Al-Mg-Si 系合金の応力腐食割れ特性に及ぼす Cr 添加の効果

大崎 修平*・近藤 秀樹**・木下 勝之*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 55, No. 8 (2005), pp. 350-356

Effect of Cr addition on SCC property of Al-Mg-Si alloys

Shuhei OSAKI*, Hideki KONDO** and Katsuyuki KINOSHITA*

Effect of Cr addition on properties of intergranular corrosion (IC) and stress corrosion cracking (SCC) in an acid sodium chloride (ISO) solution was evaluated by using four kinds of Al-Mg-Si alloys with a constant Mg content of 0.7 mass%; No. 5 (Al-Mg-1.1%Si), No. 7 (Al-Mg-0.44Si-0.34Cu), and alloys No. C5 and No. C7 with 0.2% Cr addition respectively. The excess Si alloys No. 5 and No. C5 showed little susceptibility to IC at any stage of aging at 443K, whereas the Cu containing alloys No. 7 and No. C7 exhibited some IC at the stage from underaging to peak-aging (for 28.8 ks at 448K). The alloy No. C7 however became immune to IC at the stage of overaging. Tensile tests by SSRT (slow strain rate technique) were carried out at strain rate 5.5×10^{-7} /s to evaluate the index I of susceptibility to SCC as the ratio of reduction in elongation, compared to that in laboratory air. The index I of the peak-aged specimen was ranked on the order of alloy No. 5 (0.98) > No. 7 (0.72) > No. C7 (0.69) > No. C5 (0.23), which was in a good correspondence to the failure-time property obtained by a constant load SCC test. SSRT therefore should be useful as a rapid testing method to estimate SCC resistance. The Cr addition to the excess Si alloy resulted in a marked improvement of SCC resistance. The high resistance of alloy No. C5 were attributed to an increase in uniform corrosion due to a fine grain structure and distribution of dispersoids AlSi (Cr, Fe) or AlSiFe in grains.

(Received March 7, 2005)

Keywords: Al-Mg-Si alloy, Cr addition, stress corrosion cracking, SSRT, intergranular corrosion

1. 緒 言

Al-Mg-Si 系合金は中強度の機械的性質と良好な耐食性、加工性を有し、車両をはじめ軽量構造部材への適用が進められている。従来、本系合金は実用環境下で応力腐食割れ (SCC) を生じる危険性はないと見なされてきたが¹⁾、強度・成形性向上のために過剰 Si 組成や銅を添加した合金、あるいは結晶粒の粗大化した材料では SCC や水素脆化 (HE) の危険性のあることが報告されるようになった^{2)~4)}。銅の添加は強度や伸びを改善するが、耐食性の低下、特に粒界腐食感受性を高めることが知られている^{5)~7)}。しかし、銅添加合金の時効に伴う析出物や粒界近傍の化学組成と粒界腐食機構との関係は複雑で、粒界腐食と SCC 挙動の相関性についても十分明らかにされていない。また、クロムの添加は再結晶の粗大化を抑制し、機械的性質の改善に有効であるとされているが^{8),9)}、耐食性および SCC に及ぼす効果も十分把握されているとは言えない。

そこで、本研究では強度-耐 SCC 性の組合せ特性に優れた Al-Mg-Si 系合金の開発および SCC 過程解明の観点から、マグネシウム含有量を 0.7 mass% 一定として過剰シリコン組成合金と銅含有合金ならびにクロムをそれぞれ添加した合金について、酸性塩化ナトリウム水溶液中の粒界腐食および SCC

特性の評価を行った。分極測定、ひずみ電極特性および腐食・破壊の損傷形態の電子顕微鏡観察結果を併せて SCC 特性に及ぼす銅およびクロム添加の影響を明らかにしようとするものである。さらに、SCC 試験は定荷重引張法と低ひずみ速度引張法 (SSRT: slow strain rate tensile technique)²⁾ により行い、アルミニウム合金の SCC 感受性迅速評価法としての SSRT 試験の有効性を調べた。

2. 実験方法

2.1 供試材および熱処理

供試材は Table 1 に示す化学組成を有する Al-Mg-Si 系合金で、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板厚 1 mm の圧延材である。Mg 含有量を 0.7 mass% 一定とし、過剰 Si 組成合金 No. 5 と Mg₂Si 相の平衡組成を有し 0.34% Cu を添加した合金 No. 7、ならびに結晶粒の微細化を目的として Fe と Cr がそれぞれ 0.2 mass% 添加された合金 No. C5 および No. C7 の 4 種類である。熱処理は 813K-3.6ks の溶体化・水焼入れ後、448K の油浴中で時効処理を行った。硬さ測定から求めた時効硬化特性より、各合金の最大硬さ到達時間はほぼ 28.8ks と判断され⁴⁾、以後、これをピーク時効 (PA) 条件とした。PA 材の圧延面において測定した結晶粒サイズは Cr 無添加および添

* 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@po.cc.yamaguchi-u.ac.jp

** 山口大学大学院 (宇部市)。Graduate School, Yamaguchi University (Ube-shi, Yamaguchi).

Table 1 Chemical composition of the alloys

(mass%)

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Mg/Si
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
No. C5	1.09	0.21	<0.01	<0.01	0.74	<0.01	0.21	0.68
No. C7	0.45	0.20	0.34	<0.01	0.73	<0.01	0.22	1.62

加合金で、それぞれ 150~200 および 65 μm 程度であった。

2.2 粒界腐食試験

粒界腐食感受性の評価試験として、ISO11846-B に準拠した浸漬腐食試験¹⁰⁾を行った。試験片のサイズは 50×60mm で、採取方向は長手方向が圧延 (L) 方向に平行とした。腐食液 (以後、“ISO 液”と呼称する)；30gNaCl/l+10mlHCl/ (液温 303±1K) に 86.4 ks 連続浸漬し、重量減少に基づき腐食速度を評価した。試験片の前処理は、耐水エメリー紙にて #800 までの湿式研磨の後、10%NaOH 水溶液 (室温) によるアルカリ洗浄、10%HNO₃ 水溶液にて中和処理、水洗、乾燥させた。重量測定の後、片側の表面積 4cm×5cm を残して、試験片の縁および裏面を絶縁塗装した。腐食液 200ml を入れたガラスビーカー中に 1 個ずつ試験片を垂直に吊るして浸漬した。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⁴⁾。併せて、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 SCC 試験

2.3.1 定荷重 SCC 試験

各合金の PA 材について、ISO 液中で定荷重引張負荷試験を行い、SCC 破断時間を測定した。試験片は、平行部寸法：長さ 30×幅 8mm の引張試験片で、形状、採取方向 (T 方向) は前報⁴⁾と同様である。試験片の前処理として、耐水エメリー紙 #1000 の湿式研磨の後、10%NaOH 水溶液中にて 303K-1min のアルカリ洗浄、10%HNO₃ 水溶液中で中和処理を行い、すみやかに純水で洗浄し、乾燥させた。その後、試験片とステンレス製プルロッドの異種金属接触腐食を避けるために試験片平行部以外をラッカーおよびシリコン樹脂により絶縁塗装を施した。Fig. 1 は後述のひずみ電極試験に用いた腐食セルと試験片の配置を示すが、本 SCC 試験も基本的に同じである。すなわち、ガラス製容器内の ISO 液 (液温 298±1K, 通気, 液量 350ml) に試験片平行部のみ暴露するように絶縁塗装を施し、降伏応力の 60~90% の一定応力を負荷して破断時間を測定した。試験時間は最大 604.8ks (7day) までとし、この間に破断しない場合は除荷して試験を中断した。

2.3.2 SSRT 試験

PA 材について、SCC 特性の迅速評価試験として ISO 液中にて低ひずみ速度引張 (SSRT) 試験を併せて行った。試験片の前処理、腐食液環境などの条件は定荷重試験と同一である。ひずみ速度は 5.5×10⁻⁷/s とした。SCC 感受性は、基準環境 (実験室空気) 中に対する腐食液中の破断伸びの低下率を表す次式の I を指数として用いた。

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

Fig. 1 Schematic arrangement of specimen and corrosion cell of strain-electrode tests.

ただし、 δ_{air} は実験室空気中におけるひずみ速度 5.5×10⁻⁵/s の引張試験で得られた破断伸びを用いた。 δ_{sol} が ISO 液中の破断伸びである。

2.4 分極試験およびひずみ電極試験

電気化学的測定として、ポテンシostatを用いて ISO 液 (303K, 通気) 中における分極曲線を測定した。試験片は 15×12mm の小片試料とし、表面を #1500 エメリー研磨・バフ研磨仕上げの後、表面積約 1cm² を残してパラフィンで絶縁塗装した。対極に白金電極、照合電極は飽和 KCl 電極 (SCE) を用いた。初期電位 -1500mV (SCE) から貴方向に電位掃引速度 20mV/min (=0.33mV/s) にてカソード・アノード分極曲線を測定した。また、種々の一定アノード電位下で 1.8ks の定電位溶解試験を行い、溶解の形態観察から粒界および粒内の孔食発生電位を判定した¹¹⁾。

さらに、定荷重 SCC 試験と同様に Fig. 1 の腐食セルを用いて、引張試験片に一定応力 $\sigma=0.9\sigma_{\text{YS}}$ を負荷したひずみ電極について自然電位の経時変化を測定した。ただし、このときの試験片の前処理として、平行部の一方の表面を分極試料と同様にバフ研磨、洗浄、乾燥後、約 1cm² (=5×20mm²) の表面積を残して裏面および引張治具を含めてシリコン樹脂により絶縁塗装した。

Fig. 2 Changes of (a) hardness and (b) corrosion rate with aging at 448 K of alloy No. 5 and No. C5.

Fig. 3 SEM micrographs showing corrosion attack of (a) alloy No. C5 immersed for 604.8 ks and (b) alloy No. C7 immersed for 86.4 ks in ISO solution.

Fig. 4 Changes of (a) hardness, (b) corrosion rate and (c) depth of intergranular corrosion with aging at 448 K of alloy No. 7 and No. C7.

3. 実験結果

3.1 粒界腐食特性

過剰 Si 合金 No. 5 とその Cr 添加合金 No. C5 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 Fig. 2 (a), (b) に示す。ピーク硬さの到達時間はいずれも 28.8 ks であるが、合金 No. C5 が若干高い硬さを示した。腐食速度は、両合金とも時効時間に依存せずほぼ一定の低い値を示し、粒界腐食の発生は認められなかった。Fig. 3 (a) に合金 No. C5 の PA 試料（浸漬時間を 604.8 ks=7 day まで延長した）における表面腐食状態を示す。本合金は (Cr+Fe) 添加により、結晶粒の微細化とともに、AlSi (Cr, Fe) や AlSiFe 系の分散物が形成された¹²⁾。これらの分散物粒子は粒内・粒界に分布しており、粒子の周囲が優先的に溶解するため全面腐食の様相を呈した。

Cu 含有合金 No. 7 とその Cr 添加合金 No. C7 の 448 K 時効に伴う硬さ、腐食速度および粒界腐食深さの変化を Fig. 4 (a), (b), (c) にそれぞれ示す。Cr 添加により同じく結晶粒微細化した合金 No. C7 の硬さは Cr 無添加・粗大結晶粒の No. 7 よりむしろ低い値を示した。これは、上述の分散物が形成され、その中に母相中の溶質 Si がとり込まれるため析出物の密度低下を生じた結果と考えられる¹²⁾。腐食速度はデータに大きなばらつきを生じたが、時効の比較的初期の亜時効 (UA: 1.2 ks) 段階から増大し、No. C7 は UA~PA 間で No. 7 を上回る高い値を示した。これらの高い腐食速度は粒界腐食の発生とよく対応しており、前報⁴⁾で示した粗大結晶粒合金 No. 7 の場合と

同様に、粒界ゾーンの溶質欠乏帯における優先溶解を示唆する粒界腐食を生じた。Fig. 3 (b) に No. C7 の PA 試料（浸漬時間：86.4ks）における粒界腐食の発生状態を示す。しかしながら、過時効（OA）段階になると腐食速度は著しく低下し、No. 7 とは明らかに異なる傾向を示した。すなわち、No. 7 は依然として高い腐食速度を示すのに対して、No. C7 はきわめて低い値に低下した。Fig. 4 (c) に示すように、No. C7-OA（172.8ks 時効）試料の粒界腐食深さ（表面からの侵食深さ）は事実上ゼロとなり、全面腐食状を呈するのみで粒界腐食の発達は阻止された。このように、Cu 含有合金への Cr 添加は結晶粒の微細化効果と併せ、OA 段階の粒界腐食の抑制に極めて有効に作用した。

3.2 SCC 特性

3.2.1 引張特性

Table 2 に実験室空気中における通常の引張試験（ひずみ速度 5.5×10^{-5} /s）より得られた各合金 PA 時効材の引張特性を示す。過剰 Si 合金 No. 5 の降伏強度 σ_{YS} 、伸び δ はそれぞれ 285MPa, 6% で、Cu 含有合金 No. 7 の 264MPa, 5% よりいずれも若干高い。Cr 添加により、合金 No. C5 の σ_{YS} 、 δ は 330MPa, 16% と増大し、ことに伸びの改善が顕著で、合金 No. C7 についても伸びが大きく改善された。なお、本表には後述の SSRT 試験で得られた SCC 感受性指数 I の値を併記している。

3.2.2 定荷重 SCC 特性

PA 材について、ISO 液中の定荷重引張試験で得られた負荷応力（ σ ）-破断時間（ t_f ）線図を Fig. 5 に示す。負荷応力は各合金につき、 σ_{YS} の 0.6~0.9 倍の範囲としている。過剰 Si 合金 No. 5 は Cu 含有合金 No.7 に比べて低 σ のとき t_f は長時間であったが、高 σ ではむしろ短時間になった。すなわち、 t_f の応力依存性が大で、 σ の作用により SCC が大幅に加速される特性を示した。他方、粒界腐食感受性の高い合金 No. 7 は応力依存性が小であった。Cr 添加の効果としては、合金 No. C5 はいずれの σ 域であれ全試験片が 7day 以内に破断することなく、高い SCC 抵抗を示した。No. C7 は No. 7 に比べて、 t_f は約 2 倍に増加したものの、SCC 抵抗の改善効果は No. C5 ほど顕著ではなかった。負荷条件 $\sigma=0.9 \sigma_{YS}$ における試験終了後の試験片について、破断部を含む平行部表面の SEM 像を Fig. 6 に示す。合金 No. 5（ $t_f=36$ ks で破断）は、破断部を除く平行部表面には粒界腐食やその他の損傷はほとんど認められず、破断部でのみ SCC き裂が進展し、きわめて脆性的な粒界破壊様相を呈した（Fig. 6 (a)）。他方、合金 No. 7（ $t_f=40$ ks）も粒界 SCC を生じて破断したが、平行部表面には粒界腐食を伴う複数の SCC き裂が発生しており、SCC が局所的な粒界に集中する傾向は大幅に緩和された（Fig. 6 (c)）。Cr 添加・微細結晶粒合金 No.C5（ $t_f>7$ day；破断なし）は、粒界・粒内がほぼ均一に腐食溶解を生じるのみで、SCC き裂の発生はなら認められなかった（Fig. 6 (b)）。合金 No.C7 も、粒内腐食を生じてはいるが粒界の選択腐食傾向が認められ、SCC き裂も破断部のほか複数箇所に存在し、微細結晶粒の粒界を迂回し、屈曲あるいは分岐しながら複雑な粒界経路をたどって進展していた（Fig. 6 (d)）。

3.2.3 SSRT 特性

PA 材について、ISO 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（破線）と比較して

Table 2 Tensile property of Al-Mg-Si alloys

Alloy	Yield Strength σ_{YS} (MPa)	Tensile Strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	$I(\delta)$
No. 5	285	316	6	0.98
No. 7	264	288	5	0.72
No. C5	330	364	16	0.23
No. C7	277	312	12	0.69

$I(\delta)$: Susceptibility index

Fig. 5 Relation between applied stress (σ) and time to failure (t_f).

Fig. 7 (a), (b) に示す。いずれの合金も空气中に比べて強度、伸びとも低下したが、特に合金 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 SCC 感受性指数 I を前掲の Table 2 に示した。Cr 無添加の粗大結晶粒合金では No. 5 (0.95) > No. 7 (0.72) で、過剰 Si 合金が Cu 含有合金より SCC に敏感で、粒界腐食感受性とは逆の応答になった。一方、Cr 添加の微細結晶粒合金では No. C5 (0.23) < No. C7 (0.69) となり、過剰 Si 合金の SCC 感受性は大幅に低減した。Cu 含有合金においてはわずかな低下にとどまった。すなわち、各合金の I 値の順序は No. 5 > No. 7 > No. C7 > No. C5 であり、この結果は定荷重試験における高 σ 時の t_f 傾向に一致するものである。SSRT 試験と定荷重試験から得られる SCC 特性にはよい相関が認められたことから、SCC 迅速評価試験として SSRT 試験の有効性が確かめられた。

4. 考 察

各合金の ISO 液中における粒界腐食特性、分極特性およびひずみ電極特性を併せて SCC 挙動について考察する。

粒界と粒内にかかわる孔食溶解の形態や電位差を識別しやすくするため、表面をバフ研磨仕上げした試料を用いて、分極曲線の測定および定電位溶解試験を行った。Cr 無添加・粗大結晶粒組織の合金 No. 5 および No. 7 では、粒界が粒内より優先的に孔食溶解を生じることが認められた。すなわち、合金 No. 5 の粒界孔食電位 E_{pit} (GB) は -765 mV (SCE) 付近にあり、粒内孔食電位 E_{pit} (Matrix) より 10 mV 程度卑であることが見出された。Cu 含有合金 No.7 についても合金 No. 5 より全体に若干貴電位（ E_{pit} (GB) = -755 mV）であったが、粒界と粒内の電位差は同じく 10 mV 程度であった。しかし、

Fig. 6 SEM micrographs showing fracture appearance after the constant load-SCC test. Alloy (a) No. 5, (b) No. C5, (c) No. 7 and (d) No. C7.

Fig. 7 Stress-strain curves on SSRT tests of alloy (a) No. 5 and No. C5, and (b) No. 7 and No. C7.

Fig. 8 (a) および (c) に示すように、無負荷・86.4ks 浸漬試験の粒界腐食は明らかに Cu 含有合金 No. 7 が No. 5 より顕著であった。合金 No. 7 の粒界には主として、Al-Mg-Si-Cu の 4 元系析出物 Q' ないし Q 相が析出することが知られてお

り¹²⁾、その周囲では溶質の Cu あるいは Si が枯渇するため粒界に沿って溶質欠乏帯 (SDZ: solute depleted zone) が形成される⁷⁾。この粒界 SDZ は母相より卑電位であるために優先溶解し、粒界腐食を生じるものと考えられる。合金 No. 5 においても β' 相の粒界析出に伴う Si-SDZ が存在し、粒界優先溶解の原因になったと考えられる。

Cr 添加・微細結晶粒組織の合金 No. C5 および No. C7 では、粒界、粒内の孔食電位を明確に識別することはできなかった。合金 No. C5 は、Fig. 3 (a) のとおり、無負荷浸漬において全面溶解状を呈したが、これは粒内、粒界に多数存在する AlSi (Cr, Fe) や AlSiFe 系分散物粒子がカソードとなり¹³⁾、その周囲が優先溶解するためであろう。応力負荷時には、同じく 7day 浸漬であっても Fig. 6 (b) のとおり、全面腐食が明らかに促進されていた。しかし、合金 No. C7 は依然として、粒界が優先的に選択溶解する傾向を示した。

SCC 感受性指数 I は合金 No. 5 > No. 7 > No. C7 > No. C5 の順であったが、これは上述のように全面腐食の傾向とはちょうど逆の関係で、腐食溶解が特定の粒界に局所化する合金ほど SCC に鋭敏であるように見える。Fig. 9 (a) および (b) はそれぞれ合金 No. 5 および No. 7 について、一定応力 $\sigma = 0.9 \sigma_{YS}$ を負荷したひずみ電極試料における自然電位 E_{corr} の経時変化を無負荷時のそれと重ねて示したものである。Fig. 8 にこのときの試験後の試料表面における腐食形態 SEM 像を無負荷試料と比較して示した。Fig. 9 の図中の破線は上述の各 E_{pit} (GB) を表している。合金 No. 5 の場合 (Fig. 9 (a))、無負荷時の E_{corr} は浸漬開始から比較的緩やかに貴方向に変化し、約

Fig. 8 SEM micrographs showing intergranular damage of immersed specimen without or with stress loading. Alloy No. 5 (a) $\sigma=0$, 86.4ks and (b) $\sigma=0.9\sigma_{ys}$, 214ks. Alloy No. 7 (c) $\sigma=0$, 86.4ks and (d) $\sigma=0.9\sigma_{ys}$, 214ks.

Fig. 9 Change of corrosion potential E_{corr} with immersion time of alloy (a) No. 5 and (b) No. 7 without or with stress loading.

30ks後に $E_{pit}(GB)$ を超え、以後、一定値を示した。 E_{corr} が $E_{pit}(GB)$ を超える時間条件のとき粒界の孔食溶解が開始し、それ以後、粒界腐食へ進展するものと考えられる。一方、応力負荷時の E_{corr} は無負荷に比べて早期に $E_{pit}(GB)$ を超し、極大を示した後は再び卑方向に漸減し、214ksの試験片の破断とともに大きく卑に急減した。このような E_{corr} の変化は塩化物溶液中の γ ステンレス鋼のひずみ電極特性¹⁴⁾に類似し、 E_{corr} 漸減期はアノード反応の復極、すなわち、粒界における新生金属面の生成に伴う活性溶解に対応するものと考えられる。実際、本合金では粒界ゾーンのみに局部溶解が集中した結果、Fig. 8 (b) のような粒界 SCC き裂が生じたものと判断される。このときの SCC き裂は応力軸に直角に配向した粒界で優先的に起きる傾向が見られた。他方、合金 No. 7 の E_{corr} は応力の有無にほとんど依存することなく、定常値を長時間保持するにすぎなかった。このときの試験片では、Fig. 8 (d) のように単なる粒界腐食の進行が見られるのみで、応力負荷方向と粒界腐食損傷とに特別な関係は見出されなかった。

すなわち、Cr 無添加・粗大結晶粒合金 No. 5 の SCC は、Si-SDZ および無析出帯 (PFZ)¹²⁾ の両者を伴う粒界ゾーンに選択溶解とひずみが局部的に誘起されることによって粒界腐食溝が形成され、その底部にアノード溶解と塑性変形の相互作用がますます局所化する、いわゆる、「ひずみ誘起活性経路腐食 (Strain-Generated APC) 型 SCC」と判断された。Cr の添加は結晶粒の微細化とともに、AlSi (Cr, Fe) あるいは AlSiFe 系分散物粒子の粒内分布をもたらし、結果的に粒界局部アノード溶解が抑制されて SCC 抵抗の向上を導いた。

5. 結 言

Mg 含有量を 0.7mass% 一定とし、過剰 Si 合金 No. 5 (Al-Mg-1.1%Si) と Cu 含有合金 No. 7 (Al-Mg-0.44%Si-0.34Cu), ならびにそれぞれ 0.2% Cr を添加した合金 No. C5 および No. C7 について、酸性塩化ナトリウム水溶液 (ISO 液) 中の粒界腐食および SCC 特性の評価を行い、分極特性、ひずみ電極特性と併せて SCC 挙動について考察した。得られた結果を要約すると以下のとおりである。

(1) 温度 448K の等温時効材について、合金 No. 5 および No. C5 はいずれの時効段階でも粒界腐食に非鋭敏であった。一方、Cu を含む合金 No. 7 および No. C7 は亜時効からピーク時効 (PA) の段階で粒界腐食を起こした。しかし、No. C7 は過時効段階になると粒界腐食に非鋭敏となった。

(2) 448K-28.8ks のピーク時効 (PA) 材について、SSRT 試験で得られた SCC 感受性指数 I は No. 5 (0.98) > No. 7 (0.72) で、過剰 Si 合金が Cu 含有合金より SCC に敏感であった。一方、Cr 添加による結晶粒微細化合金では No. C5 (0.23) < No. C7 (0.69) となり、過剰 Si 合金の SCC 感受性は大幅に低減した。しかし、Cu 含有合金においてはわずかな低下にとどまった。

(3) 粗大結晶粒組織をなす過剰 Si 合金 No. 5 の SCC は、粒界ゾーンにおいてアノード溶解と塑性変形の相互作用が局所化する、いわゆる、「ひずみ誘起活性経路腐食 (Strain-Generated APC) 型 SCC」と判断された。Cr の添加は結晶粒の微細化とともに、AlSi (Cr, Fe) あるいは AlSiFe 系分散物粒子の粒内分布をもたらし、粒界局部アノード溶解が抑制され

て SCC 抵抗の向上を導いた。

(5) 各合金の SCC 感受性指数 I と定荷重 SCC 試験の破断時間傾向はよく一致し、よって、SSRT 試験は SCC 感受性の迅速評価試験として有効であることがわかった。

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奨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, 583-609.
- 2) R. Braun: Werkstoffe und Korrosion, **45** (1994), 255-263.
- 3) 倉本 繁, 謝 明君, 菅野幹宏: 軽金属, **52** (2002), 250-255.
- 4) 大崎修平, 木下勝之, 長沼大介: 軽金属, **53** (2003), 157-162.
- 5) T. D. Burleigh, E. Ludwiczak and R. A. Petri: Corrosion, **51** (1995), 50-55.
- 6) 山口恵太郎, 当摩 建: 軽金属, **47** (1996), 285-291.
- 7) V. Guillaumin and G. Mankowski: Corr. Sci., **42** (2000), 105-125.
- 8) 山田 始, 田中他喜男: 軽金属, **38** (1988), 71-76.
- 9) アルミニウムの組織と性質: 軽金属学会 40 周年出版部会, (1991), 278-295.
- 10) International Standard ISO 11846: 1995 (E).
- 11) 大崎修平, 里 達雄, 高橋恒夫: 軽金属, **38** (1988), 264-269.
- 12) 松田健二, 池野 進: アルミニウム基材料における粒界近傍の材料物性, 軽金属学会研究部会報告書 No. 43, (2003), 68-87.
- 13) R. T. Foley: Corrosion, **42** (1986), 277-288.
- 14) 村田朋美: 防食技術, **21** (1972), 57-164.