

## Al-Mg-Si 系合金板材の粒界腐食および SCC 特性\*

大崎 修平\*\*・木下 勝之\*\*・長沼 大介\*\*\*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 53, No. 4 (2003), pp. 157-162

## Intergranular corrosion and SCC properties of Al-Mg-Si alloy sheets\*

Shuhei OSAKI\*\*, Katsuyuki KINOSHITA\*\* and Daisuke NAGANUMA\*\*\*

Properties on intergranular corrosion (IC) and stress corrosion cracking (SCC) of three Al-Mg-Si alloys with a fixed Mg content were studied. IC test samples and tensile specimens were prepared from cold rolled sheets of alloy No. 2 (Al-0.7%Mg-0.45%Si), alloy No. 5 (Al-0.7%Mg-1.1%Si) and alloy No. 7 (Al-0.7%Mg-0.45%Si-0.34%Cu), subjected to solution treatment and then aging at 448 K. When immersed in an acid NaCl aqueous solution based on ISO11846-B method, alloys No. 2 and No. 5 were immune to IC, while alloy No. 7 showed a high sensitivity to IC under a wide range from underaging to overaging. Tensile tests by SSRT (slow strain rate technique) in the solution of IC tests were carried out to evaluate the index I of susceptibility to embrittlement as the ratio of reduction in elongation, compared to that in laboratory air. The index I of peak-aged specimens was ranked on the order of alloy No. 5 > No. 2 > No. 7, which disagreed with the tendency of IC susceptibility. Intergranular stress-corrosion cracks occurred in the SSRT tests were attributed to strain-induced APC (active path corrosion) for alloys No. 5 and No. 2, accompanied with preferential breakdown of surface film along grain boundary zones, while for alloy No. 7 to pre-existing APC caused by solute-depleted zone along grain boundaries.

(Received September 5, 2002)

**Keywords:** Al-Mg-Si alloys, intergranular corrosion, stress corrosion cracking, SSRT, intergranular fracture

## 1. 緒 言

近年、二酸化炭素排出と燃費の低減を目的に自動車車体の軽量化が強く望まれ、アルミニウム合金の適用が進められている。自動車のボディパネル用材として、焼付け塗装時の時効硬化（ベークハード）性を利用し、中強度の機械的性質と比較的良好な耐食性、加工性を備えた Al-Mg-Si (6000) 系合金が有望視されている。6000 系合金は、従来、実用環境下で応力腐食割れ (SCC: Stress Corrosion Cracking) を生じる危険性はないと見なされてきたが<sup>1)</sup>、強度・成形性改善のために高 Si 組成や Cu 添加した合金あるいは粗大結晶粒材では粒界腐食<sup>2)~5)</sup>や SCC の感受性が現れ<sup>6),7)</sup>、環境強度の低下が問題となる。

アルミニウム合金の SCC 機構は Burleigh<sup>8)</sup>によれば、①アノード溶解、②水素誘起割れ、③不動態皮膜破壊の三つに大別され、さらにこれらから派生した多くの機構説が提唱されてきたが、その支配機構は合金/環境/力学条件に依存し、あるいは SCC 過程に複数の機構が並存または競合することが認識されるようになった<sup>9)</sup>。最近、本系合金を大気中で低ひずみ速度引張試験した場合、粒界破壊を伴う脆化現象を生じることが明らかにされ<sup>7),10)</sup>、その脆化には大気環境から試料内部に侵入した水素が大きな影響を及ぼし、水素脆化の可能性が示唆された<sup>10)</sup>。しかし、これまで本系合金の SCC に

関する報告は少なく、SCC 特性に及ぼす合金組成や時効条件の影響、粒界腐食性との相関性、割れの支配機構など、ほとんど明らかにされていない。

そこで本研究では、組成の異なる 3 種類の Al-Mg-Si 系合金シート材について粒界腐食試験および低ひずみ速度法 (SSRT: slow strain rate technique) による環境強度試験を行い、耐食性および脆化特性に及ぼす合金組成、時効条件の影響を評価し、粒界破壊を伴う SCC の機構について検討した。

## 2. 実験方法

## 2.1 供試材

供試材は Table 1 に示す化学組成を有する Al-Mg-Si 系合金で、(株)軽金属学会の研究部会 (粒界近傍の材料物性部会) の共通試料として提供されたものである。Mg 含有量を 0.7 mass% 一定とし、Mg<sub>2</sub>Si 相の平衡組成に相当する合金 No. 2、過剰 Si 合金 No. 5 および No. 2 に 0.34% Cu を添加した合金 No. 7 の 3 種類を用いた。均質化処理、熱間圧延の後、冷間圧延によって製造された板厚 1.0 mm のシート材である。熱処理は 813 K-3.6 ks の溶体化・水焼入れ後、448 K の油浴中で時効処理を行った。硬さ測定により求めた時効硬化特性から、時効時間 3.6、28.8 および 172.8 ks をそれぞれ亜時効 (UA)、ピーク時効 (PA) および過時効 (OA) の条件と

\* 軽金属学会第100回春期大会 (平成13年5月) にて一部発表。

\*\* 山口大学工学部 (〒755-8611 山口県宇部市常盤台 2-16-1)。Faculty of Engineering, Yamaguchi University (2-16-1 Tokiwadai, Ube-shi, Yamaguchi 755-8611). E-mail: sosaki@yamaguchi-u.ac.jp

\*\*\* 山口大学大学院 (宇部市) [現在: (株)NKK (横浜市)]。Graduate school, Yamaguchi University (Ube-shi, Yamaguchi) [Present: NKK Ltd. (Yokohama-shi, Kanagawa)]。

Table 1 Chemical composition of the alloys

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Mg/Si
No. 2	0.44	0.02	<0.01	<0.01	0.70	<0.01	1.59
No. 5	1.07	0.03	<0.01	<0.01	0.70	<0.01	0.65
No. 7	0.46	0.03	0.34	<0.01	0.70	<0.01	1.52

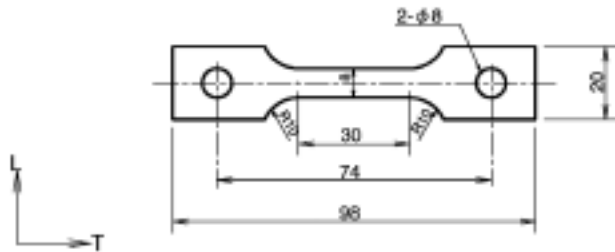


Fig. 1 Tensile specimen for SSRT tests.

した。

## 2.2 粒界腐食試験

粒界腐食感受性の評価試験として ISO 11846-B に準拠した浸漬腐食試験を行った。試験片のサイズは 50 × 60 mm で、採取方向は長手方向が圧延 (L) 方向に平行とした。試験片表面の前処理として、#800 までのエメリー研磨の後、10% NaOH 水溶液によるアルカリ洗浄、中和処理、水洗、乾燥させた。重量測定の後、片方の表面約 4 cm × 5 cm の面積を残して裏面およびその他の表面を絶縁テープで被覆し、長手方向を垂直にして腐食液 30 g NaCl/l + 10 ml HCl 水溶液 (液温 303 ± 1 K) 中に 86.4 ks 浸漬した。腐食液 200 ml を入れたガラスビーカー中に 1 個ずつ試験片を浸漬し、液温はビーカーを恒温水槽内に置いて管理した。試験後、水洗、濃硝酸による腐食生成物除去処理、洗浄、乾燥させて重量測定を行った。重量減少にもとづく腐食速度の評価とともに、腐食形態の顕微鏡観察と粒界腐食深さの測定を行った。

## 2.3 環境強度試験

環境強度特性の評価には SSRT 試験を行った。負荷方向が母材の T (板幅) 方向と平行になるように採取した Fig. 1 に示す引張試験片 (平行部寸法: 長さ 30 × 幅 8 × 厚さ 1 mm) を用いて、実験室空気中および腐食液 (室温) 中にて引張試験を行った。試験片の前処理は粒界腐食試験と同様に、試験片表面を #800 までのエメリー研磨、アルカリ洗浄、中和処理、洗浄、乾燥とした。試験片平行部以外の表面はチャック部を含めてシリコン樹脂により絶縁塗装した。腐食液は粒界腐食試験と同一組成の水溶液を用いた。ひずみ速度は  $5.5 \times 10^{-5}$  (高速) および  $5.5 \times 10^{-7}$ /s (低速) とした。腐食環境による脆化感受性の指標として次式の  $I$  値を用いた。

$$I = 1 - \frac{\delta_{\text{sol}}}{\delta_{\text{air}}} \quad (1)$$

ここで、 $\delta_{\text{air}}$ ,  $\delta_{\text{sol}}$  はそれぞれ実験室空気中および腐食液中の破断伸びである。

SSRT 試験中の腐食溶解作用による引張特性の損失を見積もるために、予浸漬引張 (PCT: pre-corrosion tensile) 試験を行った。すなわち、SSRT 試験の破断に要した時間だけ試験片を無負荷で腐食液に予浸漬した後、引上げて速やかに洗

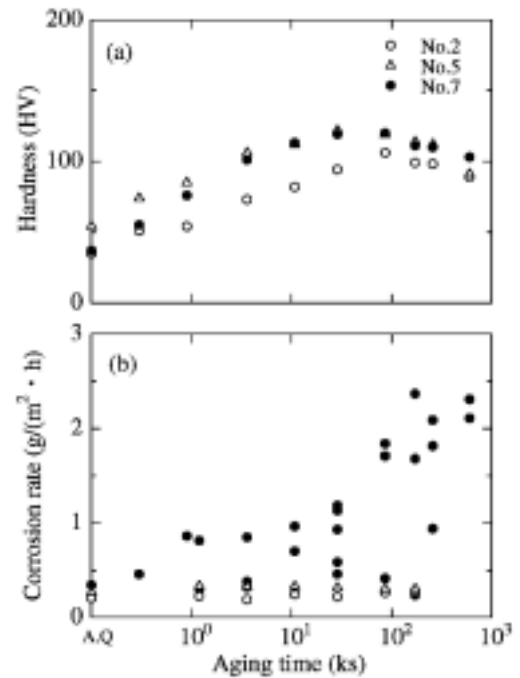


Fig. 2 Changes of (a) hardness and (b) corrosion rate with aging at 448 K of Al-Mg-Si alloys.

浄、乾燥させ、通常の引張試験 (ひずみ速度: 高速) を行い、式 (1) により伸び低下率  $I_0$  を求めた。PCT 試験は PA 材についてのみ行った。

## 3. 実験結果

### 3.1 粒界腐食試験

Fig. 2 (a), (b) に、各合金における温度 448 K の時効に伴う硬さおよび腐食速度の変化をそれぞれ示す。ピーク硬さ到達時間は合金 No. 2 が約 86.4 ks に対して、No. 5 および No. 7 はやや短時間の 28.8 ks であったが、以後、ピーク時効 (PA) とはすべて後者の時効条件を指すものとする。平衡組成合金 No. 2 に比べて Cu 添加合金 No. 7 は全体に硬さが向上し、過剰 Si 合金 No. 5 にはほぼ匹敵する硬化特性を示した。

腐食速度は、合金 No. 2 および No. 5 において後者が若干高いとはいえ、いずれも時効時間に依存せずほぼ一定の低い値を示した。一方、合金 No. 7 はデータのばらつきが認められるものの時効の比較的初期 (1.2 ks) 段階から腐食速度の増大が見られ、PA までほぼ一定のかなり高い腐食速度を示し、過時効段階ではさらに増大する傾向が見られた。腐食形態の観察によれば、合金 No. 2 および No. 5 ではいずれの時効段階でも粒界腐食の発生は認められなかったが、No. 5 の PA 材では Fig. 3 (a) のように試料表面の局所的な箇所にくず状の腐食が見られた。合金 No. 7 における時効初期からの腐食速度の増大は粒界腐食の発生に対応しており、亜時効から PA の段階では Fig. 3 (b) に見られるような粒界層の選択腐食性の著しい粒界腐食を生じた。過時効では試料表面が粒内・粒界全面腐食状を呈するようになるが、試料内部では依然として粒界腐食による侵食が進み、そのときの結晶粒の脱落の程度によって腐食速度にばらつきが生じた。

### 3.2 引張特性

Table 2 に実験室空気中における通常の引張試験より得ら

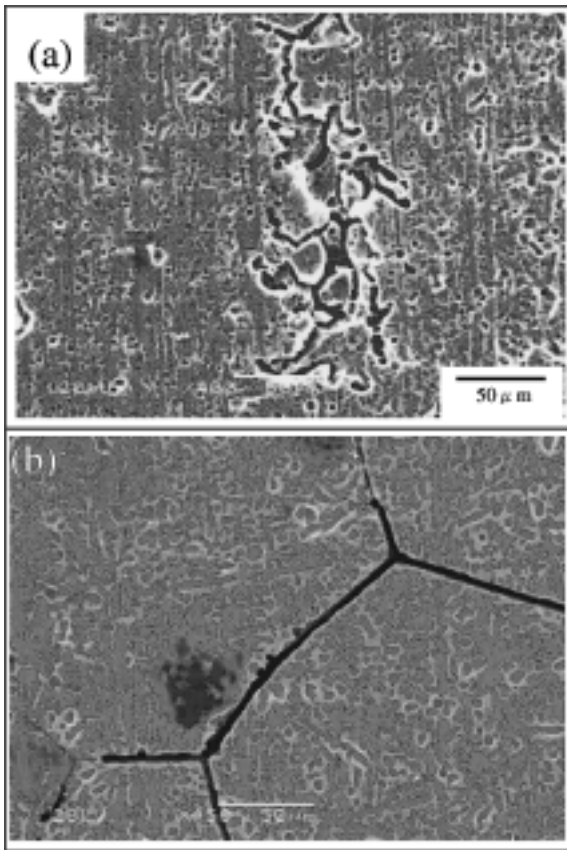


Fig. 3 SEM micrographs showing corrosion attack of (a) alloy No. 5-PA (peak-aged) and (b) alloy No. 7-UA (underaged).

Table 2 Tensile property of Al-Mg-Si alloys

Alloy	Aging	$\sigma_{YS}$ (MPa)	$\sigma_B$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\Phi$ (%)
No. 2	UA	127	182	13	78
	PA	230	243	5	50
	OA	249	257	2	35
No. 5	UA	252	303	9	31
	PA	285	316	5	26
	OA	289	309	2	19
No. 7	UA	221	268	10	70
	PA	264	288	5	56
	OA	267	289	5	53

$\sigma_{YS}$ : Yields strength,  $\sigma_B$ : Tensile strength,  $\delta$ : Elongation,  $\Phi$ : Reduction of area

れた各合金時効材の引張特性を示す。PA 材について引張特性を比較すると、引張強さ  $\sigma_B$  は硬さ測定の結果と同様に合金 No. 5 > No. 7 > No. 2 の順に高く、合金 No. 5 の  $\sigma_B$  は 316 MPa であった。伸び  $\delta$  はいずれの合金も 5~6% 程度であったが、局部伸びが概して小さく、合金 No. 5 ではほとんど認められなかった。PA 材の破断試験片の破面 SEM 像を Fig. 4 に示す。合金 No. 2 の破面には粒内割れと粒界割れが混在するが、Cu 添加の No. 7 ではほとんどが粒内割れとなり、比較的大きな絞りの形態とともに 3 合金中で最も延性的な破

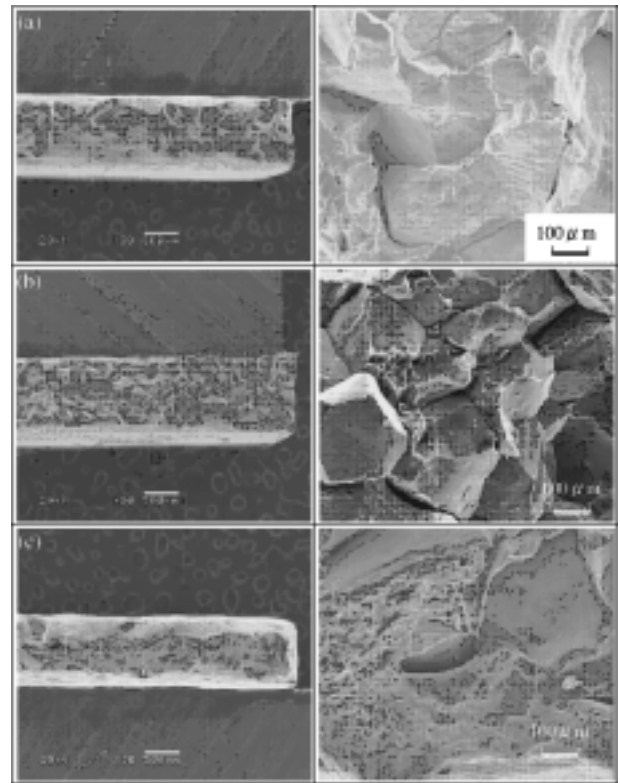


Fig. 4 SEM micrographs showing fracture appearance of tensile specimens peak-aged. Alloy (a) No. 2, (b) No. 5 and (c) No. 7.

壊様相を呈した。他方、過剰 Si 合金 No. 5 は絞りが小さく、破面はほとんど粒界割れで占められていた。一見、平滑で脆性的に見える粒界割れのファセットを高倍率で観察すると、後述の Fig. 8 に示すとおり、合金 No. 2 はレッジ形成型粒界破壊<sup>(1)</sup>、合金 No. 5 はディンプル形成型粒界破壊<sup>(1)</sup>の様相を呈していた。合金 No. 7 は粒界破面がごく小領域であったが、合金 No. 2 と同様にレッジ形成型を呈していた。

時効の進行に伴う引張特性の変化として、各合金とも降伏強度  $\sigma_{YS}$  は PA より OA のときにむしろ高く、 $\delta$  は UA > PA > OA の順に低下した。OA による  $\delta$  の低下は合金 No. 2 および No. 5 で特に顕著であった。No. 5 の破面観察では、UA のときすでに粒界割れが混在し、PA, OA とともにその割合が増加し、OA ではほぼ全面が粒界割れとなった。UA の粒界破面もディンプル形成型であったが、PA より一層深く・粗大なディンプルを伴っていた。他方、OA では浅く・微細となり脆化の様相が顕著となった。

### 3.3 SCC 特性

合金 No. 2, No. 5 および No. 7 の PA 材について、腐食液中の SSRT 試験により得られた応力-ひずみ線図の一例を実験室空気中の線図と比較して Fig. 5 (a), (b) および (c) にそれぞれ示す。図中には PCT 試験 (各 SSRT 試験の破断時間  $t_f$  だけ予浸漬した後、引張試験) の応力-ひずみ線図も併せて示した。本図の SSRT 試験の  $t_f$  は合金 No. 2, No. 5, No. 7 でそれぞれ 34, 17, 36 ks であったが、空気中に比べて強度、伸びともに低下し、特に過剰 Si 合金 No. 5 は伸びの低下が顕著であった。伸びの低下率に基づく式(1)の脆化感受性指数  $I$  は合金 No. 5 (0.95) > No. 2 (0.78) > No. 7 (0.72) で

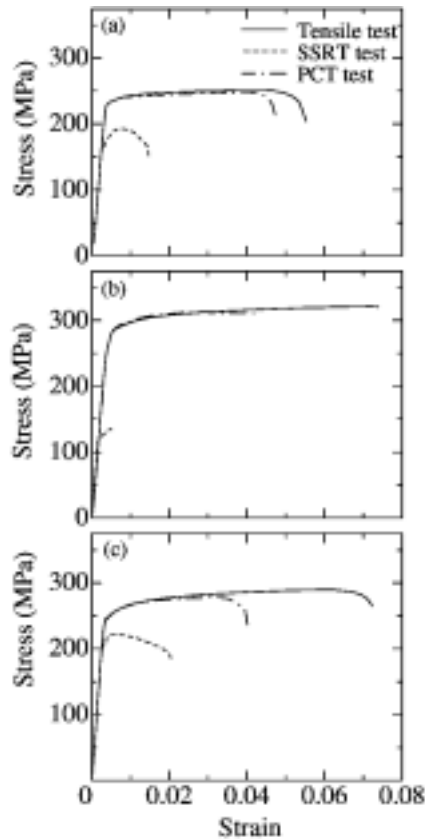


Fig. 5 Stress-strain curves on SSRT tests of alloys (a) No. 2, (b) No. 5 and (c) No. 7.

あり、粒界腐食試験における各合金の腐食傾向とは明らかに異なった。すなわち、無負荷では合金 No. 2 と同程度の低い腐食速度を示した合金 No. 5 が脆化に最も鋭敏で、高い腐食速度と粒界腐食感受性を示した Cu 添加合金 No. 7 が脆化には比較的非鋭敏であった。また、PCT 試験の脆化指数  $I_0$  は合金 No. 5 (0.44)  $\approx$  No. 7 (0.43)  $>$  No. 2 (0.15) であり、いずれも SSRT 試験の  $I$  をかなり下回る値であった。すなわち、無負荷時の単なる腐食による試験片の損傷（断面積の減少）は比較的少なく、伸びの低下をそれほどもたらさないのに対して、SSRT 試験の腐食と引張変形の協同作用は顕著な伸びの低下をもたらし、脆化を大幅に加速することがわかる。

Fig. 6 に SSRT 試験の破断試験片における破断部近傍の SEM 像を示す。いずれの合金も粒界 SCC を生じて破断したが、引張軸に直角に配向する粒界で優先的に SCC き裂が発達した様相が見られた。そのような粒界 SCC き裂が合金 No. 2 では試験片平行部表面に多数発生したが、No. 5 では破断部に集中しており、極端な伸びの低下によく対応した破壊様相といえる。試験片破断面で平行部表面に隣接した SCC 破面には、合金 No. 2 および No. 7 では腐食による溶解の痕跡が、特に後者では顕著に認められた。

UA および OA 材についても同様に SSRT 試験を行った。Fig. 7 に脆化感受性指数  $I$  をまとめて示す。平衡組成合金 No. 2 の  $I$  は UA, PA のときそれぞれ 0.6, 0.78 と高く、PA のとき最大となり、OA では低い値となった。時効に伴う  $I$  の変化は過剰 Si 合金 No. 5 も同一の傾向であったが、No. 2

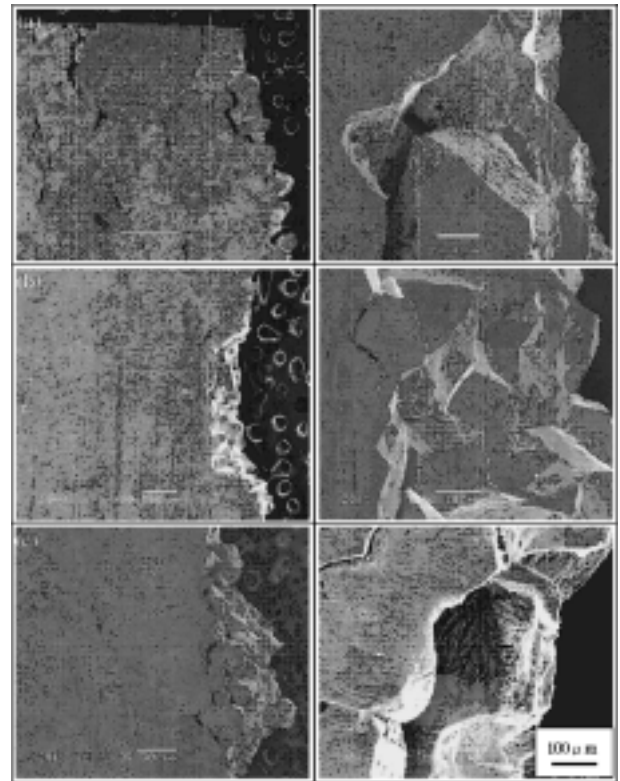


Fig. 6 SEM micrographs showing fracture forms near ruptured area of SSRT test specimens peak-aged. Alloy (a) No. 2, (b) No. 5 and (c) No. 7.

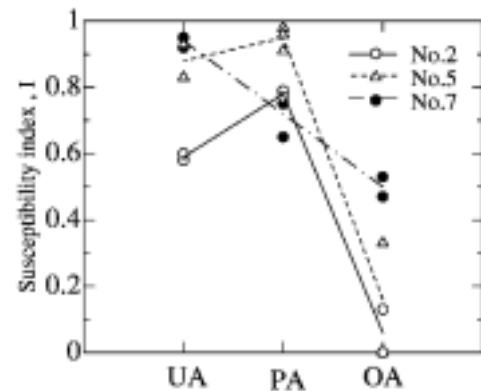


Fig. 7 Susceptibility index of embrittlement of Al-Mg-Si alloys.

に比べて UA, PA 材の  $I$  はさらに高く、脆化により鋭敏であった。一方、Cu 添加合金 No. 7 は UA のとき  $I$  最大を示し、PA, OA と順次低下した。しかし、OA のときも依然としてかなり高い値を示した。

#### 4. 考 察

粒界腐食試験において亜時効の初期段階から過時効段階にわたり高い粒界腐食感受性を示した Cu 添加合金 No. 7 が同液中の SSRT 試験で強度および伸びの低下をきたし、UA から OA まで全般に高い脆化感受性を示すことはむしろ当然といえる。粒界腐食は Cu 添加により鋭敏となり、また粒界の両縁が一定の幅をもって溶解していたことから、粒界析出

物自体の溶解というよりは、時効析出とともに粒界層に Cu あるいは Si の溶質欠乏帯が形成され、粒内より電位的に卑なその層が選択的に溶解することによって引きこされたものと考えられる<sup>5)</sup>。合金 No. 7 はいずれの時効材も SSRT 試験の粒界 SCC 破面に腐食溶解痕が明瞭に認められたことから、この SCC は粒界腐食が引張変形により促進された「先在活性経路腐食 (Pre-Existing Active Path Corrosion: PEAPC) 型 SCC」<sup>9)</sup> と見なすことができる。

Cu 無添加の合金 No. 2 および No. 5 の PA 材は  $I_0$  と  $I$  の差が大、すなわち粒界腐食にむしろ非鋭敏でありながら SSRT 試験での脆化は顕著で、Cu 添加合金 No. 7 より一層脆性様相の強い粒界 SCC を生じた。通常、粒界に PFZ をもつ高強度アルミニウム合金において引張試験の過負荷破壊時に認められる粒界き裂は、引張軸方向に  $35 \sim 45^\circ$  程度傾いた粒界面で生じやすく、粒界に沿うせん断応力の作用がき裂発生に重要であることが知られている。そして、粒界・粒内析出物と PFZ のサイズや性質、転位構造などに依存するが、粒内の粗いすべり帯が粒界に衝突した結果としてレジ形成型粒界破壊が、他方、PFZ に塑性変形が集中し粒界析出物を核とするマイクロボイドの生成・合体を経ればディンプル形成型粒界破壊が生じる<sup>12)</sup>。本引張試験で見られた粒界破面は合金 No. 2 と No. 7 では前者、No. 5 では後者の形態を呈していた。Fig. 8 にそれらの代表的な SEM 像を示す。いずれにせよ、粒界延性破壊の特徴を呈し、粒界近傍に存在する PFZ あるいは溶質欠乏帯にすべり変形が集中する傾向にあ

ることがわかる。ことに、過剰 Si 合金 No. 5 はその傾向が最も大であると判断された。

しかし、一方、SCC の粒界き裂は試験片表面において引張軸方向と直角に配向した粒界で生じやすく、その破面の微視的な様相も引張試験のそれとは明らかに異なっていた。Fig. 9 に代表的な SEM 像を示す。合金 No. 2 および No. 5 のいずれにおいても粒界破壊のファセットには孔食状の溶解痕が認められた。アルミニウム合金の表面皮膜は通常、介在物や粒界などの組織上の不均一部分では薄弱になっていると見なされ、さらにひずみの集中を受けると優先的に破壊されてアノード溶解の惹起場所となる。本合金の場合、粒界近傍ゾーンにすべり変形が集中するとしても、その変形が表面皮膜の破壊に直結するか否かはすべりの方向に依存するであろう。いま、Fig. 10 のような平板試験片が  $y$  方向に単軸引張応力  $\sigma_0$  を受けて斜断面  $abcd$  の粒界面ですべりを生じるとき、平行部表面に  $Z$  方向のせん断ひずみ (すべりの段差) を与え表面皮膜の破壊作用を有効に果たすのは①方向のせん断であり、 $x-y$  平面内の②方向のせん断は皮膜破壊に寄与しないものと考えられる。粒界面を定義する角度を  $\theta, \phi$  とすると、①方向のせん断応力は次式で表される。

$$\tau = \frac{\sigma_0}{2} \sin 2\phi \cos^2 \theta \quad (2)$$

$\tau$  の最大値  $\sigma_0/2$  は  $\theta = 0^\circ$ 、すなわち引張軸に直交し、 $\phi = 45^\circ$  の面で生じる。つまり、この面と平行に配向する粒界面で最大せん断ひずみが生じ、これによって表面皮膜の破壊さ

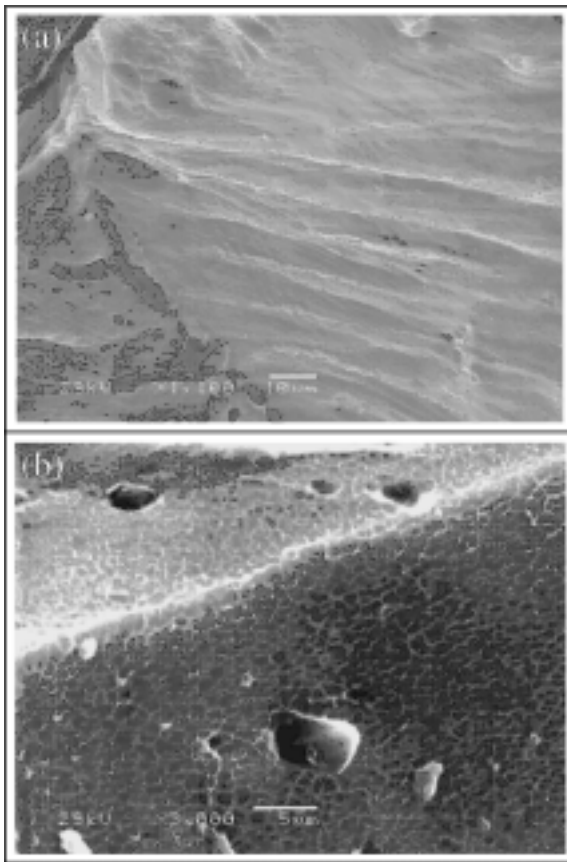


Fig. 8 Magnified SEM images showing intergranular fracture facet of (a) alloy No. 2-PA and (b) alloy No. 5-PA under tensile tests.

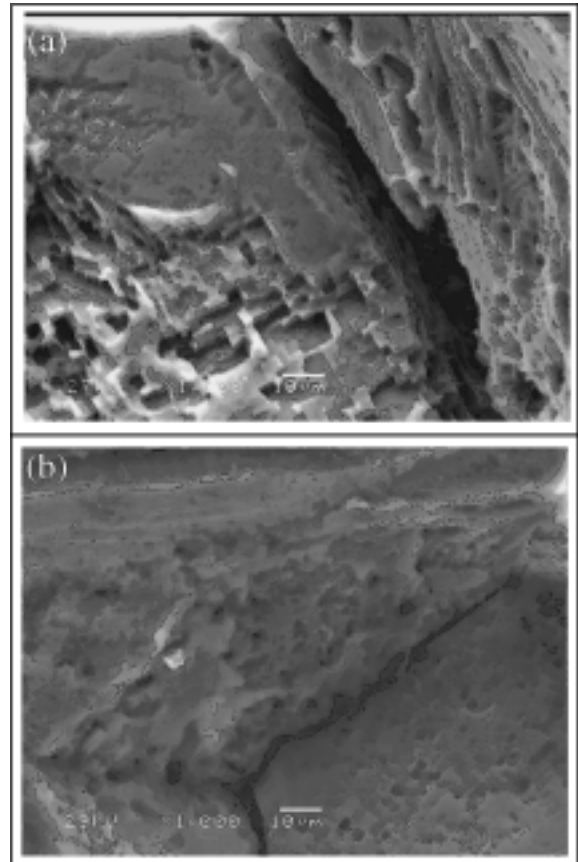


Fig. 9 Magnified SEM images showing intergranular SCC fracture surface of (a) alloy No. 2-PA and (b) alloy No. 5-PA under SSRT tests.

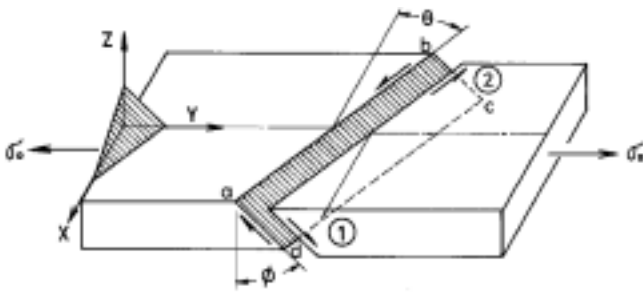


Fig. 10 Schematic illustration of slip step along grain boundary on a tensile specimen.

れる可能性も最大となる。SCC き裂が、試験片表面と交差する粒界のうち引張軸と直角をなす粒界で優先的に起きたことは、このような表面皮膜破壊過程の結果と考えられる。さらに、破面には孔食溶解痕が残されていたことから、本Cu無添加合金のSCCは、粒界PFZのひずみ集中→表面皮膜の破壊→アノード溶解作用、この過程をひずみがさらに加速する「ひずみ誘起活性経路腐食 (Strain-Generated APC) 型SCC<sup>9)</sup>と判断された。ことに、過剰Si合金No. 5はPFZのひずみ集中傾向が大であるために一層高いSCC感受性を呈したものと見える。

本研究のSCCは、強酸性水溶液中における挙動であり、APC機構が主過程をなすものと考えられたが、それゆえに本系合金のSCCが、つねにこの機構に従うと解釈すべきではない。7000系合金などと同様に一般には水素脆化(HE)機構が並存すると見なすことが妥当である。最近、大気中のように強い腐食溶解作用を考えにくい環境においてAl-Mg-Si系合金が低ひずみ速度変形時に粒界破壊を伴う脆化現象を示すことが明らかにされ、その脆化には大気環境から試料内部に侵入した水素が影響していることが示唆された<sup>10)</sup>。今後、SCC過程においてAPCとHEの優位性あるいは並立条件と環境/金属組織/力学の組合せ条件との相互関係について詳細を明らかにする必要があると考える。

## 5. 結 言

Mg含有量を0.7 mass%一定とし、Mg<sub>2</sub>Si相の平衡組成相当合金(Al-Mg-0.44%Si) No. 2, 過剰Si (Al-Mg-1.1%Si)合金No. 5およびNo. 2に0.34%Cuを添加した合金No. 7の3種類の6000系合金について、粒界腐食試験および低ひずみ速度法(SSRT)による環境強度試験を行い、耐食性、脆化特性の評価と合せてSCC機構について考察した。

得られた結果を要約すると以下のとおりである。

(1) 443 Kの等温時効材の粒界腐食試験において、合金No. 2およびNo. 5はいずれの時効段階でも低い腐食速度を示し、粒界腐食に非鋭敏であったが、No. 7は時効の初期段階から過時効に至るまで高い粒界腐食感受性を示した。この粒界腐食は粒界近傍の溶質欠乏帯の優先溶解に起因すると考えられる。

(2) ピーク時効(PA: 443 K-28.8 ks)材の引張強さは合金No. 5>No. 7>No. 2の順に大で、Si量の増加およびCu添加は強度の向上をもたらした。破面には粒界破壊と粒内破壊が混在し、粒界破壊の占める割合はNo. 5が最大、No. 7が最小であった。粒界延性破壊の様相が見られ、No. 2とNo. 7の粒界破壊はレジジ成型、No. 5はディンプル成型を呈していた。過時効(OA: 443 K-172.8 ks)により粒界破壊が促進され、伸びの低下を生じた。

(3) SSRT試験においてPA材は粒界SCCを生じ、その脆化感受性は合金No. 5>No. 2>No. 7の順で、粒界腐食感受性の傾向とは一致しない。本研究の酸性溶液中における粒界SCCは、No. 5およびNo. 2では粒界域での優先的な表面皮膜破壊を伴う「ひずみ誘起活性経路腐食」、No. 7では「先在活性経路腐食」がそれぞれ支配的機構と判断された。

本研究は社団法人軽金属学会の研究部会「粒界近傍の材料物性部会」における研究の一環として実施されたもので、関係各位に感謝致します。また、本研究の一部は財団法人軽金属学会の教育研究資金によって行われたことを記し、感謝の意を表します。

## 参 考 文 献

- 1) E. H. Hollingworth and H. Y. Hunsicker: *Metals Handbook*, Vol. 13, ASM, 583.
- 2) 山口恵太郎, 当摩 建: *軽金属*, **47** (1997), 285.
- 3) 箕田 正, 吉田英雄: *軽金属*, **49** (1999), 548.
- 4) 加藤良則, 藤本日出男: *軽金属学会第99回秋期大会講演概要*, (2000), 138.
- 5) V. Guillaumin and G. Mankowski: *Corr. Sci.*, **42** (2000), 105.
- 6) R. Braun: *Werkstoffe und Korrosion*, **45** (1994), 255.
- 7) 長沼大介, 大崎修平, 木下勝之: *軽金属学会第100回春期大会講演概要*, (2000), 138.
- 8) T. D. Burleigh: *Corr.*, **47** (1991), 89.
- 9) 柴田俊夫: *アルミニウムの腐食・防食*, 軽金属学会編, (1985), 1.
- 10) 倉本 繁, 謝 明君, 菅野幹宏: *軽金属*, **52** (2002), 250.
- 11) 川畑 武: *軽金属*, **33** (1983), 38.
- 12) S. Kuramoto, G. Itoh and M. Kanno: *Metall. and Mater. Trans.*, **27A** (1996), 3081.