

AZ31 マグネシウム合金板の成形性に及ぼす鍛造加工の影響

日大生産工(院) 保坂 悟
日大生産工 勝田 基嗣

1. 緒言

工業製品における軽量化の手段として注目されているマグネシウムは常温での塑性加工性が悪い。それはマグネシウムの結晶構造が稠密六方格子構造であることに起因する。稠密六方格子構造は常温でのすべり系が少なく、非底面すべりの臨界せん断応力は底面すべりと比較して約 100 倍の 40MPa を示している。この現象がマグネシウムの成形性を悪化している原因である。このため常温における LDR (限界絞り比) は 1.4 から 1.5 と低く、現在では常温プレス成形は行われていない。しかし、それらの短所に対しマグネシウムは密度 1.74g/cm^3 と実用金属中最も軽量であるという長所を持つ。さらに、リサイクル性に優れ、再生に要するエネルギーは新塊製造エネルギーの 4%程度である。その他にもマグネシウムは様々な長所を持っており、工業的に使用範囲が拡大すればその影響力は更に大きくなる。今後マグネシウム合金を普及させるためには低コストである常温プレス成形を可能とする材料開発が必要不可欠である。

本実験では AZ31 マグネシウム合金の鑄造材に鍛造加工を行い、鑄塊内部に存在するミクロの欠陥の圧着や結晶粒の微細化を促進させ、素材の改善を図る。その後、高圧下率で圧延した素材が機械的性質、成形性および集合組織に及ぼす影響を及ぼすかを検討し、常温プレス成形に適した板材を開発することを目的とした。

2. 供試材および実験方法

Table 1 Chemical composition (mass%)

	Al	Zn	Mn	Fe	Si	Cu	Ni	Mg
AZ31	3.29	1.1	<0.01	<0.007	<0.02	<0.002	<0.005	Bal.

本実験の供試材は AZ31 マグネシウム合金でも Mn の添加されていない鑄造材を圧延素材として用いた AZ31B に含まれる Mn は Al_6Mn

となる化合物を晶出し、その化合物の大きさが後々の成形性に大きく影響を及ぼす。本実験ではそのような影響を除去し、純粋な鍛造と圧延による諸性質の変化を検討するため Mn の添加されていない素材を採用した。Table 1 に AZ31 マグネシウム合金の化学組成を示す。この鑄造材を機械加工し、厚さ 10mm と 15mm の板を作製した。その後、723K 24h で均質化処理を施し、厚さ 15mm の板を Table 2 に示す鍛造工程にて鍛造加工を行った。鍛造加工は鍛造機を用いて熱間における自由鍛造法で行った。初期の厚さ 15mm から 40% 圧下させた厚さ 9mm の板と 60% 圧下させた厚さ 6mm の板を作製した。一回の鍛造では割れを防止するため圧下率 40% を上限とした。圧下率 60% の場合は初めに 40% 圧下した後、さらにその厚みから 30% 圧下した。その際、中間焼きなまし温度は 623K で行った。最終的に初期の厚さ 15mm から 6mm とし、圧下率 60% とした。その後、それぞれの板を Table 3 に示す圧延工程にて 1 パスごとに 180° ずつ方向を変えて熱間圧延を行い 3 種類の板を作製した。

材：鑄造材を圧延のみで作製した板

材：鑄造材を鍛造によって 40% 圧下後、圧延により作製した板

材：鑄造材を鍛造によって 60% 圧下後、圧延により作製した板

板の最終圧延方向を 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、ロール周速 100mm/sec、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。熱間圧延は 材は板厚 10mm から圧下率 30% で最終板厚 0.8mm になるまで 7 回圧延を行った。

材、材は、1 パス目は圧下率 0~5%、2 パス目は圧下率 20% で圧延を行った。その後、圧下率 30% で最終板厚 0.8mm になるまで 材は 6 回、材は 5 回圧延を行った。また、1

パス行うごとに 623K -1h で中間焼きなましを施した。これらの作製した板材に対し、各試験片形状に機械加工した後、523K -2h、573K -1h、623K -1h、673K -1h、723K -1h で最終焼きなましを施し、諸性質を測定した。なお、全ての熱処理は酸化防止のためアルゴンガス雰囲気中にて行った。

組織観察は光学顕微鏡にて板の RD 方向に対して平行な断面を観察し、結晶粒径をチンマー法にて算出した。

硬さ試験はマイクロピッカー試験機を用い、試験荷重を 0.05kgf (0.49N)、加圧時間を 10sec とした。

曲げ試験は 180°押し曲げ法で行った。面内異方性を検討するため 0°、45°、90°の3方向から JIS 3 号試験片を採用し、常温にて試験速度 1.67mm/sec で行い、試験片表面を観察して曲げ判定、スプリングバック率の値を算出した。試験は無潤滑で行った。

Table 2 Forging process conditions.

	N	1st	2nd	
材	Thickness (mm)	15.00	Av.9	
	Temp	1		
	Forging reduction (%)	40		
材	Thickness (mm)	15.00	Av.9	Av.6
	Temp	1	2	
	Forging reduction (%)	40	30	

- 1...Intermediate annealing at 723K -1h.
- 2...Intermediate annealing at 623K -1h.

Table 3 Rolling process conditions.

	N	1st	2nd	3rd	4th	5th	6th	7th	8th	
材	Thickness (mm)	10.00	7.00	4.90	3.43	2.40	1.68	1.18	0.80	
	Temp	1	1	1	1	1	1	1	2	
	Rolling reduction (%)	30								
材	Thickness (mm)	Av.9	Av.9	7.00	4.90	3.43	2.40	1.68	1.18	0.80
	Temp	1	1	1	1	1	1	1	1	2
	Rolling reduction (%)	0-5	20	30						
材	Thickness (mm)	Av.6	Av.6	4.90	3.43	2.40	1.68	1.18	0.80	
	Temp	1	1	1	1	1	1	1	2	
	Rolling reduction (%)	0-5	20	30						

- 1...Intermediate annealing at 623K -1h.
- 2...Final annealing at 523K -2h, 548K -1h, 573K -1h, 623K -1h, 723K -1h

絞り試験は、ポンチ径 40mm、ポンチ肩半径 4mm、ダイスの穴径は 43mm、ダイス肩半径 8mm とした。絞り速度は 2.3mm/sec、しわ押さえ力 0.8t (7.85KN) で試験を行い、LDR を算出した。潤滑剤にはカーボングリスを用いた。

集合組織観察は、板の表面で行い、底面 {0001} の極点図を作成した。

3. 実験結果および考察

3.1 組織観察

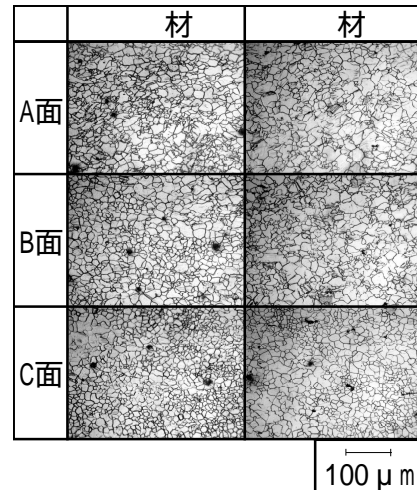


Fig.1 Changes in microstructure with sectional positions of sheets after forging processing.

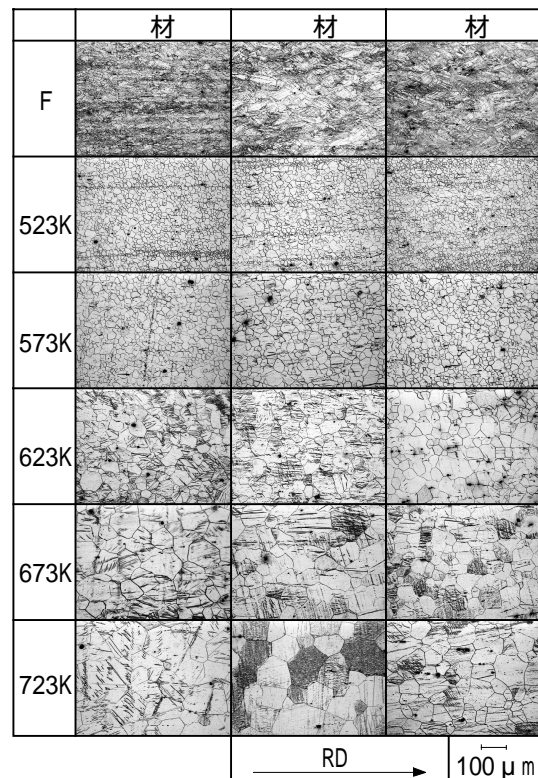


Fig.2 Changes in microstructures of sheets with annealing temperatures.

Fig.1 に鍛造後の板断面の組織写真を示す。図中のA面,B面,C面は順にハンマーで叩いた面,中間の面,土台と接する面を示す。材, 材ともに平均結晶粒径は微細化されたが,結晶粒径にばらつきが多く,複雑な形状の結晶が多く見られた。また 材と比較して 材の方が安定した結晶粒径が得られた。

Fig.2に焼きなまし温度によるRD方向に対して平行な断面の組織写真を示す。焼きなまし温度 523K で結晶粒は微細化する傾向が現れた。焼きなまし温度 523K から 573K までは結晶粒の成長が抑えられ,623K から 723K で結晶粒は急激に粗大化する傾向が現れた。

3.2 粒径測定

Fig.3 に鍛造後の板断面の結晶粒径を示す。結晶粒径は 材, 材ともにC面が最も微細化され 材は 8.13 μm , 材は 9.89 μm となった。続いてA面,B面の順で結晶粒は小さくなった。 材と 材を比較すると 材の方が結晶粒径は微細化する傾向が現れた。

Fig.4 に焼きなまし温度による結晶粒径の変化を示す。焼きなまし温度の上昇とともに結晶粒径は大きく成長する傾向が現れた。焼きなまし温度 523K で結晶粒径は微細化し, 材が最も微細化され,結晶粒径は 10.69 μm , 材, 材は 17 μm 前後であった。 材, 材は 材と比較して再結晶を起こし易く,また結晶粒の成長が遅い傾向が現れ,焼きなまし温度 673K から 723K では 材よりも結晶粒径は小さくなった。 材と 材を比較すると焼きなまし温度 523K から 573K ではほとんど差は見られなかったが,焼きなまし温度 623K から 723K では 材の方が小さくなる傾向が現れた。

3.3 硬さ試験

Fig.5 に焼きなまし温度による硬さの変化を示す。焼きなまし温度の上昇とともに硬さは低下する傾向が現れた。 材, 材は 材と比較して焼きなまし温度の上昇に対して影響は少なく,焼きなまし温度 673K から 723K で 材よりも硬さは高くなった。 材と 材を比較すると焼きなまし温度 523K から 573K ではほとんど差はないが,焼きなまし温度 623K から 723K において 材の方が硬くなる傾向が現れた。

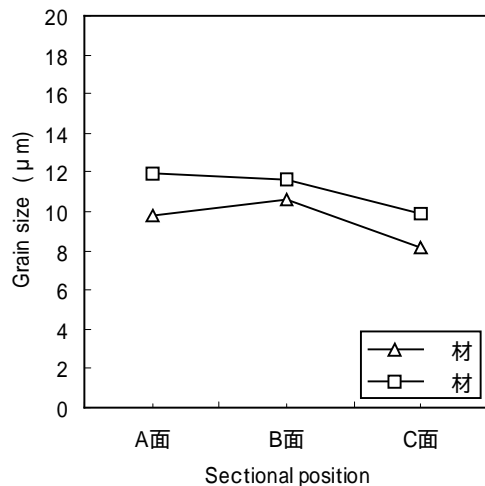


Fig.3 Changes in grain size with sectional positions of sheets after forging processing.

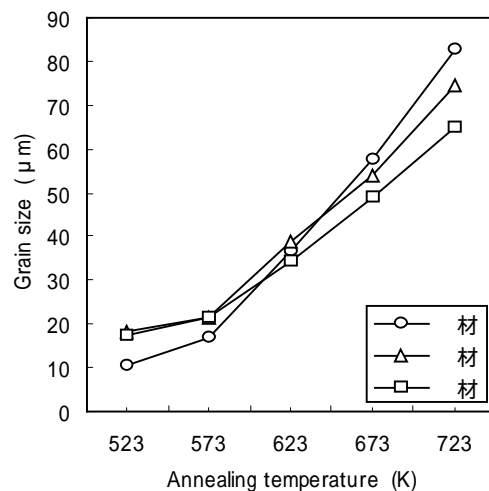


Fig.4 Changes in grain size with annealing temperatures.

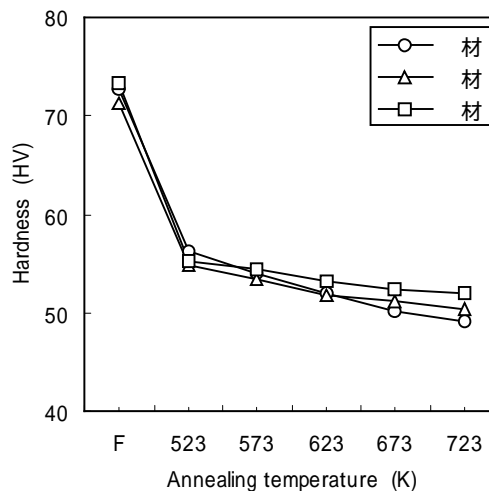


Fig.5 Changes in hardness vikers with annealing temperatures.

3.4 曲げ試験

Table 4 に曲げ試験の結果を示す。図中の は曲げ成形可能であったもの、 は微小な亀裂が確認できたもの、 × は割れが生じたものを示している。材、材、材ともにポンチ径 R2 において焼きなまし温度 723K で、ポンチ径 R1 において全条件で亀裂や割れが生じた。一般的にはポンチ径 R4 が限界とされているが本実験ではそれ以下の半径でも成形が可能となり良好な曲げ成形結果を示した。

3.5 絞り試験

Fig.6 に焼きなまし温度による LDR を示す。焼きなまし温度 573K で LDR は高くなる傾向が現れ、材において最高値である LDR 1.75 が得られた。材、材は材と比較して焼きなまし温度に対する影響が少ない傾向が現れた。材と材を比較すると焼きなまし温度 523K から 573K においては材の方が高い値を示し、焼きなまし温度 673K から 723K においては材の方が高くなる傾向が現れた。

3.6 集合組織

Fig.7 に最高 LDR 1.75 が得られた材の焼きなまし温度による {0001} の集合組織を示す。F 材と焼きなまし温度 523K では一点にピークが集中し、焼きなまし温度 573K から 673K ではピークが分散する傾向が現れた。

4. 結言

- 1) 結晶粒径は材、材が材と比較して低温側ではやや大きく現れるが、焼きなまし温度の上昇にともなって成長が遅くなる傾向が現れた。
- 2) 硬さ試験は材、材は材と比較して焼きなまし温度の上昇にともなって硬さの低下が抑制された。
- 3) 曲げ試験はポンチ径 R2 では焼きなまし温度 723K において亀裂、割れが生じ、ポンチ径 R1 では全ての条件で割れが生じた。それ以外の条件では良好な曲げ成形を示した。
- 4) 絞り試験は焼きなまし温度 573K で良好な絞り性が現れた。材、材は材と比較して焼きなまし温度に対して LDR への影響は少なく、鍛造加工の影響が現れた。
- 5) 集合組織は焼きなまし温度 523K、573K において TD 方向にも広がりが現れた。底面 {0001} の傾きが広い範囲に認められた。

Table 4 Result of bending

		材				材				材			
		R4	R3	R2	R1	R4	R3	R2	R1	R4	R3	R2	R1
523K	0°	○	○	○	×	○	○	○	×	○	○	○	×
	45°	○	○	○	×	○	○	○	×	○	○	○	×
	90°	○	○	○	×	○	○	○	×	○	○	○	×
573K	0°	○	○	○	×	○	○	○	×	○	○	○	×
	45°	○	○	○	×	○	○	○	×	○	○	○	×
	90°	○	○	○	×	○	○	○	×	○	○	○	×
623K	0°	○	○	○	×	○	○	○	×	○	○	○	×
	45°	○	○	○	×	○	○	○	×	○	○	○	×
	90°	○	○	○	×	○	○	○	×	○	○	○	×
673K	0°	○	○	○	×	○	○	○	×	○	○	○	×
	45°	○	○	○	×	○	○	○	×	○	○	○	×
	90°	○	○	○	×	○	○	○	×	○	○	○	×
723K	0°	○	○	○	×	○	○	○	×	○	○	○	×
	45°	○	○	○	×	○	○	○	×	○	○	○	×
	90°	○	○	×	×	○	○	×	×	○	○	×	×

○ : Success ◊ : Crack × : Destruction

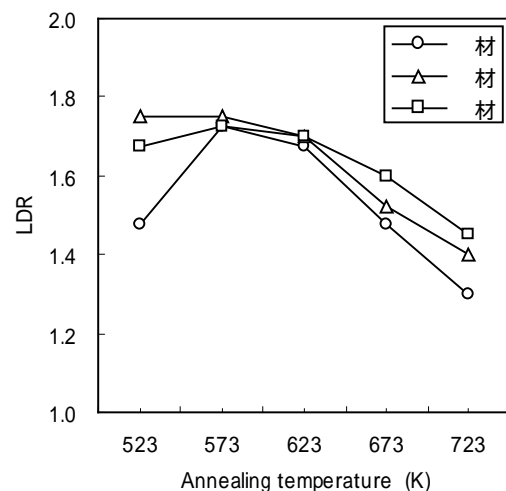


Fig.6 Changes in LDR with annealing temperatures.

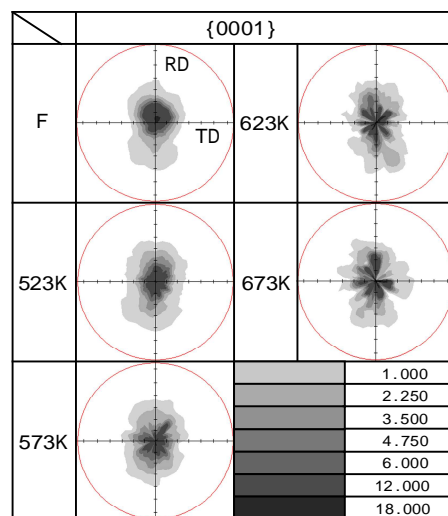


Fig.7 Changes in {0001} pole figures of sheets annealing temperatures.