

応力腐食割れ特性に優れた Al-Zn-Mg-La 系押出合金の 結晶粒組織と強度特性に及ぼす Zr 添加の影響[†]

岸 陽 一* 広 瀬 幸 雄** 佃 市 三***
永 井 滋 一*** 東 健 司****

Effects of Zr Addition on Microstructures and Mechanical Properties of Extruded Al-Zn-Mg-La System Alloys with High Stress Corrosion Cracking Resistance

by

Yoichi KISHI*, Yukio HIROSE**, Ichizoh TSUKUDA***
Shigekazu NAGAI*** and Kenji HIGASHI****

The effects of addition of Zr on both microstructures and mechanical properties of four advanced Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg-0~2.4 wt.% La alloys were investigated, which had excellent stress corrosion cracking (SCC) resistance. The main results are as follows;

(1) The peripheral zone of all the extruded Al-Zn-Mg-Zr-La alloys were recrystallized with coarse grained structures, and the regions within the core were fibrous and unrecrystallized on macro-scale. The core region was consisted of subgrains with low angle orientation, which were situated in layer-like colonies. For the alloys with La, the primary phase particles including elements of La and Zn dispersed in the matrix.

(2) Tensile properties of Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg-0.1 wt.% Zr with various La content were much superior to Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg alloy (the master alloy). Values in tensile strength were from 460 to 490 MPa, and a maximum in elongation was about 11%.

(3) The crack nucleation life on the SCC tests increased with increasing La content. The core region including the fibrous structures with fine subgrains exhibited more resistant to SCC than the peripheral one with the recrystallized coarse structure.

Key words: Zr addition, Grain size, Subgrain size, Recrystallization,
High strength aluminum alloy, Holl-Petch's formula

1 緒 言

高い引張特性を有し、かつ耐応力腐食割れ (SCC) 特性の優れた Al-8~10 wt.% Zn-1~2.5 wt.% Mg 系押出合金の開発を最終目的とし、これまでに La, Cr, Mn, Cu など種々の元素の添加による強度特性および耐 SCC 特性の向上について調査してきた。第 1 報¹⁾では、主として Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg (母合金) に Cu および La をそれぞれ添加した押出合金について強度特性および耐 SCC 特性の評価を行った。その結果、Cu を 0.6 wt.% 以上、La を 4.0 wt.% 添

加した押出合金は、高強度かつ高延性を有し、しかも耐 SCC 特性も優れていた。さらに第 2 報²⁾では、第 1 報¹⁾で得られた所見を基に、Al-10 wt.% Zn-1.5 wt.% Mg-0.6 wt.% Cu-3 wt.% La 合金に Cr, Mn をおのおの添加した押出合金および Al-8 wt.% Zn-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La 合金に 1~2.5 wt.% Mg を添加した押出合金について引張強度と耐 SCC 特性の評価をそれぞれ行った。これらの研究結果^{1), 2)}によって、Al-8~10 wt.% Zn-1~2.5 wt.% Mg 系押出合金に La, Cu, Mg, Cr および Mn を適切量添加すること

[†] 本報を「応力腐食割れ特性に優れた高力 Al-Zn-Mg-La 系合金の開発とその評価 (第 3 報)」(Development and Estimate of Extruded High Strength Al-Zn-Mg-La System Alloys with High Stress Corrosion Cracking Resistance, III) とする。また、前報は材料 43 巻 485 号 210 頁 (1994 年) に掲載済である。

原稿受理 平成 5 年 9 月 27 日 Received Sep. 27, 1993

* 正 会 員 日本工業大学材料試験研究センター 〒345 埼玉県南埼玉郡宮代町, Mat. Res. & Testing Center, Nippon Inst. of Tech., Miyashiro-machi, Saitama, 345

** 正 会 員 金沢大学大学院自然科学研究科 〒920-11 金沢市角間町, Dept. of Mat. Sci., Kanazawa Univ., Kakuma-machi, Kanazawa, 920-11

*** 正 会 員 昭和アルミニウム(株) 〒590 堺市海山町, Showa Aluminum Corp., Kaisan-cho, Sakai, 590

**** 正 会 員 大阪府立大学工学部機械システム工学科 〒593 堺市学園町, Dept. of Mech. Systems Eng., Univ. of Osaka Prefecture, Gakuen-cho, Sakai, 593

によって、引張強度に関しては母合金よりも 1.4 倍また市販の 7075T73 より 10% 程度高強度で、なおかつ、耐 SCC 特性に関しては 7075T73 とほぼ同程度の押出合金が開発できた。またこれらの開発合金では、7075 合金において不可能な薄肉押出成形が可能であることが大きな優れた特徴である。

ところで、高強度かつ低 SCC 感受性の材料開発の手法の一つに、遷移元素の微量添加による組織制御がある。遷移元素の微量添加は、再結晶粒の微細化あるいは再結晶粒の阻止に有効で、その結果、耐 SCC 特性が向上する。一般的に、Al-Zn-Mg (-Cu) 系合金 (7000 系合金) では Cr や Zr の添加が最も効果的である^{3),4)}。7000 系合金にたいして Cr および Zr をおのおの添加した場合の最大の違いは、焼入れ感受性にあり⁵⁾。Zr 添加合金の焼入れ感受性は Cr 添加合金ほど敏感ではなく、その結果熱処理による強度の改善が比較的容易となり、しかも耐 SCC 特性が優れている。

これまで扱ってきた Al-Zn-Cu-La 系押出合金への遷移元素 (Cr, Mn) 添加による強度改善効果については前報で報告したが、Zr 添加についてはまだ検討していない。本研究では、La 添加量が 0~2.4 wt.% の Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg 合金の強度特性および耐 SCC 特性に及ぼす Zr (0.1 wt.%) 添加の影響を検討した。また、それらの特性とミクロ組織との関連についても考察した。

2 実験方法

2・1 供試材

供試材は、La を 0, 0.6, 1.2, 2.4 wt.% 添加した 4 種の Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg-0.1 wt.% Zr 押出合金である。前報と同様に 738K×86.4 ksec の均質化処理を行い、押出温度 743K、押出速度 45.4 mm/sec で押出加工した後、T6 処理 (溶体化処理: 743 K×7.2 ksec→水冷、時効処理: 398K×86.4 ksec) を施した。押出形状は、C 型断面 (外径 24 mm, 板厚 1.5 mm) と、角型断面 (板厚 30 mm, 板厚 2 mm) の 2 種である。供試材のコード名および化学成分を Table I に示す。

2・2 強度評価試験

強度評価は、引張試験と耐応力腐食割れ (SCC) 試験で行った。引張試験には、角型断面の押出材より採取した JIS 14B 号試験片 (板厚 2 mm, 板幅 8 mm,

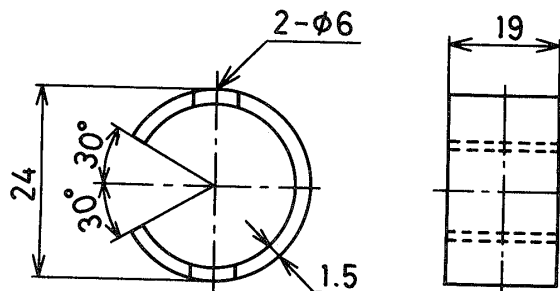


Fig. 1. Shape and dimension of SCC test specimen.

標点間距離 25 mm) を用いた。

本押出合金の耐 SCC 特性は、従来の破断寿命試験^{1),2)}ではまったく問題なく、実験開始から 1.8 ksec 後でも破断しない。そこで、本実験ではき裂発生寿命を調査した。耐 SCC 試験には、Fig. 1 に示す C-ring タイプの試験片を用い、ステンレス製ボルト・ナットにより負荷を与えた。試験片への負荷量は、各供試材の 0.2% 耐力の 80% とした。負荷応力の算出には次式⁶⁾を用いた。

$$OD_f = OD - \Delta \quad (1)$$

$$\Delta = \frac{f \cdot \pi \cdot D^2}{4EtZ} \quad (2)$$

ここで、OD: 負荷前の C-ring の外径

OD_f: 負荷後の C-ring の外径

f: 負荷応力

Δ: 規定の負荷を与えたときの C-ring の外径の変化量

D: 平均外径 (OD - t)

t: 試験片の厚さ

E: ヤング率

Z: D/t によって変化する定数

また、予備実験より E=70 GPa, 計算より Z=0.9563 を用いた。耐 SCC 試験は ASTM および JIS 規格を参考にし、368±2K に調整したクロム酸混液 (CrO₃: 3.37 wt.%, K₂Cr₂O₇: 2.81 wt.%, NaCl: 0.281 wt.%) 中で連続浸漬法にて行った。耐 SCC 特性の判定には、き裂発生寿命を採用した。き裂発生寿命は、試験片表面にき裂長さが 2~3 mm のき裂を肉眼で確認できた時間とした。

3 実験結果および考察

3・1 ミクロ組織観察

Fig. 2 は、C 型断面に押出した Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg-0.1 wt.% Zr-x wt.% La 合金の S-T 断面におけるミクロ組織の観察結果である。結晶粒は、供試材の外周部表面では、粗大に、また中

Table I. Alloy code and chemical composition of Al-8 wt. % Zn-1 wt. % Mg-0.1 wt. % Zr with various La content.

Code	Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Zr	Fe	Si	La	Al
00La	7.96	1.10	<0.01	<0.01	<0.01	0.10	0.11	0.05	—	Bal.
06La	8.09	1.10	<0.01	<0.01	<0.01	0.10	0.12	0.05	0.61	Bal.
12La	8.01	1.09	<0.01	<0.01	<0.01	0.10	0.10	0.05	1.18	Bal.
24La	7.92	1.09	<0.01	<0.01	<0.01	0.10	0.10	0.05	2.34	Bal.

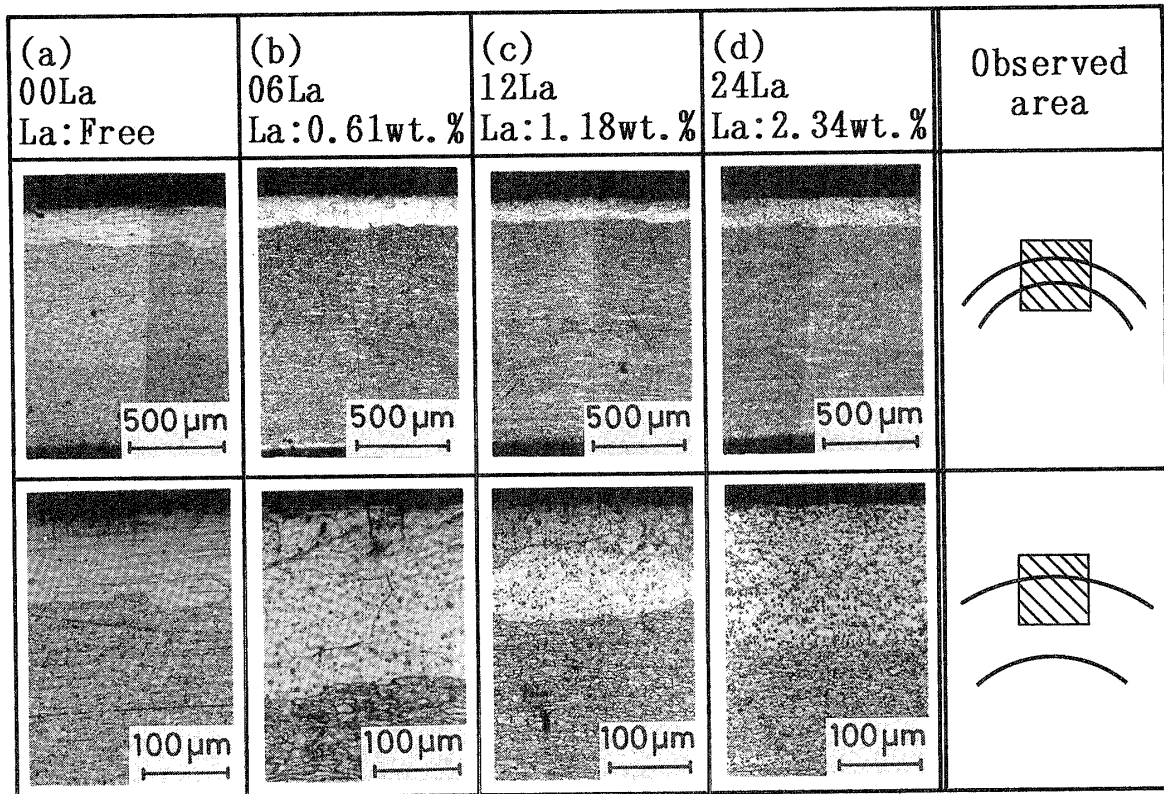


Fig. 2. Typical microstructures after T6 treatment on S-T section of extruded Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg-0.1 wt.% Zr with various La contents.

心部は微細になっており、二層組織になっている。この粗大粒で形成された外層の厚さは $150\ \mu\text{m}$ 程度であった。この層厚は板厚の約 7~10% 程度で、各材料とも同程度で、大きな差異は見られなかった。二層組織が形成された原因については、押出条件あるいは添加元素の組合せ等の影響が推測できるが、主として Zr 添加に起因した結果と考えられる。鈴木らは、この表面の粗大な再結晶組織の形成機構として以下のように考えている。^{8),9)} すなわち、加工時に外周部で発生した高ひずみにより、再結晶抑制効果の顕著な整合の Al_3Zr が、非整合の Al_3Zr に変化し、その再結晶抑制効果が減少したために発生すると報告している。しかしながら、その詳細な形成機構については現在のところ不明な点もあり、今後の検討課題である。

また、基地中には、前報で扱った押出材と同様に、^{1),2)} 鑄造段階で形成された Zn と La を主要元素とした $1\ \mu\text{m}$ 以上の粒子寸法を有する比較的大きな晶出物がほぼ均一に分散していた（平均粒子寸法 $5\ \mu\text{m}$ 、体積率 4 vol.% 以下）。さらに、本実験で使用した Zr 添加材すべてにおいて、マトリックスと整合性を有するサブミクロンオーダーの微細均一分散した析出物 Al_3Zr （平均約 $50\ \text{nm}$ 寸法）が観察された。この Al_3Zr は熱間加工時に析出したもので、転位の運動や粒界移動を抑制するピンニング効果を有する。このように、本材料では、比較的大きな La 系晶出物と非

常に微細な析出物 Al_3Zr との二種類の寸法を有する第二相粒子が存在する。

Fig. 3 は、同様の試料における L-S 断面（中央部）の典型的なミクロ組織観察例である。結晶粒は、マクロ的には押出方向に伸長した形態をしており、基本的には未再結晶（回復状態）の繊維状組織となっている。また、写真からは判別しにくいですが、この繊維状組織内部を透過型電子顕微鏡で詳細に観察すると、傾角が 7 度以下の非常に微細な亜結晶粒（約 $5\ \mu\text{m}$ 程度）が形成されていた。743K の高温での溶体化処理後においても再結晶が抑制され、亜結晶粒が安定して形成されたのは、前述した微細な Al_3Zr 粒子のピンニング効果によるものと考えられる。特に、La 無添加材では、ほぼ全域が亜結晶粒組織で占められている。しかしながら、その領域の占める割合は、La 添加量の増加とともに減少している。

こうした亜結晶粒組織の減少、すなわち再結晶粒組織の占める領域の増加は、La 添加量の増加にともなう比較的大きな寸法を有する La 系晶出物の体積率の増大と関連させて、次のように考えることができる。一般に、再結晶核の生成サイトは、材料の受ける加工度にも依存するが、¹⁰⁾ 旧粒界や $1\ \mu\text{m}$ 以上の比較的大きな第二相粒子などである。特に、粗大な第二相粒子が基地中に存在すると、その周りの領域は他の領域より多くの加工ひずみを受ける。したがって、再結晶温度

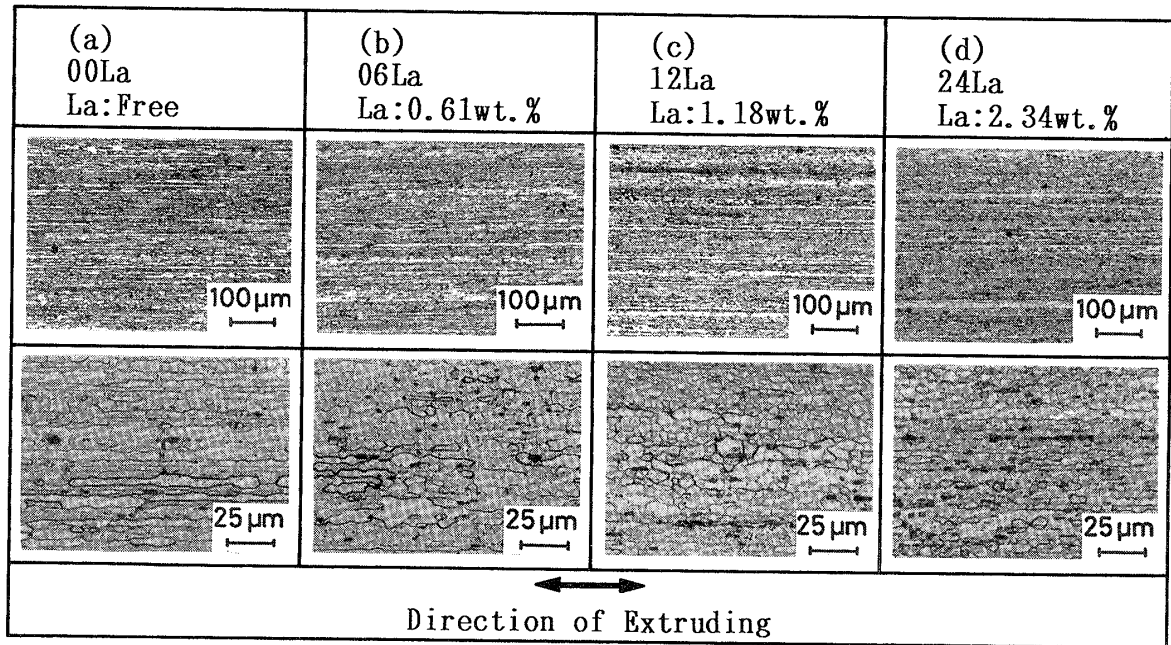


Fig. 3. Typical microstructures after T6 treatment on L-S section of extruded Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg-0.1 wt.% Zr with various La contents.

などで熱処理されると、この粒子周りのセル寸法は他のマトリックス領域よりも小さくなり、また周囲との方位差が20~30度程度となるとき、この領域は再結晶核の生成サイトとなる¹¹⁾。つまり、再結晶は大きな第二相粒子の周りで起こりやすくなる。それゆえ、本材料で観察されたZnとLaを主要元素とした1 μm以上の粒子寸法を有する比較的大きな晶出物が、再結晶核の生成サイトとして作用したものと推測される。

本材料は、Zr添加に起因して巨視的には未再結晶粒を基本組織としているが、微視的あるいは局所的にはLa系晶出物の存在に起因して一部再結晶組織が混在した組織となっている。特に、La添加量の増加とともにLa系晶出物の粒子寸法および含有体積率が増加し、その結果、再結晶核の生成サイトが増加すると、Zr添加に起因したピンニング効果を上回って再結晶が起こり、その再結晶粒組織の占める割合が増大するものと考えられる。なお、上述の結晶粒形態の現出は、熱間押出加工時の動的回復過程と冷却中の静的回復過

程の両方に影響されている¹²⁾。

本材料の板厚中央部での亜結晶粒および再結晶粒の各方向での粒径寸法をLa添加量にたいして整理した結果をTable IIに示す。また、Table IIより算出した亜結晶粒および再結晶粒の相乗平均した粒径寸法の変化を、再結晶粒組織の占める割合とともにLa添加量にたいしてFig. 4に示す。また、参考として、Zr無添加材(母合金; Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg)の再結晶粒の粒径寸法の変化を同時に示している。本合金で

Table II. Sizes in different directions for subgrain and recrystallized grain.

	Subgrain size d_s (μm)			Grain size d (μm)		
	L	T	S	L	T	S
00La	16.0	11.6	5.82	68.2	36.1	15.3
06La	14.4	7.80	4.08	45.1	24.4	9.67
12La	7.70	6.75	4.88	27.6	14.8	8.62
24La	5.53	6.50	3.74	21.2	12.1	7.21

L: Extrusion direction.
T: Width direction.
S: Thickness direction.

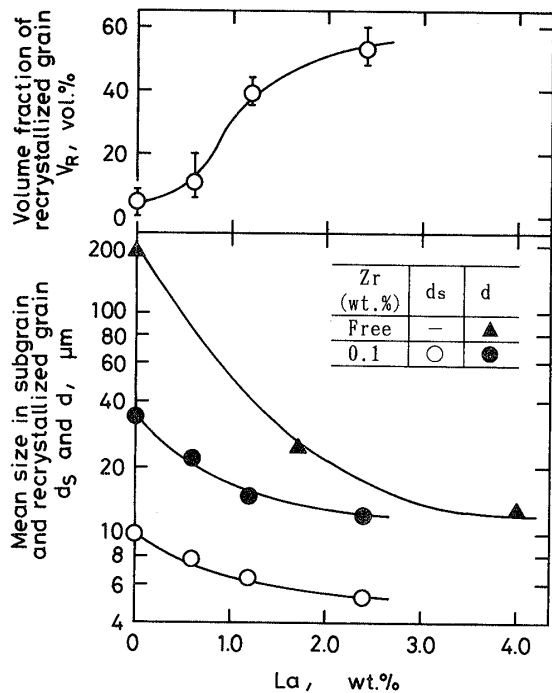


Fig. 4. Changes of size in (sub) grain and volume fraction of region for recrystallized structures with various La contents.

は、前述したように、再結晶挙動に及ぼす第二相粒子の効果の違いに起因して再結晶粒組織の占める割合は La 添加量とともに増加する。すなわち、微細な Al_3Zr 析出粒子のピンニング効果が顕著な状態では亜結晶粒組織が形成されるが、再結晶核の生成サイトとなる比較的大きな La 系晶出物の体積率が増加すると、局所的に再結晶がおり、亜結晶粒と再結晶粒とが混在した組織となる。本合金の場合、最大 2.34 wt.% La を添加した材料での再結晶組織の占める割合は約半分である。

Zr 無添加材は、La 添加量に無関係ですべて再結晶粒組織であり、その粒径寸法は初期の $200\text{ }\mu\text{m}$ から $20\text{ }\mu\text{m}$ まで La 添加量の増加とともに微細化している。一方、Zr 添加材においては、La 添加量に依存するが基本的には亜結晶粒組織である。00La (La-Free) 材では、一部再結晶組織が観察されるが、ほとんどすべての組織が亜結晶粒で占められている。この亜結晶粒は、押出方向に若干伸長した繊維状組織の内部に微細に存在する。板厚中央部においては、Zr 添加が組織微細化に有効に作用しているようである。06La (0.61 wt.% La) 材においても同様な亜結晶粒組織が観察され、その亜結晶粒径は 00La 材よりさらに微細になっている。すなわち、亜結晶粒の粒径寸法は、La 添加量の増加にともなって減少する傾向にある。Zr 添加材の亜結晶粒径は、La 添加量に依存するが、母合金の再結晶粒径と比較して非常に微細である。

一方、La 添加とともに観察される再結晶粒の粒径寸法も、亜結晶粒の場合と同様な挙動、すなわち、La 添加量の増加にともなって減少する傾向を示す。このように、本合金では、再結晶粒および亜結晶粒の粒径寸法は、La 添加量の増加とともに減少し、かつ母合金の再結晶粒径の $1/10\sim 1/20$ 程度と、かなり微細であった。

3・2 引張強度特性

Fig. 5 に Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg-0.1 wt.% Zr-x wt.% La 押出合金の引張特性と La 添加量との関係を示す。図中には、これまで報告した結果の一部も示した。00La (La-Free) 材の引張強さおよび 0.2% 耐力は母合金 (Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg) の 1.3 倍程度、破断伸び値は 5 倍程度に向上している。0.1 wt.% Zr 添加材の引張強さおよび 0.2% 耐力の値は、Zr-Free, La 添加材よりも高い値が得られた。すなわち引張特性の改善には、Zr の添加が非常に有効である。また、0.1 wt.% Zr 添加材の引張強さおよび 0.2% 耐力は、La 添加量が 1.2 wt.% 以上では、それ以下の La 添加量での値より低下している。

Fig. 4 に示しているが、本合金の組織中には再結晶粒と亜結晶粒が混在している。多結晶材料の降伏応力

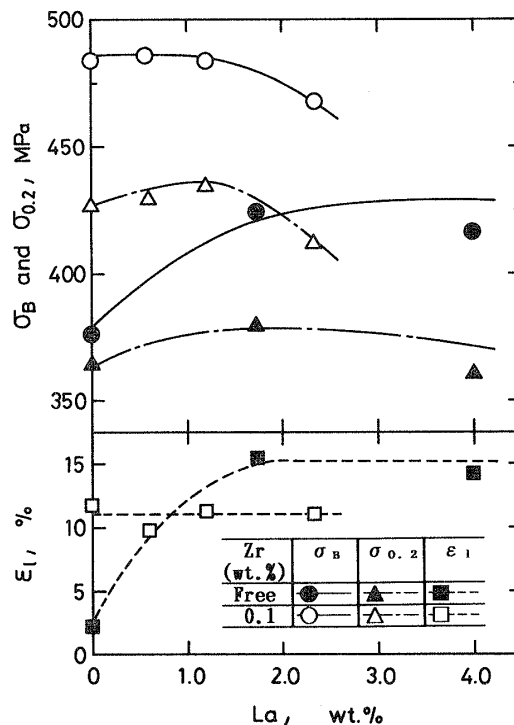


Fig. 5. The change in behavior of tensile properties for extruded Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg alloys with various Zr and La contents.

σ_Y は Hall-Petch の式で、また亜結晶粒からなる材料の変形応力 σ_s は次式のように修正された Hall-Petch の式で表現できる。

$$\sigma_Y = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad (3)$$

$$\sigma_s = \sigma_0 + K'd_s^{-p}d_s^{-1/2} \quad (4)$$

ここで、 σ_0 は亜結晶粒および再結晶粒を含まない焼なまし材の強度、 d は結晶粒径、 d_s は亜結晶粒径、 K, K' および p は実験定数である。式 (3), (4) によれば、結晶粒径および亜結晶粒径が小さくなるにつれて変形応力が増大する。その変化を Fig. 6 に模式的に示す。一般に、亜結晶粒組織を有する材料は、再結晶粒組織からなる材料より大きな降伏強度を示す。本合金においては、La 添加量が 1.2 wt.% までは亜結晶粒

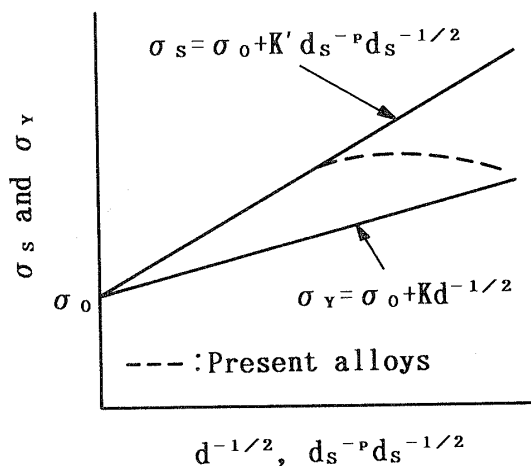


Fig. 6. Schematic explanation for relationship between yield stress and (sub) grain size.

径は La 添加量の増加にともない減少しており, また再結晶粒組織の占める割合もわずかである. したがって, 亜結晶粒組織の微細化に起因した降伏強度の向上が期待される. 一方, La 添加量が 1.2 wt.% 以上では, 亜結晶粒径は La 添加量の増加にともないわずかに減少するが, 逆に再結晶粒組織の占める割合は急激に増加する. それゆえ, Fig. 6 に破線で示すような降伏強度の変化が得られるものと推測される. 実験結果においても La 添加量が 1.2 wt.% までは, 合金の降伏強度 (0.2% 耐力) は La 添加量の増加にともない増加する傾向を示すが, それ以上では減少している. また, La 添加量が 1.2 wt.% 以上の合金における強度低下のもう一つの原因として, 基地中に分散している La 系晶出物などの比較的大きな第二相粒子の影響も考えられる. 比較的大きな第二相粒子は材料の破壊時には起点として作用するので, その分散形態あるいは形状が材料の強度を決定する重要なパラメータとなる. しかしながら現時点においては, 本合金の強度を結晶粒組織および第二相粒子で決定されるパラメータを用いて定量的に表すことはできていない.

一方, Zr 添加材の破断伸び値は, La の添加にはほとんど影響されず, 10~12% 程度の値が得られた. 走査型電子顕微鏡により破面観察したところ, 破面は延性ディンプルで構成されていた. また, ディンプル底には La 系晶出物と思われる第二相粒子が存在していた. したがって高い破断伸び値が得られたのは, Zr 添加によって結晶粒が微細化されたために粒界への応力集中が小さく, その結果, Al-Zn-Mg 系合金

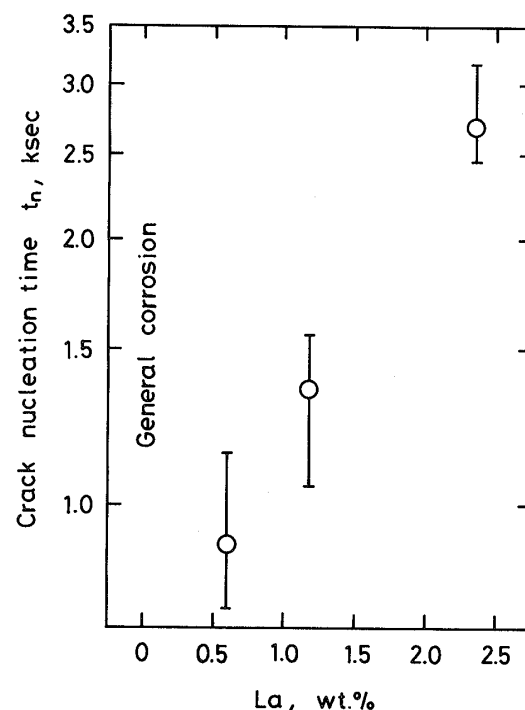


Fig. 7. Results of SCC test for Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg-0.1 wt.% Zr with various La contents.

で通常発生する粒界破壊が抑制され, しかも La 添加材中に存在する La 系晶出物が延性ディンプルの核になっていることに起因すると思われる.

3・3 耐 SCC 特性

Fig. 7 に Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg-0.1 wt.% Zr-x wt.% La 押出合金のき裂発生寿命と La 添加量との関係を示す. 図中のプロットは平均発生寿命

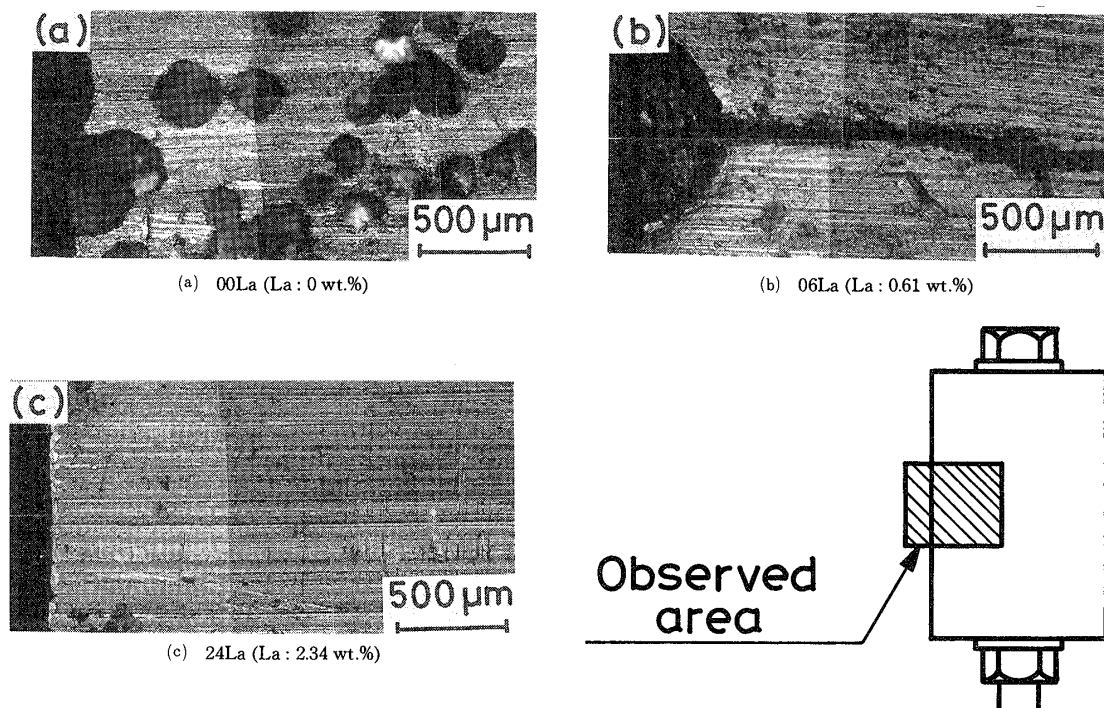


Fig. 8. Optical micrographs on SCC test specimen surfaces at 900 sec for Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg-0.1 wt.% Zr with various La contents.

(試験片 7 個の平均) で、発生寿命の最大および最小値も記した。La 添加材については、La 添加量の増加にともないき裂発生寿命が向上した。一方 00La (La-Free) 材については、試験片表面の腐食が著しいためにき裂発生寿命を確認できなかった。

Fig. 8 (a)~(c) は試験開始から 900 sec 後の試験片観察例である。各試験片の SCC 感受性の違いが明らかで、La 添加量の多いもの程 SCC 感受性が低い。すなわち、00La (La-Free) 材では試験片のほぼ前面にエッチピットが発生しているが、24La (2.34 wt.% La) 材ではエッチピットの発生はほとんどない。またき裂発生の起点は、エッチピットである (Fig. 8 (b) 参照)。

ところで、Day¹⁶⁾らは本供試材と同様な二層組織を有する押出材で SCC 試験を行っている。Day らの報告によれば、応力腐食割れき裂は粗大結晶粒の粒界 (大傾角粒界) に沿って成長し、その成長は微細結晶粒の粒界 (小傾角粒界) で停止する。すなわち、結晶粒界の形態によって SCC 感受性が明瞭に異なり、微細結晶粒界よりも粗大結晶粒界のほうが SCC 感受性が高いことを示した。そこで、本供試材の結晶粒組織とき裂成長形態の関係を調査した。その観察した例を Fig. 9 に示す。Fig. 9 に示した前段階、すなわち、き裂発生段階においては、複数個のき裂がほぼ同時期に発生した。その発生したき裂のうち、ある特定の条件を満足しているき裂のみが主き裂となり、Fig. 9 に示すような形態で板厚方向に成長した。主き裂と成り得なかったき裂は、粗大再結晶粒あるいは粗大再結晶粒と微細(亜)結晶粒との境界でその成長を止めた。そのために、時間の経過とともに粗大再結晶粒層は脱落した。すなわち、本供試材においても Day らの得た結果と同様の結果が得られ、微細結晶粒界よりも粗大再結晶粒界のほうが SCC 感受性が高いことが示された。つまり、本供試材は Zr 添加による組織制御が不完全であり、SCC 感受性の不均一性を有している。

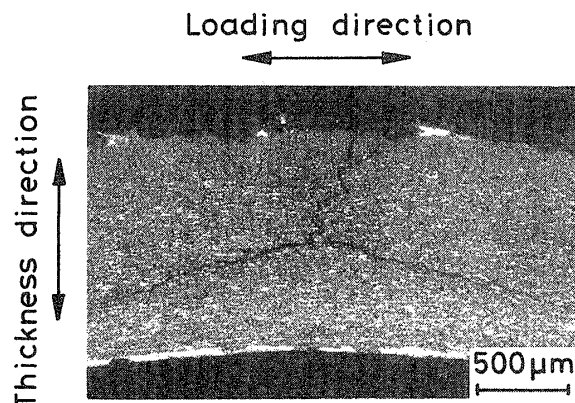


Fig. 9. An example of stress corrosion crack path in S-T section for Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg-0.1 wt.% Zr-2.4 wt.% La alloy.

組織制御の不完全さは、材料の製造条件に起因していると予測されるが、今後の課題として、この原因を明確にし Zr の添加効果を再検討する必要がある。

4 結 言

Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg に Zr を 0.1 wt.%, La を 0, 0.6, 1.2, 2.4 wt.% 添加した 4 種の押出合金を作製し、これらの引張特性、耐 SCC 特性の評価を行った。得られた結果をまとめると以下になる。

(1) 結晶粒形態は、供試材外周部は粗大粒、中心部は繊維状組織の二層組織となっていた。また、繊維状組織内部には、粒径が 10 μm 前後の非常に微細な亜結晶粒が形成されていた。

(2) Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg-0.1 wt.% Zr-x wt.% La 合金の引張特性は、Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg (母合金) のそれらよりも非常に優れていた。この引張特性の向上は、Zr 添加による微細亜結晶粒の形成によるところが大きい。

(3) Al-8 wt.% Zn-1 wt.% Mg-0.1 wt.% Zr-x wt.% La 合金の耐 SCC 特性は、La 添加量の増加にともない向上した。供試材の組織は二層組織となっており、組織形態によって SCC 感受性が異なっていた。

参 考 文 献

- 1) 岸 陽一, 広瀬幸雄, 佃 市三, 永井滋一, 東 健司, 材料, **42**, 990 (1993).
- 2) 岸 陽一, 広瀬幸雄, 佃 市三, 永井滋一, 東 健司, 材料, **43**, 210 (1994).
- 3) 伊東吾朗, 菅野幹宏, 江藤武比古, 宮木美光, “アルミニウムの組織と性質”, p. 296 (1991) 軽金属学会
- 4) 馬場義雄, “アルミニウム材料の基礎と工業技術”, p. 161 (1985) 軽金属協会
- 5) D. S. Thompson, Met. Trans., **6A**, 671 (1975).
- 6) Standard Recommended Practice for MAKING AND USING C- RING STRESS- CORROSION TEST SPECIMENS, ASTM, G38, 1003 (1979).
- 7) アルミニウム合金材料の応力腐食割れ試験方法, 日本工業規格, H8711 (1977).
- 8) 鈴木 寿, 菅野幹宏, 斉藤 洋, 軽金属, **33**, 399 (1983).
- 9) 鈴木 寿, 菅野幹宏, 斉藤 洋, 軽金属, **36**, 22 (1986).
- 10) 藤倉潮三, “アルミニウム材料の基礎と工業技術”, p. 124 (1985) 軽金属協会
- 11) 伊藤邦夫, “アルミニウム材料の基礎と工業技術”, p. 111 (1985) 軽金属協会
- 12) 大堀紘一, 竹内 庸, “アルミニウム材料の基礎と工業技術”, p. 79 (1985) 軽金属協会
- 13) E. O. Hall, Proc. Phys. Soc., **64**, 747 (1951).
- 14) N. J. Petch, J. Iron and Steel Inst., **174**, 25 (1953).
- 15) D. J. Abson and J. J. Jonas, Met. Soc. J., **4**, 24 (1970).
- 16) M. K. B. Day, A. J. Cornish and T. P. Dent, Met. Sci. J., **3**, 175 (1969).