Al–Mg–Si合金の集合組織形成に及ぼす圧延と熱処理の影響

日比野 旭*・黒崎 友仁*

Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 68, No. 10 (2018), 555–557

© 2018 The Japan Institute of Light Metals

Effects of rolling and heat treatment on texture formation of an Al–Mg–Si alloy

Akira HIBINO* and Tomohito KUROSAKI*

In this study, the relationship between the drawing formability and texture of an Al–Mg–Si alloy with various rolling and heat treatment was investigated. The LDR (Limiting Drawing Ratio) value became highest only when the average r value was high and Δr was low. Randomization of texture by reducing the cube orientation density of the recrystallized texture is effective for improving draw formability. In order to obtain randomization of the final texture, it is important to randomize the initial orientation, to maintain proper solid solution and to form fine precipitates (clusters, acicular β'') in the middle of the process.

(Received June 28, 2018 Accepted August 22, 2018)

Keywords: Al–Mg–Si; texture; ODF; r value; LDR

1. 緒 言

近年、輸送機器の軽量化やIT産業の発展に伴って軽金属への需要が拡大している。アルミニウム6000系合金は強度と延性のバランス良さ、さらにCu元素添加を規制することによって耐食性も格段に向上することなどから自動車ボディシート材やIT筐体などに広く使われている。これらの用途では、材料の張出加工、絞り加工、曲げ加工などの高い成形加工性が求められている。材料の成形加工性を向上させるには材料の集合組織制御(r 値制御)が重要と考えられる。これまでアルミニウム合金の集合組織と成形加工性の関係について数多くの報告^{1)–3)}があったが、集合組織の形成メカニズムについては依然として不明な点が多い。そこで本実験では、工業的に製造したAl–Mg–Si合金の熱間圧延板を用いてその集合組織形成に及ぼす加工と熱処理の影響を調査した。

2. 実験方法

工業的に製造したAl–0.50mass%Mg–1.00mass%Siを主成分とした熱間圧延板を供試材とした。その後、ラボで行った加工と熱処理をFig. 1に示す。a-processについては熱間圧延板(Hotと呼ぶ)を用いて圧延率69%で冷間圧延を行ってから、ソルトバスを用いて823 Kの溶体化処理(60秒保持後に水焼入れ、SHTと呼ぶ)を行った。中間焼鈍(IAと呼ぶ)なし材では、12日間常温放置(RTと呼ぶ)後、そのまま圧延率50%で冷間圧延(CR1と呼ぶ)を施した。IAあり材では、5日間常温放置後に523 K(IA2と呼ぶ)あるいは623 K(IA3と呼ぶ)の熱処理(昇温速度323 K/h, 1時間保持後に放冷)を施した。その後、7日間常温放置した後に圧延率50%で冷

間圧延(CR2, CR3と呼ぶ)を施した。冷間圧延板に対し、ソルトバスを用いて823 Kの最終熱処理(60秒保持後に水焼入れ、FAと呼ぶ)を行い、厚さ1.0 mmの最終板(FA1, FA2, FA3と呼ぶ)とした。b-processについてはa-processと同一の熱間圧延板を用いてSHT, IAを行わずに圧延率85%で冷間圧延(CR4と呼ぶ)を施した。その後、ソルトバスを用いて823 KのFAを行い、厚さ1.0 mmの最終板(FA4と呼ぶ)とした。上記プロセスの各段階においてサンプルを採取し、引張試験、光学顕微鏡観察、導電率測定、X線回折試験、TEM観察、円筒絞り(パンチ径 ϕ 50 mm)成形試験を行った。最終板における引張試験と導電率測定用サンプルは、いずれもFA後に常温で7日間放置したものを使用した。

Fig. 1 Sample manufacturing process of a and b-conditions.

3. 実験結果と考察

3.1 最終板の機械的性質

Fig. 2に最終板の0.2%耐力を示す。3方向平均の引張耐力が最も高いのはFA2、最も低いのはFA4であった。これはa-processと比較してb-processにSHTがなかったため、材料中の固溶量が少なかったと考えられる。これら強度の違いは後述3.4節の導電率結果とも対応する。また、FA4について0°方向の強度が高く、強度異方性が若干あった。**Fig. 3**に最終板の引張伸びを示す。各材料の平均伸びはほぼ32%で同等であったが、FA4だけは45°方向の伸びが高く、伸び異方性が若干あった。**Fig. 4**に最終板の r 値を示す。すべての材料は45°方向の r 値が0°と90°方向に比べて低かった。また、平

Fig. 2 Proof stress of FA samples at various manufacturing conditions.

Fig. 3 Elongation of FA samples at various manufacturing conditions.

Fig. 4 r value of FA samples at various manufacturing conditions.

均 r 値が最も高く、異方性の指標である Δr が最も低いのはFA1, FA2であった。FA3は平均 r 値が高く、 Δr も高かった。FA4の平均 r 値が最も低く、しかも Δr の値も高かった。これら強度、伸びの異方性、 r 値の差異は集合組織に起因するものが大きいと考えられる。

3.2 最終板の絞り成形性

Fig. 5に限界絞り比LDR (Limiting Drawing Ratio)の結果を示す。平均 r 値が高く、 Δr が低いFA2のLDRが最も高かった。平均 r 値が高く、 Δr も高いFA3のLDRが中間レベルで、平均 r 値と Δr が共に低いFA4のLDRは最も低かった。すなわち、絞り成形性指標のLDRは材料の平均 r 値、 Δr 両者との相関が認められた。

Fig. 5 LDR of FA samples at various manufacturing conditions.

Fig. 6 Electric conductivity of each stage samples for a, b-process.

Fig. 7 ODF analysis with $\phi_2=0^\circ$ for samples of various stages and maximum orientation density. Contour levels: 3, 6, 9, ..., 30

Fig. 8 TEM structures after SHT and IA for a-process.

3.3 最終板の結晶粒組織

切断法で計測したFA1, FA2, FA3, FA4の結晶粒径はそれぞれ27.8 μm , 28.6 μm , 40.5 μm , 28.3 μm であった。いずれにしてもこのような結晶粒径の違いはFig. 2とFig. 3の機械的性質, Fig. 4の r 値およびFig. 5のLDRの値に及ぼす影響が小さいと思われる。

3.4 プロセス各段階の導電率

Fig. 6に導電率の結果を示す。Hotの段階では、導電率が高く、固溶量が少ない状態であった。SHT後、12日常温放置後RTの段階では、導電率が低く、SHTによる固溶量が増加した。そしてIA時の析出に伴ってIA2, IA3の導電率が上昇し、固溶量が低下した。また、冷間圧延の段階では、CR1とCR2は冷間圧延で導電率の低下が認められたが、CR3において冷間圧延による導電率の変化がほとんどなかった。固溶と析出状態により冷間圧延で導入される転位組織の違いがあったと示唆された。FAの段階では、高温熱処理により導電率の急激な低下が起き、固溶量が増加した。その中でFA4の導電率がFA1, FA2, FA3と比較して若干高く、その固溶量が若干少なかったためと考えられる。これはFig. 2のFA4強度にも対応する。

3.5 プロセス各段階の集合組織

Fig. 7にプロセス各段階の $\phi 2=0$ のODFを示す。いずれの材料においてもCube方位が主方位であるが、RT, IA2, IA3のCube方位密度がHotより大幅に低下した。さらにFA後のFA1とFA2のCube方位密度がランダム方位の約5倍、FA3のCube方位密度がランダム方位の約10倍であった。FA4はそのCube方位密度がランダムの約24倍と高かった。FA1, FA2, FA3グループとFA4との方位密度に関する差異はRT, IA2, IA3グループとHotのCube方位密度と対応することから初期方位の影響があると示唆された。すなわち、最終板の絞り成形性を高めるには初期集合組織のランダム化が有効と考えられる。しかし、FA1, FA2, FA3に対応する初期集合組織RT, IA2, IA3はほぼ同等にもかかわらず、FA1とFA2のCube方位集積はFA3より明らかに弱く、よりランダム化が進んでいる。このことから最終板の集合組織形成において初期集合組織以外に析出、固溶等の要因も考えられる。

3.6 析出物の観察

Fig. 8にTEM観察の結果を示す。RTは0.1~0.2 μm 程度の粒状のような析出物が観察された。自然時効に生じたクラスタは非常に微細なためTEMレベルではその観察ができなかったと考えられる^{4), 5)}。また、IA2は523 K中間焼鈍時の析出により微細な針状析出物、 β'' と思われるもの⁵⁾が観察された。IA3は623 K中間焼鈍時の析出により比較的粗大な析出物が形成された。Fig. 6の導電率変化, Fig. 7の集合組織と合わせて考えると、比較的高い固溶状態とクラスタの組織、中くらいの固溶状態と微細な β'' 析出物の組織はその後の冷間圧延と高温焼鈍によりランダム集合組織の形成に寄与する。一方、低固溶状態と比較的粗大な析出物の組織はその後の冷間圧延と高温焼鈍によりCube方位が形成されやすい。なぜこのような傾向が示されるかについて、これ以上の考察は本実験のデータが不十分で、今後の課題としたい。

4. 結 言

本研究は工業的に製造したAl-Mg-Si合金の熱間圧延板を用いてラボで加工と熱処理を加えて集合組織を調査した結果、以下の結論を得た。

- (1) 合金の平均 r 値が高く、異方性指標の Δr が低いときに絞り成形性の指標とされるLDRの値が最も高い。
- (2) 再結晶集合組織の代表方位であるCube方位密度を抑え、集合組織のランダム化を実現することは絞り成形性の向上に有効である。
- (3) 最終板集合組織のランダム化を得るには、初期結晶方位のランダム化、プロセス中間における適切な固溶維持と微細な析出物（クラスタ、針状 β'' ）形成が重要である。

参 考 文 献

- 1) 竹田博貴, 日比野旭, 高田 健: 軽金属, **60** (2010), 231-236.
- 2) 竹田博貴, 日比野旭, 高田 健: 軽金属, **62** (2012), 60-66.
- 3) 長谷川啓史, 中西英貴, 浅野峰生: 軽金属, **66** (2016), 602-608.
- 4) 高田 健, 高橋 淳, 佐賀 誠, 潮田浩作, 日比野旭, 菊池正夫: 日本金属学会誌, **76** (2012), 677-683.
- 5) 澤 裕也, 一谷幸司, 日比野旭: 軽金属, **65** (2015), 229-233.