日大生産工(院)	〇鮫島	北斗
日大生産工	勝田	基嗣

1. 緒言

マグネシウム合金は、低密度で軽く、再生に 要するエネルギーも少ないリサイクル性に富 んだ金属である.近年では、自動車部品をはじ め、ノートパソコンの筐体、携帯用電子機器の ケースなどに使用される最も軽量化を達成す る金属として注目されつつある.しかしながら、 マグネシウムの結晶構造が最密六方晶である ために常温でのすべり系が少ない、非底面すべ り系の臨界せん断応力が高いことなど、常温で の成形性が悪く、問題点も多い.これらの問題 点を改善する手段としてクロス圧延法が挙げ られる.一般にクロス圧延とは試材の長手方向

(RD 方向) への一方向圧延に加えて, 直角方 向(TD 方向) にも圧延を行う方法である. こ のようにクロス圧延した試材の結晶は, TD 方 向への変形が加わるため, 結晶の方位分散(集 合組織)が一方向圧延したそれとは異なる状態 になる. このような結晶の変化により, プレス 成形性の改善が期待できる.

本実験では、AZ31 合金板の圧延方向を変化 させることにより、機械的な諸性質、集合組織 などにいかなる影響をおよぼすかについて検 討を行った.

2. 供試材および実験方法

2.1. 供試材

本実験の供試材はAZ31 材でもMnが添加され てない鋳造材を圧延素材として用いた.この素 材に含まれるMnはAl₆Mnとなる化合物を晶出し, この大きさが後々の成形性を大きく左右する

Table 1 Chemical composition (mass%)

Alloy	AI	Zn	Mn	Fe	Ni	Cu	Si	Mg
AZ31	3. 29	1.1	<0. 01	<0. 007	<0. 005	<0. 002	<0. 02	bal.



Fig.1 Rolling direction

Change of the mechanical properties by cross rolling of AZ31 alloy sheets. Hokuto SAMEJIMA and Mototsugu KATSUTA ことからMnの添加されていない素材を使用 した. さらに, 圧延素材の持つ優先方位が圧 延後の集合組織や諸性質に影響を及ぼすこ とから, 圧延前の素材の持つ初期優先方位が 鋳造材ではランダム方位に近いため, この素 材を選択した. Table 1 にAZ31 の化学組成 を示す. AZ31 の連続鋳造スラブから厚さ 10mm の板材を切りだしアルゴンガス雰囲気中で 723K-24h均質化処理を施した後, 圧延を行った.

2.2. 実験方法

本実験は熱間圧延を行い, 圧延方向の異なる 3 種類の板を作製した. Fig.1 に 3 種類の板の 1 パスごとの圧延方向を示す.

①は反時計回りに 180°回転させて圧延を 行った.

②は0°に対し,左右に45°方向で圧延を行った.

③は反時計回りに 90°回転させて圧延を行 った.

板の最終圧延方向(7th)をRD方向とした. 圧 延は直径150mmの2段ロール圧延機を使用し, ロールを加熱せずに常温で圧延を行うコール ドロール法を用いた. Table2に圧延工程およ び熱処理条件を示す. 熱間圧延は板厚10mmか ら圧下率30%で最終板厚0.8mmになるまで圧延 を行った. また,1パス行うごとに723K-1hで 中間焼きなまし(Table2中*1)を施した. こ れらの板材に対し,523Kから723Kの範囲で 100K おきに温度と時間を変化させて最終焼き なまし(Table2中*2)を施した.その後,組 織観察,引張試験,および集合組織観察を行っ た.また,全ての熱処理は酸化防止のためアル ゴンガス雰囲気中で行った.

組織観察は光学顕微鏡にて板の側面を観察 し,結晶粒径をチンマー法にて算出した.

引張試験は圧延方向(RD)に対して0°の方 向から試験片を採取し,試験片形状をJIS 13B 号試験片とした.

		1st		2nd		3rd		4th		5th		6th		7th	
Thickness (mm)	10. 0	7. 00	*1	4. 90	*1	3. 43	*1	2. 40	*1	1. 68	*1	1. 18	*1	0. 80	*2
Rolling reduction								30							

:1··· 723K−1h

*2··· 523K-2h, 623K-1h, 723K-1h



Fig. 2 Changes in Grain sizes with annealing temperatures.

集合組織観察は,板の表面で行い,底面 {0001}および錐面 {1011}の極点図を作成した. 測定は 0°から 70°の範囲で行った.

実験結果および考察

3.1. 結晶粒径

Fig.2 に焼きなまし温度による結晶粒径の 変化を示す.焼きなまし温度 523K で結晶粒は 微細化し,平均粒径が約 10 μ m を示した.焼き なまし温度の上昇とともに平均粒径は大きく 成長し,焼きなまし温度 723K では急激に結晶 粒が粗大化し,平均結晶粒径が 100 μ m 程度と なり,焼きなまし温度 523K に比べて 10 倍近い 値を示した. 圧延方向の異なる 3 種類の板の粒 径には大きな差は見られなかった.

3.2. 引張試験

Fig.3に焼きなまし温度による0°方向の引 張強さ,0.2%耐力,伸びの変化を示す.F材の 引張強さ,0.2%耐力は最も高い値を示した.こ の現象は最終圧延で加工硬化が起こりその影 響によるものと思われる.全体的に見ると引張 強さ,0.2%耐力,伸びは焼きなまし温度 523K で高い値を示し,焼きなまし温度の上昇ととも に全ての値は低下した.特に723Kの伸びは急 激に低下する傾向が見られた.これは焼きなま し温度の上昇にともない粒径が粗大化したた めだと思われる.圧延方向の違いによる大きな 差は見られなかった.

Fig.4に焼きなまし温度によるr値の変化を 示す.r値は焼きなまし温度の上昇とともにわ ずかながら低下する傾向を示した.①,②では r値は比較的焼きなまし温度が上昇しても安 定した値を示した.

Fig.5に焼きなまし温度によるn値の変化を 示す.n値は焼きなまし温度の上昇とともに高 くなる傾向を示した.特に③の723Kではその 傾向が著しく現れた.この結果はr値とは逆の 傾向を示した.



Fig.3 Changes in mechanical properties with annealing temperatures.





Fig. 5 Changes in n-value with annealing temperatures.



Fig.6 Changes in {0001} and {1011} pole figures with rolling direction. (annealed at 523K)

3.3. 集合組織

Fig.6 に焼きなまし温度 523Kにおける {0001} 面および {1011} 面の圧延方向の異なる 3 種類の板の集合組織を示す.①,②,③全て の集積の {0001} 面ではRD方向の前後 2 極にピ ークが現れた.この合金板は最終圧延の影響を 受けやすいため,最終圧延方向を0°方向とし たのでこの様な集積になったと思われる.しか し,クロス圧延を行った②,③の {0001} 面はRD 方向からTD方向へとわずかながらピークが移 る傾向を示した.

Fig.7に①のF材および焼きなまし温度723K の{0001}面の集合組織を示す.F材の結晶方位 は規則的な傾を示したが,焼きなまし温度 723K で結晶粒の粗大化した板は,ピークは中 央に集中するが,その集積は四方に分散する傾 向を示した.



	{0001}	{10 <u>1</u> 1}
Level1	1.00	0.50
Level2	2.25	0.70
Level3	3.50	0.90
Level4	4.75	1.10
Level5	6.00	1.30
Level6	12.00	1.50
Level7	18.00	1.80

Fig. 7 Changes in {0001} pole figures with annealing temperatures.

4. 結言

- 結晶粒径は焼きなまし温度 523K で結 晶粒径は微細化し,焼きなまし温度 723K では急激に結晶粒が成長し,平 均粒径が 100µm 程度となった. 圧延 方向の違いによる結晶粒径の大きさ に顕著な差は見られらかった.
- 2) 引張強さ、0.2%耐力、伸びは焼きなまし温度が高くなるとともに低下し、 723Kではその傾向が顕著に現れた.
- r 値は焼きなまし温度の上昇とともに わずかながら低下し,n値が0°,90° 方向にクロス圧延した板は,その傾向 が顕著に現れた.
- n 値は焼きなまし温度の上昇とともに 高くなる傾向を示し,r 値とは逆の傾 向となった.
- 5) クロス圧延を行うことで集合組織の {0001}面はRD方向からTD方向へとピ ークが移る傾向を示し,焼きなまし温 度が上昇すると,そのピークは分散す る傾向が現れた.