7475アルミニウム合金板の延性に及ぼす 材料組織の影響*

平野 清一**・吉田 英雄**

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 48, No. 5 (1998), pp. 228-231

Effect of microstructures on formability of 7475 aluminum alloy sheets*

Seiichi HIRANO** and Hideo YOSHIDA**

A 7475 aluminum alloy sheet was prepared by hot rolling, intermediate annealing, cold rolling and solution heat treatment followed by water quenching and final heat treatment of either annealing or natural aging. Equiaxed fine grain structure and anisotropy of the specimens were almost the same. Formability was evaluated by the Erichsen and bend tests. Higher post-uniform elongation led to better formability. Formability was associated with solute atoms and precipitates. Solute atoms localized slip deformation and promoted the formation of microbands which led to shear bands. Fine precipitates below $0.1\ \mu\text{m}$ were also supposed to deteriorate the formability by preventing dislocation motion. In contrast, precipitates from 0.2 through $0.5\ \mu\text{m}$ in size were good for uniform deformation.

(Received August 28, 1997)

Keywords: 7475 aluminum alloy, formability, heat treatment, precipitation, n -value

1. 緒 言

金属板の成形性は、引張試験から求まる伸び、加工硬化指数 (n 値)、塑性ひずみ比 (r 値) と各種成形試験値との関係から、しばしば議論されてきた¹⁾。

アルミニウム合金板は各種成形部材として使われており、成形性の評価において、引張試験値と成形試験値との相関が報告されている。このうち、特に延性支配の成形性試験値と、引張試験結果との関係が論じられてきている。例えば、R. Grimes らは純アルミニウムおよび Al-Mg 合金の焼なまし板で引張試験での破断伸びが大きい材料ほど、エリクセン値が大きいことを報告している²⁾。また、竹島らは熱処理型アルミニウム合金の 2036, 6061, 6009, 7N01 合金板において、引張試験の全伸びや n 値が大きいほど最高張出高さが大きいことを報告している³⁾。しかし、ひずみ量に対し一定の n 値での議論であり、 n 値が真ひずみとともに大きく変化する場合には、どのひずみ量での n 値で議論するかが重要である。小原らは、少なくとも 2 点法で n 値を求める場合にはそれらの点が応力-ひずみ曲線の直線範囲内であることを確かめる必要があると指摘している⁴⁾。

以上に示した延性や n 値は、金属組織の影響を大きく受けるので、解析にあたっては金属組織を考慮する必要がある。ところで、7475 合金は航空機にも用いられる高強度合金であり、焼なましあるいは焼入れままの状態ではプレス成形されることがある。さらに、本合金は熱処理条件に応じて導電率に

約 20 IACS% の変化があり⁵⁾、固溶析出状態がマイクロ組織に現れやすい。したがって、材料組織と延性との関係を考察するには適している。本報では、固溶析出状態が著しく異なる 7475 合金の焼なまし板および T4 材を用いて延性にかかわる成形性試験を行い、それらの結果と引張試験結果との関係について金属組織学的な観点から考察した。

2. 実験方法

Table 1 に示す化学成分の 7475 合金鋳塊を、工場にて板厚 8 mm まで熱間圧延し、 480°C -4 h の中間熱処理後厚さ 1 mm まで冷間圧延した板を供試材とした。これを実験室においてソルトバス中で 480°C -5 min の溶体化熱処理、水焼入れにより、結晶粒径を一定にした。その後、最終熱処理を施した。最終熱処理条件は、**Table 2** に示す 350°C 焼なまし (O-350)、 410°C 焼なまし (O-410) および T4 の 3 種類とし、得られた試料を各種試験に供試した。

材料の評価試験としては、① JIS5 号試験片を用いた引張試験、② JIS-A 法に従い潤滑剤としてジョンソンワックスを用いたエリクセン試験、および③曲げ半径 0 t および 1 t

Table 1 Chemical composition of a 7475 aluminum alloy investigated (mass%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.03	0.04	1.6	<0.01	2.3	0.17	5.7	0.03	bal.

* 軽金属学会第81回秋期大会 (平成 3 年 11 月) にて一部発表。

** 住友軽金属工業(株)研究開発センター (〒455-8670 名古屋港区千早 3-1-12)。Research & Development Center, Sumitomo Light Metal Ind., Ltd. (3-1-12. Chitose, Minato-ku, Nagoya-shi, Aichi 455-8670)。

Table 2 Final heat treatment conditions

O-350	Annealing at 350°C for 6 h
O-410	Annealing at 410°C for 1 h
T4	Natural aging for 2 weeks

Fig. 1 Effect of final heat treatment condition on tensile stress-strain curves of longitudinal specimens at an engineering strain rate of $1.7 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

の180°曲げ試験とした。これらの試験結果の相関関係を検討し、金属組織学的な観点から考察した。

引張試験は、圧延方向に対して0°, 45°および90°方向を引張軸とする3方向とし、クロスヘッド速度を10 mm/minとした。全伸び (ϵ_t) は試験片の突合せで求めた破断伸びとし、一様伸び (ϵ_u) は、荷重-変位曲線において、荷重が低下し始める瞬間の公称伸びとした。また、引張試験に用いたものと同一形状の試験片を用いて、伸び10%において、引張方向に直角な方向での試験片の変形量を求めて r 値を算出した。

さらに、引張試験での変位 ϵ_i および荷重 P_i から求まる真ひずみ ϵ_i および真応力 σ_i を用いて、(1) 式の関係から n_i 値を求めた。

$$\sigma_i = K \cdot \epsilon_i^n \quad (K: \text{係数}) \quad (1)$$

この際、既報⁶⁾と同様に、まず荷重データをスムージングしセレーションの影響を除去してから、 n 値を計算した。

3. 実験結果および考察

供試材はいずれも結晶粒径が約10 μm の等軸微細粒組織で、供試材間で差がなかった。また、 r 値も差はなかった。したがって、以降で述べる試験結果にこれらの要因の影響はないと考える。

3.1 引張試験結果と成形性との関係

Fig. 1 には各最終熱処理材の引張試験における荷重-変位曲線を示す。T4 材では降伏点伸びが認められ、高ひずみ域からセレーションが認められた。一方、焼なまし材では階段状の粗いセレーションが認められた。このようなセレーションの違いは、Pink⁷⁾ による最終熱処理条件の異なる材料の引張試験でも認められている。**Fig. 2** には引張試験結果を示す。引張強さおよび耐力は、焼なまし材が T4 材よりも小さく、焼なまし条件による差はほとんどなかった。**Fig. 3(a)**

Fig. 2 Tensile properties in the longitudinal direction. et: total elongation, eu: uniform elongation **Fig. 3** Formability of the sheets after final heat treatment (a). Erichsen value, (b) result of bend test (t: sheet thickness, R: bending radius).

に示すエリクセン値では O-350 材が最も大きく、ついで O-410 材、T4 材の順となった。曲げ性についても、O-350 材が最も良好で、ついで O-410 材、T4 材の順となった (**Fig. 3(b)**)。これらの成形性の良好な順番と引張試験での伸び (ϵ_t) の大小とは対応しなかった。つまり、引張試験の伸びの最も大きかった T4 材で必ずしもエリクセン値および曲げ性が良好ではなかった。しかし、この伸びを一様伸びと局部伸び ($\epsilon_t - \epsilon_u$) に分けて考えると、局部伸びが大きい材料ほどエリクセン値および曲げ性が良好な結果となった。

3.2 n 値の変化

真ひずみに対する各材料の n 値を **Fig. 4** に示す。 n 値の変化は、最終熱処理条件に応じてまったく異なった。すなわち、焼なまし材では真ひずみの増加とともに n 値が大きく低下した。O-350 材と O-410 材との比較では、O-350 材の方が真ひずみに対する n 値の低下がやや大きかった。T4 材では n 値は真ひずみの増加とともに増加し、真ひずみ 0.08 付近で極大値をとった後、減少した。さらに、焼なまし材と T4 材との n 値の数値の比較では、真ひずみ 0.05 付近までは T4 材よりも焼なまし材の方が、これを越えた真ひずみでは T4 材の方が大きかった。

このように材料により真ひずみに対する n 値の変化には特

Fig. 4 The n -value vs. true strain curves in the tensile test corresponding to Fig. 1.

Fig. 5 Transmission electron microscopy (TEM) images after final heat treatment showing distribution of precipitates.

徴があり、従来の報告にあるように、単純に n 値の大小で成形性試験結果を解釈できなかった。

3.3 各最終熱処理材の変形形態と金属組織との関係

前節で示した材料によって異なる真ひずみに対する n 値の変化を理解し、延性との関係を考察するために、各最終熱処理材の金属組織を調査した。

まず、溶質原子の固溶析出状態を検討した。Fig. 5 に、各試料の TEM 観察による析出物分布を示す。O-350材では、 $0.2 \sim 0.5 \mu\text{m}$ の大きさの析出物が多く分布していた。EDX 分析結果から、これらは η 相 (MgZn_2) と考えられるマトリックスに対して非整合な化合物であった。O-410材では、 AlZnMgCu 系の板状相、微細な η' 相および AlMgCr 系化合物 (E 相) が分布していた。また、導電率 (Fig. 6) は、O-350材の方が O-410材よりも $0.7 \text{ IACS}\%$ 大きく、O-350材の方が O-410材より析出が進行しており固溶原子が少ないと言える。T4 材では Zn および Mg はほとんど固溶もしくは GP ゾーンを形成していると考えられる。なお、Fig. 5 の

Fig. 6 Electrical conductivity after final heat treatment.

Fig. 7 TEM images of the specimens deformed by 10% in tension.

Fig. 8 Scanning electron microscopy images of fracture surface.

TEM で観察される $0.1 \mu\text{m}$ 以下の微細化合物は AlMgCr 系析出物であった。

次に、変形に及ぼす固溶析出状態の影響を調べるために、所定の変形後の金属組織を観察した。Fig. 7 には、T4 材において n 値が極大値をとった後のひずみに相当する 10% 引張変形後の TEM 組織を示す。第二相粒子が多く固溶原子が少ない焼なまし材 (O-350) では、動的回復が進行していた。しかし、T4 材では Zn, Mg および Cu の固溶原子が多く存在するため、変形とともに粒内に不均一変形を示すマイクロバンドが形成されていた。このようなマイクロバンドは、いくつかの結晶粒を横切って巨視的なせん断帯に成長し⁸⁾、破壊に至り局部伸びの低下をもたらす。

以上のような固溶析出状態の差による変形の特徴は、Fig. 8 に示す引張試験片の破面にも現れた。焼なまし材では

第二相粒子近傍で回復が進み、第二相粒子の周囲にディンブルを形成しながら均一変形して破壊に至った様子がうかがえた。固溶原子 (Zn, Mg, Cu) が多い T4 材では、マイクロバンドが成長しせん断帯が形成され破壊に至った様子がうかがえた。つまり、T4 材において、引張試験での伸びが大きかったがエリクセン試験での張出し、曲げ性が劣った理由は、これらの成形ではいずれもひずみが局所的に集中し広い領域に分散できないので、せん断帯が形成されやすく破断したためと考えられる。

7000系合金の固溶析出状態と成形性との関係については、松田らも 7N01合金の焼なまし材において、焼なまし温度を変えて母相中の固溶原子量を種々に変えた実験で、固溶原子量が多い場合には、流動応力が高かつせん断変形が生じやすくなるため、成形性が劣ることを報告している⁹⁾。

また、F. Barlat ら¹⁰⁾は、結晶粒組織と集合組織に差がない 7075合金の T6 亜時効材および過時効材の実験で、成形性が固溶析出状態に影響されることを指摘している。

このような金属組織の変化は真ひずみに対する n 値の変化も起こす。つまり、回復しやすい組織の O-350材では真ひずみの増加とともに n 値が大きく低下する。固溶原子が O-350材よりもやや多い O-410材では回復の程度が O-350材よりも小さく n 値の低下もやや小さい。T4 材では加工硬化が進行している間は n 値が増加するが、マイクロバンドが形成されてからは n 値が低下する。

以上のように、延性は金属組織に依存しており、固溶原子が多い場合にはマイクロバンドが形成されやすくこれがせん断帯に成長し破壊に至るが、焼なまし材のように、0.2~0.5 μm の析出物が多く存在すると動的回復を促進し、延性が得られることが明らかとなった。

4. 結 言

各種最終熱処理を施した 7475合金板の成形性は、以下にまとめられる。

(1) 延性にかかわる成形性評価のエリクセン試験および曲げ試験では、350°C焼なまし (O-350) 材が最も良好で、ついで 410°C焼なまし (O-410) 材、T4 材の順に劣る結果となる。エリクセン値および曲げ性は、局部伸びが大きい材料ほど良好である。

(2) 変形挙動の差は、Mg, Zn, Cu 等の原子の固溶析出状態に依存し、固溶原子が多いとマイクロバンドを形成し、これが成長してせん断帯を形成しやすく、変形が制限される。固溶原子が多い T4 材では一軸引張りではひずみが分散されやすく伸びが大きい、エリクセン試験のような二軸変形ではひずみが局所集中するため変形しにくい。一方、O-350材に多く観察されるマトリックスと非整合な均一で 0.2~0.5 μm の大きさの第二相粒子は動的回復を促進し、延性を著しく向上させる。

(3) n 値の変化と材料組織との関係では、回復しやすい組織の O-350材では真ひずみの増加とともに n 値が大きく低下する。固溶原子が O-350材よりもやや多い O-410材では O-350材よりも回復の程度が小さく n 値の低下もやや小さい。T4 材では変形初期は n 値が増加するが、マイクロバンドが形成されてからは n 値が低下する。このように、 n 値は真ひずみとともに、金属組織に依存して変化する。

参 考 文 献

- 1) 例えば、日本金属学会編：金属便覧改訂 5 版，(1990)，1180.
- 2) R. Grimes and J. C. Wright: Sheet Met. Ind., (1967), 391.
- 3) 竹島正博，菅又 信，金子純一：軽金属，33 (1983)，610.
- 4) 小原嗣朗，勝田基嗣：軽金属，28 (1978)，277.
- 5) 吉田英雄：軽金属，41 (1991)，331.
- 6) 内田英俊，吉田英雄：住友軽金属技報，37 (1996)，1.
- 7) E. Pink: Acta Metall., 37 (1989)，1773.
- 8) A. Kobel and P. Martin: Acta Metall., 34 (1986)，1905.
- 9) 松田眞一，吉田英雄：軽金属，44 (1994)，400.
- 10) F. Barlat and A. K. Vasudevan: Acta Metall. Mater., 39 (1991)，391.