は耐力の 80%、すなわち 13.6 kg/mm² であった。アノード電流を負荷しない自然状態での応力腐食による破断時間は 16 分 14 秒であった。腐食液に浸漬後しばらくは表面状態にまったく変化が認められないが、約 4 分後に少量の水素気泡が形成した (**Photo 1(a)**)。気泡の発生場所は粒界であつて、気泡の発生とほぼ同時にその下の粒界にクラックの開放が認められた。時間とともに気泡は成長し、数も増してクラックに沿わない粒界でも発生するようになる。しかし、粒内には気泡はほとんど形成しない。気泡の拡がりとともにクラックも成長していくが、その伝播方向はほぼ応力軸に垂直であつて、常に粒界に沿っている (**Photo 1(b) ~ (d)**)。気泡の発生を伴いながら粒界に沿って徐々に拡がったクラックは次第に二次クラックの形成を生じながら急速に伝播するようになり最終的な破断に至る (**Photo 1(e) ~ (h)**) が、このように大きく開いたクラックの側壁からはもはや気泡の発生は認められなくなる。

気泡の発生やクラックの開放は合金の組成や組織、負荷応力などによつて時間的な変化はあるが、その様相はほとんど同じで粒界に気泡が発生し、その後クラックの開放が認められるようになる。**Photo 2** に示したようにこの試料のミクロ組織はやや亜時効状態であるが、粒

Photo 1 Generation of hydrogen bubbles and crack propagation of stress corrosion of Al-8.18% Mg alloy aged at 150°C for 96 hours. Fracture time was 16'14", and bubbles generated at about 4 min after the start of testing and almost at the same time cracks were become visible. (×25)

(×300)

(×80)

Photo 2 Microstructure and generating places of hydrogen bubbles of Al-8.18%Mg alloy aged at 150°C for 96 hours. Aging state was slightly under, but many particles precipitated inside the grain. Bubbles generated normally at the grain boundary regardless of microstructures.

(a) 10 mA/cm² (b) 5 mA/cm² (c) 1 mA/cm² (d) 0.01 mA/cm²

Photo 3 Effect of applying of anodic current on generation of hydrogen bubbles. These photographs were the state of one minute after the start of testing. (×25)

界だけでなく粒内にも多量の析出物が認められる。にもかかわらず、気泡の発生は大部分が粒界で粒内にはほとんど認められない。このことは粒界の析出物密度や分布形態、あるいは粒界の本質的性質や応力の集中状態によると考えられるが、詳細は明かでない。また、気泡の発生が活発な所ほどクラックの発生が認められやすく、開いてしまったクラックの側壁からは気泡の発生がないことは、気泡の発生が活性に伝播しつつあるマイクロクラックと関連しており、クラック先端での化学的反応は他の場所よりも強く、より活性な溶解が起こっていると推測される。

筆者らは今まで、アノード電流を負荷した促進試験によつて応力腐食割れを検討してきた^{20)~22)}。このアノード電流の気泡発生に及ぼす効果を**Photo 3**に示す。試料は同じ Al-8.18% Mg 合金で、浸漬 1 分後の状態である。いずれもまだクラックの発生は認められない段階であり、電流密度の小さいものでは気泡は発生しないが、電流密度が高くなるほど多量に発生するようになる。その発生場所もおおむね粒界であるが、電流密度が高くなると粒内に形成する割り合いも増加する。また、クラックはアノード電流を負荷しない場合には、その初期ではあまり分枝せず、単一のクラックとして伝播していく傾向

にあるが、アノード電流を負荷すると多数のマイクロクラックが同時進行するようになり、また分枝も多くなることが観察された。これらのことは、アノード電流の負荷が腐食反応を加速し気泡の形成を速めており、その結果クラックの形成に適した粒界を多く作るためであると考えられる。

Photo 4 には破断部近傍の割れの状態と走査電顕による破面を示す。クラックの径路は粒界であつて、粒内への進行は認められない。また、破断径路のみでなくその近傍には多数のクラックが生じている。走査電顕による観察でも破面は全面がほぼ平滑な粒界面であり、二次クラックの形成が認められる。

3.2 クラック伝播速度の測定

試片の中央にピンホールを開けたものを用いて試験すると、試片内の応力分布の関係からクラックはピンホールの中央から応力軸に垂直に発生伝播する。したがつてこれを観察してクラックの伝播速度を求めることができる。その観察例は**Photo 5**に示した。これは Al-6.07% Mg-0.43% Mn 合金を 200°C で 96 時間時効した試料のもので、浸漬後約 8 分でピンホールの中央部に微細なクラックが認められるようになる。発生したクラックは応力軸に垂直に伝播するが、**Photo 5** のクラック A の場合、12 分

($\times 80$) ($\times 300$)

Photo 4 Cracks near fracture and SEM photograph of fracture surface of stress corrosion of Al-8.18%Mg alloy aged at 150°C for 96 hours. Cracks passed along the grain boundary and secondary cracks were present.

(a) 1 min

(b) 12 min

(c) 18 min

(d) 21 min

Photo 5 Crack propagation of stress corrosion accelerated by 5 mA/cm² anodic current of Al-6.07%Mg-0.43%Mn alloy aged at 200°C for 96 hours. In the case of crack A, measured average crack propagation rate was 1.9 mm/hr. ($\times 80$)

後から18分後までの進行距離から平均の伝播速度を算出すると1.9 mm/hr となる。このようにして求めたいくつかの合金の平均クラック伝播速度は **Table 1** に示した。得られた平均速度は同じ試料でも測定するクラックと

時間々隔によつてかなりの差異が認められた。Photo 1 でも示したように、寿命の終り近くでは断面積の減少に伴う機械的引裂きのため伝播が速くなる傾向にあるので、伝播速度の測定はできるだけこのような要素の入ら

Table 1 Tensile properties and average crack propagation rates of some alloys. Stress corrosion test carried out in 3.5%NaCl solution applied 80% of 0.2% proof stress, and accelerated by 5 mA/cm² anodic current.

alloy (wt%)	aging (°C—hr)	tensile properties			aging state	fracture time (min)	average crack propagation rate (mm/hr)
		σ_B (kg/mm ²)	$\sigma_{0.2}$	ϵ (%)			
*Al-9.40 Mg	150—48	37.2	17.9	32.5	under	11	1.8 —12
*Al-8.18 Mg	150—96	31.7	17.0	31.7	under	16	0.76— 2.8
Al-6.05 Mg	200— 6	28.0	11.3	41.1	under	26	0.10— 6.7
"	200—24	31.0	12.9	34.0	about max	6	4.5 — 7.5
"	200—96	32.3	11.6	19.3	over	12	2.5 — 3.6
Al-6.07 Mg-0.43 Mn	200— 6	33.7	16.2	35.2	under	62	0.21— 1.9
"	200—24	34.9	16.6	34.3	about max	13	0.14— 2.1
"	200—96	35.3	14.4	27.3	over	21	1.2 — 1.9
Al-5.88 Mg-0.21 Cr	200— 6	35.7	17.6	31.5	under	61	0.10— 1.5
"	200—24	37.8	16.2	27.3	about max	20	2.2 — 3.0
"	200—96	37.4	14.4	25.2	over	53	0.12— 1.5

* by normal stress corrosion test

ない時間で行なう必要がある。ここでは破断前の数分間（この間でクラックは急速に拡大し、外部応力による機械的引裂きの効果が増大するようである）を除き、測定可能なクラックが観測できた時点からの全体の平均速度、およびこの時間帯を2～5分割した区間での速度を求めた。終期区間での速度が他に比べて著しく大きい場合は除外しているので、Table 1に示した平均速度のばらつきはクラックの伝播が一様でないことを示している。

合金の組成による速度の変化はあまり顕著でなく、むしろ、時効状態による感受性の変化によつて差が認められ、平均して感受性が高く寿命の短いほど速度が速くなっていた。

8～9% Mgを含む合金では促進試験を行なうと寿命が短くなり過ぎるので自然状態で試験したが、クラックの平均伝播速度に大きな違いはなく、むしろ促進試験によつたものよりも速い値が得られた。このことはクラックの伝播にアノード分極が大きな影響を与えてはいないことを示している。

このようにして求めたクラックの伝播速度は0.1～10 mm/hrのオーダーにあり、大部分は0.1～3 mm/hrの範囲に入つて従来^{12)~14)}の結果とほぼ一致する。しかし、明らかにこの範囲より大きな速度も認められる。そこで測定する時間々隔を短くし、瞬間的な伝播速度を測定するために、光学観察系に12コマ/秒の8 m/m撮映機を取り付け観察した。**Photo 6**にその一例を示した。Al-6.05%Mg合金を150°Cで16日間時効したもので、5 mA/cm²のアノード電流によつて促進したものである。

応力腐食の挙動は既に示したところと同様で、気泡は大部分が粒界に生じ、クラックを生じる所で最も著しい。クラックを生じない静的な反応によつて発生する気

泡は金属表面からなかなか離脱せずに比較的大きく成長するが、クラックの形成を伴う場所では反応性が強いので大きく成長することができず、小さな気泡が連続して生じるのが認められた（例えば**Photo 6**の9分の写真にその様子が見られる）。(アノード電流を負荷しない自然状態の試験では全体的な腐食反応が弱いので気泡の発生成長とクラックの形成とが一致する。)このような急激な気泡発生があつた所にクラックが開く。しかし、生じたクラックの成長は不連続で進展のまつたく認められない期間と急速に伝播する期間とがある。しかも、全体としてのクラックの伝播方向と部分的な開放順序とは必ずしも一致しない。その例を**Photo 7**に示す。

これは同じ試料の9分32秒での状態で図示したようなクラックが生じている。全体としてのクラックの伝播方向はA→D方向であるが、Aにクラックの形成が認められる以前に既にCにクラックの形成がある。しかし、このクラックはその後ほとんど進展せず、先にBおよびDにクラックの開放が認められるようになる。そしてまずAB間が連続し、次いでBC、CDの順につながつて全体的なクラック伝播が進行する。このようにクラックの伝播は必ずしも一方から連続的に進むのではなく、先在するクラックを結びながら伝播する場合もあることが観察された。AD間が完全に連続した時点で測定した平均伝播速度は2.6 mm/hrであつて、**Photo 5**の方法による測定と一致した範囲にあるが、個々の区間が連結する際のクラックの進行速度はこれよりもかなり速い。このような方法で測定した微小区間の伝播速度は10～50 mm/hrの範囲にあり、平均伝播速度よりも少なくとも一桁速いことが認められた。これはWoodら¹⁰⁾が応力波の測定から求めた値に匹敵するオーダーである。

Photo 6 Some frames from 8 m/m movie of stress corrosion of Al-6.05% Mg alloy aged at 150°C for 16 days. ($\times 35$)

なお、この観察は二次的であり、本実験の方法ではクラックの三次元的伝播を直接観察することは困難である。しかし、試片の形状や応力分布などから考えて、本実験の結果はクラック伝播の基本的現象を代表するものと考えてさしつかえないと推量される。

Photo 7 Crack propagation behavior of stress corrosion showed schematically by one frame from movie. Crack nucleation site and time and propagation sequence were showed. ($\times 100$)

4. 考 察

アルミニウム合金の応力腐食において水素ガスの発生があることは古くから知られている。Edeleanu¹⁵⁾はこの様子を Al-7%Mg 合金について観察し、腐食液に浸漬後すぐに水素ガスの気泡が発生するが、発生量の大部分は破断数分前から生じ、それゆえ、この時期に反応性が増大するとした。また、Beerwald ら²³⁾は応力を負荷すると水素の発生量が増すことを認めた。

Photo 1 に示したように、アノード電流を負荷しない自然状態での応力腐食では浸漬直後には気泡はほとんど発生しない。そしてクラックを形成する前後になつて初めて気泡が発生する。このことはクラック発生以前に腐食反応がまったく起こらず、水素の発生がないのではなく、反応が弱くて水素の発生量が少なく気泡を形成することなく溶液中に溶解してしまうためと考えられる。これは Photo 3 に示したアノード電流負荷の効果からも推測できる。

気泡は主に粒界に生じ、粒内にはほとんど発生しない。Al-Mg 合金の応力腐食における初期腐食は β (Mg_2Al_3) 相の溶解である¹⁾とされているが、ミクロ組織的には粒内にも多量の β 相析出が認められても粒界の反応性の方がより強いことは、粒界および粒界析出物の化学的特性に原因すると思われるが詳細は明らかでない。いつ

たんククラックが形成されると、新鮮な金属表面の露出とクラック先端での塑性変形によるメカノケミカルな効果で反応性が促進される。クラックの発生と伝播は寿命の終期ほど頻繁かつ速くなる傾向があるので、終期ほど水素量の発生は多くなる。

発生したクラックの伝播速度は平均速度で従来の結果とほぼ一致した $0.1 \sim 3 \text{ mm/hr}$ の範囲にあつたが、これより大きな速度も観測され、また、局所的な最大速度では $10 \sim 50 \text{ mm/hr}$ に達することが認められた。

応力腐食機構に対する溶解説^{7)~11)}はクラックの伝播のすべてを溶解反応によるとする。この説明に使われている伝播速度は数 mm/hr で平均速度である。この速度と Faraday の法則とからクラック先端での溶解電流は $1 \sim 2 \text{ A/cm}^2$ となり、これが到達可能であるとするのが根拠である。しかし、筆者らは前報²¹⁾で試料に流れる腐食電流は $2 \times 10^{-7} \text{ A/cm}^2$ 程度で、これから推定するとこのような高い電流密度の集中には達しないのではないかと指摘した。Engell ら¹⁶⁾も同様の見解を示している。さらには、この程度の集中が可能であるとしても、その算出根拠が平均速度であるから、この実験で認められたようにクラックの最大伝播速度が平均よりもはるかに速いすると溶解のみによつて説明することは到底できない。

この事実は応力腐食割れ、少なくとも Al-Mg 合金においては溶解説は成り立たず、クラックの伝播過程には腐食によらない機械的過程が含まれていることを示している。

Al-Mg合金は通常の引張試験においては常に延性破壊を起こすが、Photo 4 に示したように応力腐食による破壊は粒界での脆性破壊である。粒界の電気化学的な選択溶解によつてクラックが粒界に発生したとして、合金の組織に変化がないとすれば、通常延性破壊を起こす合金が脆性破壊するためにはクラック先端での応力状態が変形を拘束し、クラック先端に形成される塑性域を小さくしていなければならない。合金の物理的特性に変化が起これないとなればこれはクラックが鋭くなることで達せられる。ところが、疲労破壊の研究によればアルミニウム合金の疲労による最終破断は必ずしも脆性破壊とは限っていない²⁴⁾。疲労クラックは最も鋭いものの一つとされているから、これはクラック先端での応力状態のみによつては必ずしも脆性破壊とならないことを意味している。さらに、応力腐食条件下で測定された応力拡大係数 K_{Isc} は K_{Ic} より小さいことが認められており^{25)~27)}、これはクラックの伝播に対する抵抗性が腐食雰囲気では低下していることを示している。

これらの事実は応力腐食におけるクラックの伝播が、腐食によつて発生したピット底やクラック先端での応力集中のみによつて脆性的伝播を起こすのではなく、あら

かじめ脆化の生じた場所に沿つて機械的伝播を起こしていることを示唆するものである。

脆化経路のできる原因についてはいろいろ考えられるが、本実験の結果からは腐食によつて発生した水素の吸着による脆化もその一因であると推測される。腐食反応によつて発生した水素はイオン化状態で金属表面に向かい、そこで還元されて水素原子となり、その一部が表面に吸着されて侵入溶解すると考えられている²⁸⁾。アルミニウム合金はいわゆる水素脆性を起こさないとされているが、最近の研究によればカソードチャージのような方法で強制的に水素を負荷すれば脆化することが認められている^{29~31)}。ここでの観察によつても、クラックの発生を伴うような場所での反応は激しく水素発生量も多いので、その一部が吸着されて脆化経路を作っていることは考えられる。Brown ら³²⁾の報告によればクラック内の溶液の pH は全体の pH とは関係なくほぼ 3.5一定となつていとされている。もしそうだとすれば、クラック先端は常に水素発生を伴う腐食を起こす環境にある。

アルミニウム合金の応力腐食に対する水素脆化説は Gruhl ら⁵⁾によつて提唱されているが一般に認められているわけではない。しかし、応力腐食挙動をより良く説明するためには水素の影響を考慮する必要があると思われる。

5. 結 論

Al-Mg合金の応力腐食割れを直接観察することで次のような結果が得られた。

(1) 自然状態での応力腐食ではその初期には水素気泡の発生はほとんどなく、気泡の形成とほぼ同時にクラックの開放が認められるようになる。気泡の発生場所は合金のミクロ組織に関係なく、大部分が粒界でその成長とともにクラックも拡大していく。クラックは粒界に沿つて応力軸にほぼ垂直に伝播する。

(2) アノード電流の負荷は腐食を促進し、その結果、気泡の発生も多くなりクラックの形成以前や粒内にも生じるようになる。また、クラックも多くなり分枝も盛んとなる。

(3) クラックの伝播速度は平均で $0.1 \sim 3 \text{ mm/hr}$ であるがばらつきが大きくこれより速い伝播も認められた。平均伝播速度は合金の組成やアノード電流の負荷にはあまり影響されず、総じて感受性の高い寿命の短いものほど速い。

(4) クラックはその伝播方向に順次発生伝播するとは限らず、先在するクラックをつなぐように伝播する場合もある。その最大伝播速度は $10 \sim 50 \text{ mm/hr}$ で明らかに平均速度より大きい。

(5) 以上の観察結果から、応力腐食に対する溶解説は

成立しえず、溶解と機械的破壊の混合過程であると結論できる。また、クラックの伝播経路はあらかじめ脆化していると考えられ、それに対しては腐食によつて発生した水素の吸着による脆化が寄与していると思われる。

終わりに本研究の遂行にあたり、有益な御助言をいただいた清水恭治博士、ならびに実験に協力された坂本達事、坂本英和両氏に感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) E. H. Dix, Jr.: Trans. AIME, **137** (1940), 11.
- 2) P. R. Swann and J. D. Embury: High-Strength Materials, ed. V. F. Zackay, John Wiley & Sons, (1965), 327.
- 3) N. A. Nielsen: Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture, ed. T. N. Rhodin, Interscience, (1959), 121.
- 4) H. H. Uhlig: Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture, ed. T. N. Rhodin, Interscience, (1959), 1.
- 5) W. Gruhl and D. Brungs: Metall, **23** (1969), 1020.
- 6) C. Edeleanu and A. J. Forty: Phil. Mag., **5** (1960), 1029.
- 7) T. P. Hoar and J. G. Hines: Stress Corrosion Cracking and Embrittlement, ed. W. D. Robertson, John Wiley & Sons, (1956), 107.
- 8) 大谷, 林: 日本金属学会誌, **38** (1974), 1103.
- 9) H. L. Logan: J. Res. Nat. Bur. Std., **48** (1952), 99.
- 10) C. R. Bergen: Corrosion, **20** (1964), 269t.
- 11) P. K. Poulouse, J. E. Morral and A. J. McEvily: Met. Trans., **5** (1974), 1393.
- 12) T. P. Hoar and J. G. Hines: J. Iron Steel Inst., **182** (1956), 124.
- 13) A. J. McEvily, Jr., J. B. Clark and A. P. Bond: Trans. ASM, **60** (1967), 661.
- 14) A. J. Sedriks, P. W. Slattery and E. N. Pugh: Trans. ASM, **62** (1969), 238.
- 15) C. Edeleanu: J. Inst. Metals, **80** (1951-52), 187.
- 16) H. -J. Engell and A. Bäuml: Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture, ed. T. N. Rhodin, Interscience, (1959), 341.
- 17) W. Gruhl: 軽金属, **21** (1971), 46.
- 18) D. Brungs and W. Gruhl: Metall, **24** (1970), 217.
- 19) W. E. Wood and W. W. Gerberich: Met. Trans., **5** (1974), 1285.
- 20) 大西, 中谷, 坂本: 軽金属, **26** (1976), 8.
- 21) 大西, 中谷: 軽金属, **26** (1976), 18.
- 22) 大西, 上門, 居石, 中谷: 軽金属, **27** (1977), 63.
- 23) A. Beerwald and H. Gröber: Aluminium, **22** (1940), 502.
- 24) A. S. Tetelman and A. J. McEvily, Jr.: Fracture of Structural Materials, John Wiley & Sons, (1967).
- 25) F. D. Bogar and C. T. Fujii: NRL Memorandum Report, 2724, (1974).
- 26) W. J. Helfrich: Corrosion, **29** (1973), 316.
- 27) J. C. Scully: Corrosion Science, **8** (1968), 759.
- 28) 倉知: 金属表面技術, **26** (1975), 93.
- 29) R. J. Gest and A. R. Troiano: Corrosion, **30** (1974), 274.
- 30) M. R. Louthan, Jr. and A. H. Dexter: Met. Trans., **6A** (1975), 1655.
- 31) H. Leidheiser, Jr. and N. Das: J. Electrochem. Soc., **122** (1975), 640.
- 32) B. F. Brown, C. T. Fujii and E. P. Dahlberg: J. Electrochem. Soc., **116** (1969), 218.