



M. Kohzu

マグネシウム合金板の組織制御と成形性

高津 正秀*

1. はじめに

「マグネシウム合金は高比強度，高比剛性・・・」は，近年多くの研究者が係わるようになったマグネシウム関連の研究論文の慣用句になっており，確かに室温引張試験での耐力や引張強さは重量の割に大きい．しかし，高い変形強度の割に破壊強度は低く，そのことが低延性という構造用展伸材としては致命的な弱点になっている．焼なました AZ31 マグネシウム合金板の n 値（加工硬化指数）はアルミニウム（A1100-O 材）と大差なく，面内異方性を示す r 値（ランクフォード値）はアルミニウムよりはるかに大きいのに成形性が悪いのは，通常の延性金属の成形限界である板厚くびれの発生前に脆性的に破断するからである¹⁾⁴⁾．特に高 r 値は，圧延板の結晶構造と圧延集合組織（結晶方位分布）に起因する板厚方向への変形のしにくさを示唆し，大きな板厚減少を強いる張出しのような成形では変形抵抗が大きくなり，破壊強度到達が早まる．一方，幅方向の拘束のない単軸引張では，幅方向の収縮で伸びをカバーでき，また，アルミニウムでも板厚くびれに伴う局部伸びの全伸びに対する割合は小さいので，破断伸びではアルミニウム（O 材）と大差ない．通常，板成形の対象となる延性金属では，板厚くびれ発生前の一様なひずみよりくびれ部の局所ひずみの方がはるかに大きい．そのためくびれが生じにくい曲げ加工では，数%しか伸びない圧延ままのアルミニウム（A1100-H12 材など）でも密着曲げが可能であり，破断伸びは必ずしも延性（成形性）の指標とはなり得ない．以上のマグネシウム合金（ここでは唯一圧延板として恒常的に市販されている AZ31 合金に限定）の特性を十分念頭に置いて以下の解説をお読みいただきたい．

2. 高温でのプレス成形性^{5),6)}

AZ31 マグネシウム合金は，100℃～250℃程度の加熱で耐力が大幅に低下し，変形能（破断に至る真ひずみ）が急増する．実用プレス速度に近い高速引張では n 値の低下により一様伸びは減少するが，温度上昇とともにひずみ速度感受性指数 m 値が増加するのでくびれの進展が抑えられ，破断伸びも増加する．この程度の加熱で変形能が急増するのは，結晶構造が HCP（稠密六方）で，室温では底面に比して極めて大きかった非底面の臨界分解せん断応力が，温度上昇とともに小さくなるからである．

とはいえ底面すべりが優先的に生じ，圧延板では，通常，底面が板面に平方に配向した底面集合組織を形成する．

図 1 は，2 種類の市販 AZ31 圧延板 A, B と押し出し板 C（いずれも板厚 0.8 mm）の 300℃，30 min 焼なました後の顕微鏡組織および {0001} 極点図（六方晶の底面での回折 X 線強度分布で，板面から各方向に傾いた結晶の量的分布に対応，RD: 圧延方向，TD: 幅方向）で表した集合組織を示す．圧延板 A, B はいずれも平均結晶粒径約 10 μm の微細粒であるが，C の押し出し板は約 30 μm の粗大粒である．通常 AZ31 圧延板の集合組織（極点図）は，B のように各結晶粒の C 軸（六角柱の中心軸）が圧延面に垂直な方向（円の中央）に集積した同心円となる（通称，底面集合組織）．これに対し，A は一部の狭幅コイル材に見られるピーク方位が圧延方向の前後に傾いたダブルピーク集合組織で，集積は弱い．押し出し板 C のピーク方位はやや圧延方向に傾くが強い集積を示し，また，幅方向に裾野が広がる．

図 2 はこれらの板の 250℃での応力-ひずみ線図を示す．いずれの板でも実用プレス速度に近い高速引張（右図）では伸びが低下している．また，いずれのひずみ速度においても微細粒の A, B に比べ粗大粒の C の伸びは小さい．

図 3 は，これらの板の深絞り試験における限界絞り比（Limiting Drawing Ratio）の温度依存性を示す．試験装置は丸ごと炉内で均一加熱し，万能試験機で加力している．素板は予め 300℃，30 min 均質化焼なまししている．パンチ径，パンチ肩半径およびダイス肩半径は，それぞれ 15, 2, 4 mm である．パンチ肩半径の対板厚比 2.5 はかなり小さく，この条件下では，材料の変形能が小さいとパンチ肩上で引張曲げにより脆性的に破壊する．ダ

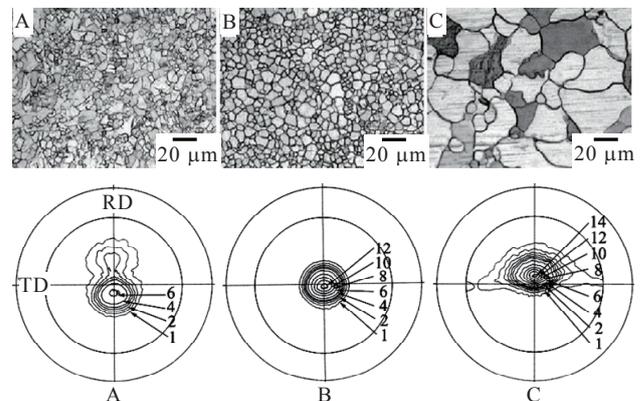


図 1 各種 AZ31 合金板の均質化焼なまし後の顕微鏡組織と {0001} 極点図 (A, B: 圧延板, C: 押し出し板)

*大阪府立大学大学院工学研究科 マテリアル工学分野 講師

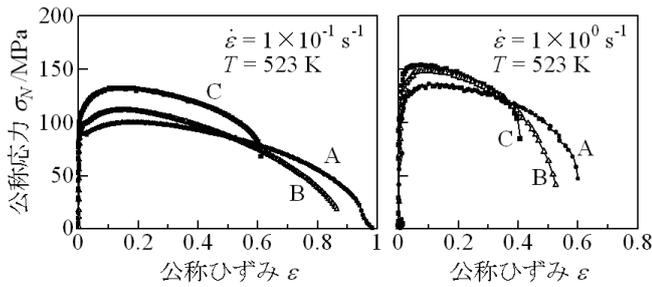


図2 各種板材の公称応力-ひずみ線図

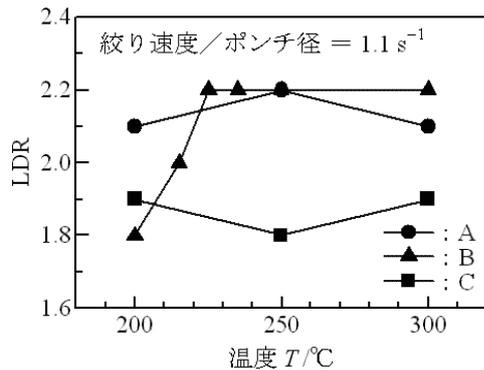


図3 各種板材の限界絞り比 (LDR) と成形温度の関係

ブルピーク集合組織を持つ圧延板 A の LDR は、2.1~2.2 と室温のアルミニウムと同程度の値を維持するが、強く配向した同心円集合組織を持つ B の LDR は、230℃から 200℃にかけて急速に低下する。粗大粒の押し出し板 C の LDR は、高温では微細粒の圧延板に比べかなり低いが、200℃では圧延板 B よりやや高い。以上の結果より、少なくとも深絞りにおいては、高温では結晶粒の微細化、低温では集合組織における方位の分散（底面を傾ける）が成形限界を向上させると言える。

図4は最も大きなLDRが得られた温度での各試料の深絞り成形品の外観を示す。極点図が非対称なAとCは面内異方性が大きく顕著な耳が発生しているが、同心円のBでは耳は発生しない。したがって、高温での深い円筒絞りにおいては異方性の小さい同心円集合組織が好ましいと言える。同心円集合組織はAZ31圧延板の通常集合組織であり、10 μm以下の粒組織も今や1 mm以下の薄板では普通になってきており、高温成形用素板の供給に関しては特に問題はない。なお、深絞り試験は材料の評価が目的なので、試験条件の単純化のために均一加熱で行ったが、実用上はフランジのみの加熱にして温度差を付けることでLDRは3近くまで向上する。しかし、アルミニウム合金との決定的な差は加熱が必要なことで、250℃以上になると金型寿命や潤滑剤なども問題となり、実用上「そこまでの成形性は要らないからより低温である程度の成形ができる板が欲しい」との要望も多い。特に自動車部品などでは、室温成形が必須とされている。

携帯用電子機器においては、中小企業基盤整備機構のプロジェクト（平成15-17）において、量産のための金型コーティング技術、高温潤滑剤、サーボプレスを用いた順送システムなどの開発が行われ、その成果は図5に示すノートパソコンなどにすでに活かされている。

3. 集合組織制御による室温成形性向上

(1) 室温成形に向けての課題

微細な結晶粒からなる高温成形用の板の工業的な生産は、まだ改善の余地はあるかも知れないが、概ね確立された技術である。一方、低温成形性、特に室温成形性の改善は非常に難しく、際立った成果は報告されていなかったが、近年、後述する著者らの研究を始め、いくつかの手法が提案されている。以前からMg-Liのような室温成形できる合金はあったが、高価で耐食性が悪い上に、結晶構造の変化(HCP→BCC)により六方晶であるが故のマグネシウムの強度が失われている。六方晶を維持したまま室温成形性を向上させるには、板厚方向の変形を容易にする集合組織制御、すなわち、板面に平行に配向しがちな底面を傾げるか配向を弱めるかのいずれかである。これは、通常大きい方が成形性がよいとされる r 値を下げることになる。効果的な手法としては、繰返し曲げ⁷⁾とCeまたはCaを添加した新合金^{8),9)}がある。前者はAZ31圧延板の底面を大きく傾げる手法であるが、圧延後に付加的なプロセス必要であり、また、後者は配向を弱める手法であるが強度が低下し、いずれも実用化には至っていない。

筆者は、狭幅コイル材に限定されるものの上述のA材（ダブルピーク材）のような低温成形性に優れた板が市販されていることに着目し、ダブルピーク集合組織を得るための圧延条件を検討した^{10),11)}。ここでは偏心ロール引抜きによる模擬圧延を行っており、図6に示すようにロールが半周する間に連続的に圧下率の変化した板が得られる。また、ロールを駆動しないので試料をロールごと炉内で均一加熱できる。ダブルピーク集合組織は250℃以下、22%以上で得られたが、図7に示すように、通常の圧延時の予加熱温度より低い250℃、10 min程度の焼なましでも元のシングルピークに戻る傾向がある。通常、圧延パスを重ねることで結晶粒は微細化できても集合組織に変化が見られないのはこのためである。焼な

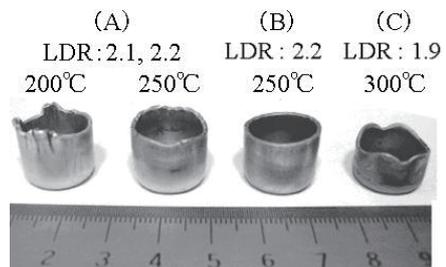


図4 各種板材の限界絞り比と成形温度の関係



図5 加熱プレス成形での量産品の実例
((株)カサタニのホームページより)

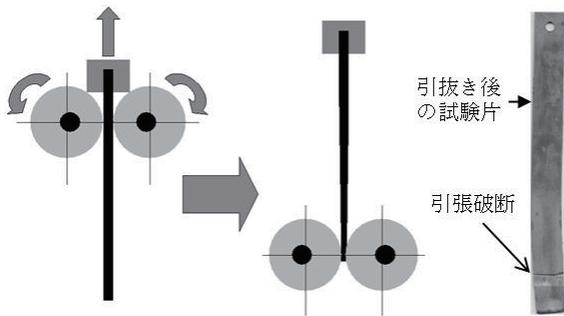


図6 偏心ロール引抜き装置

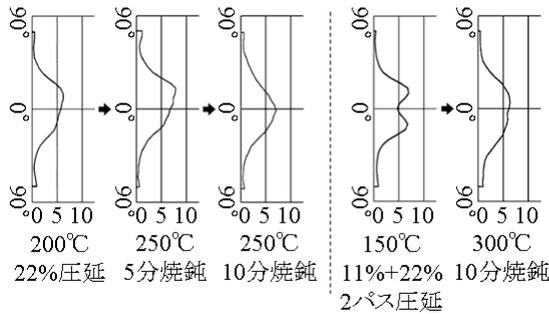


図7 圧延後の加熱による集合組織変化

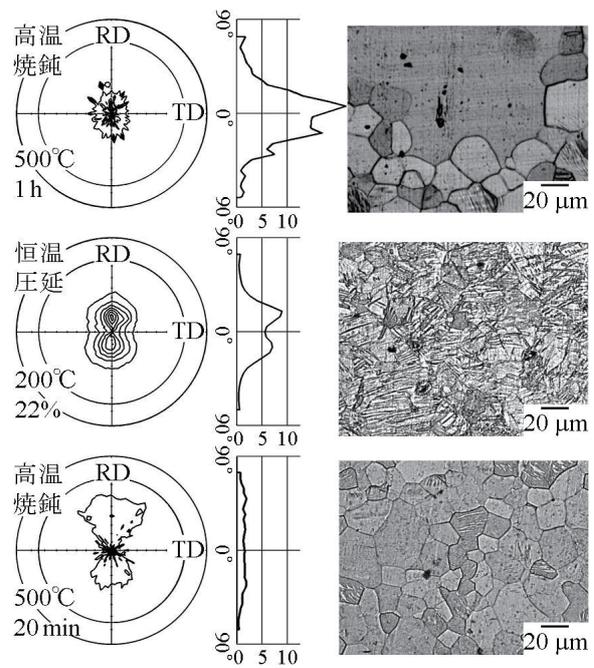


図8 圧延前後に高温焼なましするプロセスにおける集合組織と顕微鏡組織の変化

まし後も維持される深いダブルピーク材は、低温・高圧下率の縁割れが生じる限界に近い厳しい圧延条件でしか得られず、これを工業的に安定供給するのは難しい。

(2) 圧延と高温焼なましによるランダム方位形成

前節の調査結果より、圧延と焼なましを組み合わせた一連の圧延プロセスの中での集合組織制御を模索した。その結果、最終圧延パスの前後で 500°C の高温焼なましを行うことにより、結晶方位分布（集合組織）がランダム化し、成形性が飛躍的に向上することが分かった^{12)~14)}。

図8は、その各プロセスでの{0001}極点図とそのRD断面および顕微鏡組織を示す。500°C・1hの最初の高温焼なまし（前焼なまし）では、むしろ底面配向が強まるが、圧延を経て500°C・20minの2度目の高温焼なまし（後焼なまし）を行うと、ほとんど配向のないランダムな結晶方位分布になる。ランダム化する圧延条件は幅広く（温度：250°C以下、圧下率：10~22%）、素板の予加熱だけの非加熱ロールによる通常圧延で十分対応でき、特別な装置や工程を必要としない。

圧延後の集合組織は、ここでは圧下率が大きいためダブルピークとなっているが、11%の低下率で得られる同心円集合組織（底面配向）であっても、高温後焼なましの後には同程度にランダム化していた。また、前焼なましの段階で見られる異常成長粒は後焼なまし後には見られず、平均約20μmの均一な結晶粒組織になる。このランダム化の機構については未だ解明されていない。

(3) ランダム方位板の成形性

前述の結晶方位ランダム化のための最適プロセスを検討する過程で、種々の極点図ピーク強度（底面配向の強さの指標、Mg粉末の標準試料の値を1として規格化）を持つ試料板が得られている。そこで、これら多くの試料に対して室温90°V曲げ試験を行って図9を得た。曲げ性は、ごく微小なひび割れも生じずに曲げられる最小

記号	前焼鈍		圧延	後焼鈍	
	°C	min		°C	min
○	500	60	200	500	60, 20
△	500	60	150, 120	500	20
□	500	60	30	500	20
●	500	60	200	450	60
▲	500	60	200	450, 300	30
■	500	60	200	300	30
×	450	120, 60	200	500	20
▽	300	30	200	500	60
◇	300	30	200	500	60, 20
●	300	30	200	300	30
▲	300	30	30	300	30

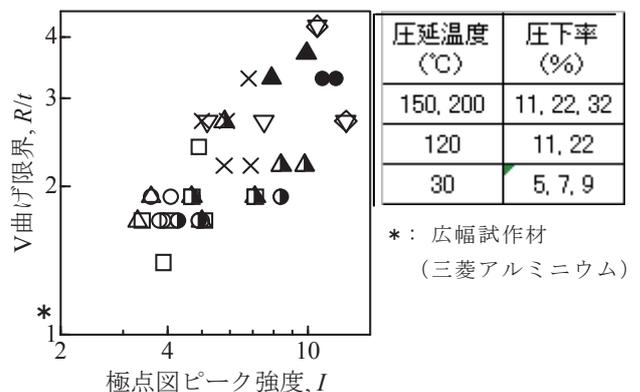


図9 極点図ピーク強度とV曲げ限界の相関

パンチ先端半径の対板厚比 R/t で評価した。極点図ピーク強度と曲げ性の間にはよい相関があり、ランダム配向材は通常の底面配向材の約 $1/3$ の R/t で曲げられることがわかる。

偏心ロール引抜き装置 (図 6) を用いた基礎実験では、V 曲げ試験の試料ぐらいいしか取れないため、幅約 200 mm の広幅材を試作 (三菱アルミニウム(株)に依頼) した。そして、これにより引張試験 (単軸引張) による機械的特性評価、張出し試験 (等二軸引張)、深絞り試験 (縮みフランジ変形) および縦横のひずみ比を連続的に変化させた成形限界線図 (FLD) の作成を行い、多角的にプレス成形性を評価した。

図 10 は、試作した板厚 0.8 mm の AZ80B 広幅材の {0001} 極点図とその RD 断面および顕微鏡組織を示す。その極点図ピーク強度は 1.8 ときわめて低く、V 曲げ試験における R/t は 1.2 であった (図 9 枠外)。

図 11 に種々のひずみ速度での引張試験結果を示す。AZ31B-O 材の標準的な値と比べ、引張強さは大差ないが、降伏強さはいずれのひずみ速度においても 40 MPa 程度低い。ひずみ速度 0.1 s^{-1} 以上の高速では、変形抵抗が増加し伸びが減少する。この傾向は通常の底面配向材も同様である。破断伸びは、面内異方性を示すが、全体的に底面配向材より大きい。強度の面内異方性は小さい。最低速 (0.0025 s^{-1}) 試験時にひずみゲージにより求めた降伏直後の r 値 (ランクフォード値) は、いずれの引張方向に対しても 0.5 前後で、成形性を左右する板厚方向の変形抵抗は大きく低下していた。

エリクセン値 (張出し高さ) は図 12 に示すように 7 mm で、焼なました底面配向材の約 3 倍であった。深絞り試験 (試験速度 5 mm/min) では、図 13 に示すように LDR 1.67 が得られたが、絞り比 (DR) 1.7 以上では口辺部で円周方向の圧縮による割れが生じた。しかし、図 14 に示すようにしわ押さえ板のみを 100°C に加熱するだけで、試験速度 500 mm/min でも絞り比 1.8 が得られた。一方、高温前焼なましだけの底面配向材は、パンチ肩部で $R/t = 2.5$ の本試験条件では、絞り初期にそこでの引張曲げで破断するが、 $R/t = 4$ では、LDR 1.7 でランダム方位材に勝る¹⁵⁾。図 15 は、カップ軸断面の結晶方位分布 (EBSD マップ) と硬さ分布を示す。口辺部では c 軸が最小主ひずみ方向である円周方向に強く配向しており、硬さもカップ底部の 2 倍近くまで増加している。加工硬化に加えて二次的な集合組織の発達により破断に至ると考えると、 c 軸が板厚方向に配向した底面配向材の方がランダム方位材より成形前後の口辺部の平均結晶方位差が大きいいため、二次的な集合組織の発達が遅れ、ここでの破断限界

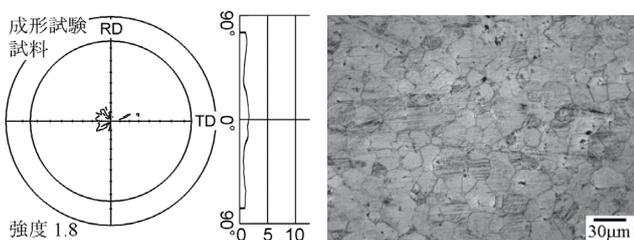


図 10 広幅試作材の {0001} 極点図と組織写真

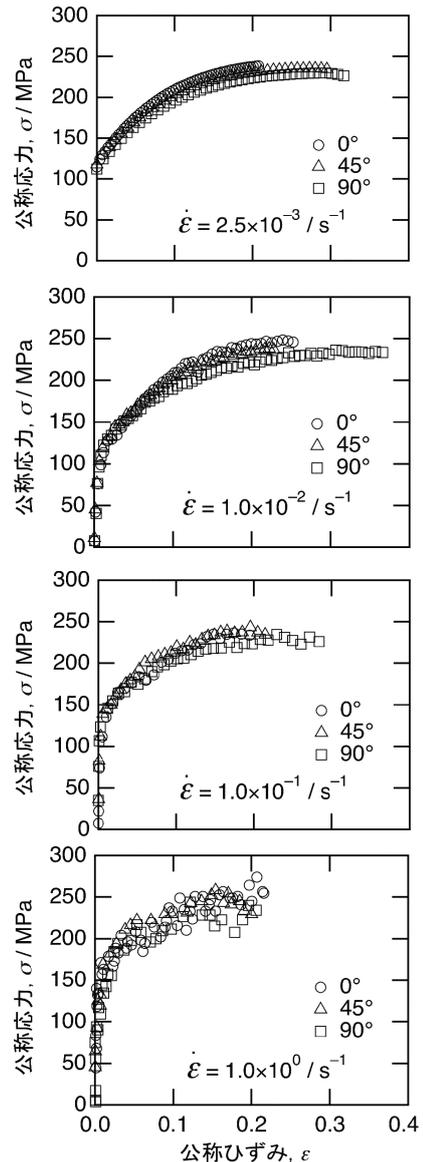


図 11 ランダム方位材の公称応力-ひずみ線図 (引張試験)

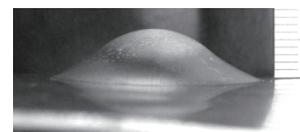


図 12 室温エリクセン試験後の試料 (板厚 0.8 mm)



DR : 1.67 (割れなし) DR : 1.8
図 13 室温深絞り試験後の試料 (板厚 0.8 mm)

は大きくなると考えられる。ランダム方位材の種々の面内ひずみ比での破断限界を示す成形限界線図 (Forming Limit Diagram) を図 16 に示す。等相当ひずみ線上で脆



図 14 しわ押え加熱 (100°C) 深絞り試験後の試料

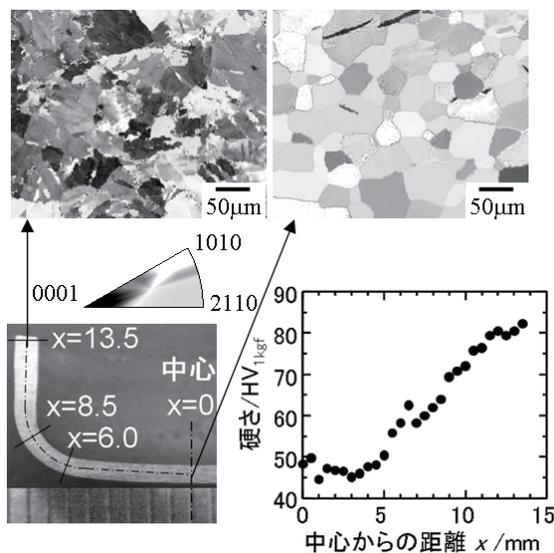


図 15 カップ軸断面の結晶方位と硬さの分布

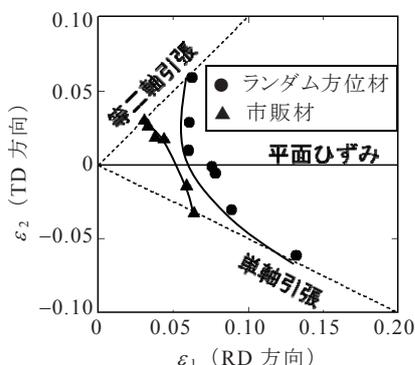


図 16 AZ31B-O の成形限界線図

性的に破断する市販材に対し、ランダム方位材は単軸と等二軸での破断限界が向上し、延性材料のようなくびれ破断型に移行する傾向を示す。

4. おわりに

結局、マグネシウム合金板の成形性を向上させるには降伏強さ（耐力）を下げるしかない。その一番簡単な方法は加熱であるが、自動車部品などの大型量産品ではコスト面で実用化が難しい。成形時の加工硬化や二次的な

集合組織形成による変形抵抗の増加が著しい冷間成形において、降伏強さの低下は破壊強度到達が遅れることを意味する。かといって、成形時の硬化（強化）まで抑制されたのでは、最終製品にマグネシウムの比強度が活かさない。また、降伏強さを下げる組織制御に特殊な設備や多大な手間をかけたのでは、加熱成形同様コスト面で採算が合わない。

ここで紹介した結晶方位ランダム化プロセスは、以上の観点から、現時点で実用化に最も近い冷間成形用マグネシウム合金板の製造方法であると確信している。

文 献

- 1) M. Kohzu, F. Yoshida, H. Somekawa, M. Yoshikawa, S. Tanabe, K. Higashi: Mater. Trans., **42-7** (2001), 1273-1276.
- 2) 高津正秀: 天田財団 FORM TECH REVIEW, **14-1** (2005), 50-55.
- 3) 鎌土重晴, 小島陽, 小原久(監修), 高津正秀(分著): マグネシウム合金の成形加工技術の最前線, (2005), 79-87, シーエムシー出版.
- 4) 高津正秀: プレス技術, **43-7** (2005), 23-26.
- 5) M. Kohzu, T. Hironaka, S. Nakatsuka, N. Saito, F. Yoshida, T. Naka, H. Okahara, K. Higashi: Mater. Trans., **48-4** (2007), 764-768.
- 6) 高津正秀, 廣中智也, 中塚章太, 斎藤尚文, 吉田総仁, 中哲夫, 岡原治男, 東健司: 塑性と加工, **49-566** (2008), 221-225.
- 7) 佐藤雅彦: 特開 2005-298885.
- 8) Y. Chino, K. Sassa, M. Mabuchi: Mater. Trans., **49-7** (2008), 1710-1712.
- 9) Y. Chino, X. Huang, K. Suzuki, M. Mabuchi: Mater. Trans., **51-4** (2010), 818-821.
- 10) Kohzu, M., Nakatsuka, S. & Higashi, K.: Mater. Trans., **49-9** (2008), 2096-2099.
- 11) 高津正秀, 中塚章太, 東健司: 軽金属, **59-9** (2009), 498-501.
- 12) M. Kohzu, K. Kii, Y. Nagata, H. Nishio, K. Higashi, H. Inoue: Mater. Trans., **51-4** (2010), 749-755.
- 13) 高津正秀, 喜井健二, 長田祐希, 西尾弘之, 東健司, 井上博史: 軽金属, **60-5** (2010), 237-243.
- 14) 高津正秀: 特開 2010-70821.
- 15) 高津正秀, 沼倉 宏, 杉本圭二, 中浦祐典, 渡部 晶, 中哲夫, 吉田総仁, 森謙一郎: 118 回軽金属春季大会, (2010), 213-214.
- 16) 森謙一郎, 辻 浩和: 塑性と加工, **48-552** (2007), 41-45.