Al-Li 合金の力学的性質^{*1}

Mechanical Properties of Al-Li Alloy

金 教 漢^{*2}・岸 輝 雄^{*3}

Kyo Han KIM, Teruo KISHI

砂 川 恵^{*3}・小 原 嗣 朗^{*3}

Megumi SUNAKAWA and Shiro KOHARA

Key Words: Al-Li Alloy, Mechanical Property, Fracture Mechanism, Fracture Toughness, Acoustic Emission, Optimum Heat Treatment Condition

Abstract

Based on the results of tensile and fracture toughness tests and AE detecting method, mechanical properties of Al-Li alloy are examined. Specimens tested were heat-treated in three different conditions, i. e., T_{42} , T_6 , and T_8 ones. The tensile characteristics and fracture toughness of the alloy are discussed in detail. Any effect of cold-rolling on the fracture toughness could not be founded. Fracture surface of T_{42} specimens was that of transgranular, while those of T_6 and T_8 specimens were entirely intergranular and secondary cracks perpendicular to crack plane were observed. The fracture mechanism of this alloy is proposed according to the AE activities during the fracture toughness test and the crack jump size calculated using the compliance method. The fracture toughness K_{Ic} is also calculated by a ductile fracture model, which shows a good agreement with experimental results.

1. 緒 言

Al-Li 合金は従来の Al 合金に比べて同等またはそれ以上の強度を有し、かつ低密度、高弾性率の特性を持つので、将来航空機構造材料として重要な役割を果たす材料として期待され、その実用化をめざし研究が進められている¹⁻³⁾。この Al-Li 合金は他の高強度 Al 合金と同様に時効処理によって強度が上昇するが、その強度に比較して靱性が低く、この靱性の向上が Al-Li 合金開発の大きな課題となっている。本研究では、新世代の Al-Li 合金として、従来の 7000 系合金、2000 系合金より密度を約 10% 低減し、弾性率を約

10% 向上させた DTD XXXA の合金成分をもつ材料を用い、その熱処理条件および予加工条件を変えることによって組織を変化させ、これら材料の引張特性および破壊靱性を求めた。そしてまた、破面解析および AE (Acoustic Emission) 計測を行い、Al-Li 合金の破壊機構を明らかにし、それをもとに高靱性合金を得る最適加工、熱処理条件を追求する。

2. 実験方法

本実験に用いた供試材はアルゴン雰囲気において溶解、鑄造された。その化学成分を第 1 表に示す。本合金のおもな特徴は、従来の Al-Li 合金に比べて、Mn の代りに再結晶による結晶粗大化を抑制するため Zr を添加し、かつ Cu の量を減らしたことである。510~540°C で溶体化処理後、熱間および冷間圧延により素材を作製し、それより引張試験片、およびコンパクト・テンション (C. T.) 破壊靱性試験片を加工した。また、熱処理条件、予加工の影響を調べるために第 1 図のような熱処理および予加工を行った。 T_{42} 材は自然時効を行ったものであり、 T_6 材は人工時効を 168°C で行った合金で、その強度を最高強度 (Peak Aging: P. A.) にしたもの、それに対して短い時効時間 (Under Aging: U. A.) および過時効 (Over Aging: O. A.) に変化させた試片を用いている。 T_8 材は、2, 7, 10% の予ひずみを冷間圧延で与えた後に人工時効を行ったものである。第 2 図は熱処理を施した材料から機械加工によって作製した破壊靱性試験片 (C. T. 試験片)、および引張試験片の形状、寸法を示す。C. T. 試験片は圧延方向に対して L-T 方向に切り出したものであり、厚さは 6.35 mm でそれ以外は ASTM 規格の 1 TCT 試験片と同様の寸法形状である。引張試験片 (L 方向) は標点間距離 40 mm、幅 10 mm、厚さ

^{*1} 昭和 60 年 7 月 19 日、第 27 回構造強度に関する講演会に於て講演。昭和 61 年 9 月 16 日原稿受理

^{*2} 東京大学大学院

^{*3} 東京大学工学部境界領域研究施設

第1表 試験片の化学成分

	Li	Cu	Mg	Zr	Fe	Si	Ti	Al
Tensile	2.42	1.20	0.60	0.13	0.12	0.04	0.05	bal
C.T.	2.47	1.22	0.67	0.12	0.02	0.04	0.03	bal

第1図 試験片の熱処理および予加工条件

第2図 破壊靱性および引張試験片の形状および寸法

1.6 mm である。

第3図に T_8 材の光学顕微鏡写真を示す。亜粒界の小さな等軸粒を除外すると大きく延伸した結晶粒が見られ、その長さは短いもので約 $5\mu\text{m}$ 、長いものでは $100\mu\text{m}$ から特に長いものは 2mm で平均 $300\sim 400\mu\text{m}$ 、幅は $5\mu\text{m}$ 程度の細長い形状を示している。破壊靱性試験は ASTM E-399 規格に準拠し、室温、大気中で引張速度 0.5 mm/min で行い、応力拡大係数 (K) の算出は (1) 式を用いた。疲労予き裂は規格に従い 5 mm 導入し、 $a/W=0.5$ として破壊靱性試験に供

第3図 T_8 材の光学顕微鏡写真

第4図 AE計測系のブロック図

した。

$$K = (P/B) \cdot W^{1/2} [29.6(a/W)^{1/2} - 185.5(a/W)^{3/2} + 655.7(a/W)^{5/2} - 1017.0(a/W)^{7/2} + 638.9(a/W)^{9/2}] \quad (1)$$

ここで、 P : 荷重、 a : き裂長さ、 B : 板厚、 W : 板幅を示す。

破壊靱性試験では2チャンネル・コインシデンス法によるAE計測も行った。AE計測にはPAC 3004を用いた。その計測システムのブロック図を第4図に示す。変換子は 200 kHz の共振周波数を持つ R-15 を、また $100\sim 300\text{ kHz}$ の band-pass filter を用い、AE事象数とエネルギーおよび振幅分布を収録した。

3. 実験結果

3.1 引張特性 第5図に、 T_8 熱処理材の時効時間の関数として、 0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$)、引張強さ (σ_b) および全伸び (ϵ_f) の結果を示す。引張試験の場合、 $168^\circ\text{C} \times 50\text{ h}$ の時効条件が最高強度 (P.A.) を与えている。 T_{42} 材と T_6 、 T_8 材の P.A. 熱処理の条件での引張試験の結果を第2表に示す。得られた結果は三本以上の試験片の平均値である。加工硬化指数 (n) は 1%

より大きい伸びに対して最小二乗法により求めた。予加工を受けた T_6 材が T_6 材より若干高い強度を示しているが、本材料の降伏応力 (Y. T. S.), 引張応力の

第5図 T_6 材の 168°Cでの時効時間による引張特性の変化

第2表 T_{42} , T_6 , T_8 材の引張特性

	Y. T. S. (MPa)	U. T. S. (MPa)	ϵ (%)	n
T_{42}	238	375	11	0.21
T_6	392	490	5.3	0.11
T_8 (2%)	400	505	4.7	0.10

第6図 T_6 P. A. 材の荷重～開口変位曲線

最大値 (U. T. S.) は夫々約 400 MPa, 500 MPa といえる。また弾性定数は 79 GPa であった。

3.2 破壊靱性 第6図に破壊靱性試験における荷重 (P) ～開口変位 (COD) 曲線を示す。同時に、大振幅 AE の事象数と AE エネルギーを示す。これら P ～COD 曲線より 5% オフセット法により求めた K_Q の値を第3表にまとめている。この第3表の第4行に板厚条件を示してあるが、 $D=2.5(K_Q/\sigma_{ys})^2/B$ の値が 1 以下になってはじめて平面ひずみ条件が満足されることになるので、本実験の範囲では K_{Ic} は直接には求まらない。

第7(a)図に破断後のマクロ写真および第7(b)図にその模式図を示す。疲労き裂前縁から shear lips が見られ、モード III のせん断型の破壊が生じていることが観える。そこで shear lips の幅と K 値との関係を第8図のように求め、最小二乗法で shear lips の幅をゼロに外挿した K 値を $K_{Ic}(\text{Extra.})$ として求めた。もちろん、この値も厳密な意味での K_{Ic} を与えないが、より K_{Ic} に近い値と期待される。求められた値は第3表に示されており、 T_6 材では $25\sim 28 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, T_8 材で $22\sim 25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ であって、 T_6 材の方が若干

第7図 破断面 (a) 光学顕微鏡写真, (b) 模式図

第3表 K_Q , $K_{Ic}(\text{Extra.})$, K_{ss} , および M , D 値

	K_Q (MPa $\sqrt{\text{m}}$)	$D=2.5(K_Q/\sigma_{ys})^2/B$	$K_{Ic}(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})$ (Extra.)	$M=$ (dJ/da)(E/σ_{ys}^2)	K_{ss} (MPa $\sqrt{\text{m}}$)
T_{42}	30.1	6.4			
U.A.-1(2 h)	37.3	4.9			
U.A.-2(20 h)	32.8	3.1	27.5	0.62	53.2
T_6 P.A. (70 h)	28.5	2.1	25.3	0.25	39.6
O.A.-1(300 h)	28.3	2.5			
O.A.-2(1,000 h)	25.2	5.8			
T_8 U.A.-2(20 h)	31.1	2.7	25.3	0.26	42.8
(2%) P.A.	26.3	1.7	22.1	0.10	34.5

すぐれており、かつ U. A. 材が P. A. 材より若干高い。これらの値は同程度の強度を有する 2014 T₆₅₁ の $K_{Ic} = 27 \sim 30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ の値よりは若干低い。

K_{Ic} と同時に、き裂進展抵抗の大きさを示す Tearing Modulus $M = (dJ/da)(E/\sigma_{ys}^2)$ および K_I の最大値 K_{ss} が重要となる (ここで J は J 積分値を示す)。そこで、コンプライアンスを求め、 $V_i(a/W) = B \cdot C \cdot E$ (ここで B : 板厚, C : コンプライアンス, E : 弾性率) および Roberts の関係式⁴⁾ より、き裂進展量 Δa を計算し、 $K \sim \Delta a$ の関係を求めたのが第 9 図である。 $J = K^2/E$ の関係式を用いて求めた M , および K_{ss} を

第 3 表の 6 列, 7 列に示す。U. A. 材と P. A. 材では K_Q , K_{Ic} (Extra.) はほぼ等しいが、U. A. 材の方が M , K_{ss} が大きくてき裂進展に対する抵抗が大きいといえる。

以上、第 2 表および第 3 表に示したように、T₄₂ 材は低強度ゆえに検討の対象にならない。また、T₈ 材は 2% の予ひずみを導入したにもかかわらず、 K_Q , M , K_{ss} とも T₆ 材より低くなり、予ひずみの量を 7, 10% とした場合、更に破壊靱性が低下した。したがって本合金では、強度、靱性のバランスを考えると、T₆ の P. A. 材を若干 U. A. 材に近い状態で用いるのが

第 8 図 Shear-lips 幅による K_I の変化と外挿した K_{Ic}

第 9 図 T₆, T₈ 材の応力拡大係数 K_I のき裂長さによる変化

第 10 図 破断面の走査電子顕微鏡写真

最良と結論しうる。

4. 破壊過程の考察

ここで、破壊の進行過程を検討する。第10図は走査電子顕微鏡による破面観察の結果である。T₄₂材は典型的な粒内延性破面を示すが、T₆、T₈材は粒界破

第11図 破壊靱性試験中のAE振幅分布

面を呈しており特徴的なことは垂直二次き裂が、明瞭に観察されることである。この二次き裂の大きさは20~30 μm から大きいものでは300~400 μm であり、第3図のL-S面に見られる伸びた粒界の大きさに対応している。

一方、第11図に示すように、 K_Q 以前に計測されたAE信号の振幅は大小二つの分布に分けられる。一般にAl合金では小振幅AEは粒界割れおよび介在物、析出物の割れ、はく離に伴う微視割れ形成に、大振幅AEは生じた微視割れの合体過程に対応する⁵⁾。第6図に示すように小振幅AEは疲労予き裂を導入した $K=0.4K_Q$ のレベルより生じ、この領域ですでに微視割れが生じている。大振幅AEの生ずる K 値はほぼ $K_E=(0.8\sim0.85)K_Q$ であり、 K_E と K_Q の間で数十個の大振幅AEに対応した微視割れ合体過程が生じているものと考えられる。このプロセスで板厚方向に割れが貫通したときのき裂進展長さ($=0.02a$)すなわち400 μm 程度の主き裂進展が生じ、ポップインによる応力低下に結びついている。以後、この過程の繰り返しにより主き裂が進展すると考えられるが、第9図に示し

第12図 き裂ジャンプ・モデルの模式図

たようにコンプライアンス法で求めた各々のポップインによるき裂進展のジャンプ量 400~500 μm はこのき裂進展の過程をよく表しており、第 10 図(b)、(c)の二次き裂の最大大きさもほぼこの割れ素過程に対応している。

以上の破壊プロセスを模式的に示したのが第 12 図である。き裂進展は、(a)粒界微視割れと二次き裂の形成、および(b)微視割れの合体が板厚方向に生じ 300~400 μm の主き裂が進展するプロセスよりなり、かつ(c)以上の機構の繰返しにより最終破壊にいたっている。今、き裂先端塑性域の大きさ、 ω 、は平面ひずみ状態と評定しても、 $\omega = (1/3\pi) \cdot (K_{Ic}/\sigma_{ys})^2$ の関係より 500~600 μm 程度と評価されるので、以上のき裂進展プロセスは塑性域内で生じたものと言える。

ここで 400 μm 程度の断続的なき裂進展を考え、それに立脚した破壊モデルより破壊靱性 K_{Ic} の値の定量的導出を試みる。このモデルではき裂先端約 400 μm の位置におけるひずみ ϵ が破断ひずみに到達した段階で主き裂進展が生じると考えられるので、その場合 K_{Ic} は、

$$K_{Ic} = \sqrt{E \cdot \sigma_{ys} \cdot \epsilon_f \cdot X_c \cdot \beta} \quad (2)$$

と与えられる⁶⁾。ここで、 E : 弾性率、 σ_{ys} : 降伏応力、 ϵ_f : 破断ひずみ、 X_c : き裂先端から破壊ユニットまでの距離、 β : 定数である。Hahn ら⁷⁾によれば、き裂進展の三軸応力下での破断ひずみ ϵ_f は単軸引張試験の伸びひずみの約 1/3 である。三軸応力下では $\beta = \pi$ となり、 $E = 79 \text{ GPa}$ 、 $X_c = 0.4 \times 10^{-3} \text{ m}$ (400 μm)、 $\sigma_{ys} = 392 \text{ MPa}$ 、 $\epsilon_f = 0.017$ を代入すると、 T_6 材 P. A. の K_{Ic} は $K_{Ic} = 25.7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ となり、外挿によって求めた K_{Ic} (Extra.) と良い一致を示す。

以上、微視割れ合体による破壊モデルとそれに基づく K_{Ic} 値の導出を試みたが、以上の結果より、今後、本合金の破壊靱性を向上させるには、微視的には微視粒界割れおよび二次き裂形成を合理的に導入するような粒界制御が、巨視的には板厚方向に伸びた粒径の制御が有効であると結論しうる。

5. 結 論

本論文では、DTDXXXA の合金成分をもつ Al-Li 合金の自然時効材 T_{42} 、人工時効材 T_6 材、および予加工人工時効材 T_8 の 3 種類を用い、時効条件を種々変化させて、力学的性質特に破壊靱性について研究を進め、以下の結論を得た。

1) 本合金 T_6 、 T_8 処理材の最高強度における弾性定数は 79 GPa、降伏応力 390~400 MPa、引張強さ

490~500 MPa、伸び 4.7~5.3%、加工硬化指数 0.1 であった。

2) 破壊靱性は時効進展に伴って減少し、最高強度 (P. A.) で 26~28 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ であり、 T_6 材の方が T_8 材より高く予加工による破壊靱性の向上は認められなかった。強度、靱性のバランスから見ると、 T_6 の P. A. 材を若干時効時間の短い (U. A.) 条件で用いるのが最適と結論された。

3) 破断面は、 T_{42} 材は粒内延性破面、 T_6 、 T_8 材は粒界破面が支配的であった。また、破面に垂直な 400~500 μm にもいたる垂直二次き裂が多数観察された。

4) 本合金の割れ機構は、主き裂先端に粒界微視割れおよび二次き裂が生じ、それら微視粒界割れが板厚方向に合体することにより主き裂進展が生ずる。この過程は AE 信号およびコンプライアンス法によるき裂ジャンプ量によっても確認された。このモデルに基づく K_{Ic} の引張特性値よりの計算値は、実験結果よりの推定値と良く一致した。

5) 微視的には粒界破壊、巨視的には伸張粒界の大きさを制御することにより、今後破壊靱性の向上が期待される。

本研究に於て、供試材を提供して下さい、又有益な助言を寄せられた富士重工業(株)航空機技術本部の各位に厚く御礼申しあげる。

参 考 文 献

- 1) Miller, W. S., Cornish A. J., Tichener, A. P. and Bennett, D. A.: Development of Lithium Containing Aluminium Alloys, Al-Li Alloy II, Proc. 2nd Intern. Al-Li Conf., The Metallurgy Society of AIME, 1983, pp. 335-360.
- 2) Peel, C. J., Evans, B. and Baker, C. A.: The Development and Application of Improved Al-Li Alloys, *ibid.*, pp. 363-392.
- 3) Cross, C. E., Olson, D. L., Edwards, G. R. and Capes, J. F.: Weldability of Al-Li Alloys, *ibid.*, pp. 675-682.
- 4) Tada, H., Paris, P. and Irwin, G.: The Stress Analysis of Cracks Handbook, Del Research Corporation, Hellertown, Pennsylvania, 1973.
- 5) 大平貴規, 岸 輝雄: Al-Zn-Mg-Cu 系高力合金の破壊靱性に及ぼす微量 Fe 含有量の影響とき裂進展過程, 軽金属, 34 (1984), pp. 411-420.
- 6) 岸 輝雄, 大山英人, 金 教漢: 針状 α 組織を有する Ti-6Al-4V 合金のき裂進展機構と破壊靱性, 鉄と鋼, 72 (1986), pp. 123-130.
- 7) Hahn, G. T. and Rosenfield, A. R.: Source of Fracture Toughness, The Relation between K_{Ic} and the Ordinary Tensile Properties of Metals, ASTM-STP 432 (1968), pp. 5-31.