

実用マグネシウム合金の加熱プレス成形性

高津 正秀*

1. はじめに

マグネシウムが「環境にやさしい材料」として注目され始めて10年ほど経つが、この間、携帯用電子機器の筐体などで実用化が進むとともに、今なお多くの研究・開発がなされている。このことは、高い比強度と優れたリサイクル性によるところが大きい。すなわち、リサイクルによる原材料費の低減を前提として、近い将来における需要の大幅な拡大が予測されているのだが、逆にある程度需要が拡大しないとリサイクルシステムはうまく機能しない。そこで、ドイツなどでは、国策として大量使用が見込める自動車部品への適用を進めているが、わが国では鋼指向が根強く、高比強度材料としての高張力鋼の研究も盛んである。原材料高で需要が伸びない以上、品質の向上に加えて生産性の向上によるコストダウンを画策するのは自然な動きであり、生産性の高い塑性加工（展伸材の利用）は、マグネシウムが注目され始めた当初から研究対象となっている。

AZ31合金(Mg-3Al-1Zn)は、他の合金系に比べて、室温を含む広い温度範囲で抜群の延性を示し、かつ適度な強度を有している。とはいえ、軟鋼、アルミニウム、銅などの延性金属に比べると、けっして塑性加工性がよいとは言えず、工業的な規模で生産するには、未だ克服しなければならない課題を残している。以下に紹介する筆者が行った一連の研究^{1)~11)}が、この課題克服の一助になれば幸いである。

2. 成形性がn値やr値で評価できない理由

応力のひずみ速度依存性がほとんどない冷間加工での成形性は、一般にn値（加工硬化指数）やr値（ランクフォード値）が大きいほどよいとされている。展伸用マグネシウム合金AZ31(Mg-3Al-1Zn)は、室温で際だって大きいr値と十分なn値を有しながら、通常の延性金属と比べると成形性は格段に悪く、わずかな変形量で破断に至る。マグネシウムの成形を考えるに当たっては、まず、この理由をしっかりと理解しておく必要がある。結論から言うと、n値やr値は、くびれ（変形の局所化）の生じ難さを示す指標であるので、最終的にくびれ破断する材料の成形性評価には有効であるが、くびれが生じる前に破断するマグネシウム合金の成形性は評価できないということである。

図1は、冷間引張試験における荷重-伸び曲線の基本パターンを示す。図中のAは弾性限内で破断するケース、Bは塑性変形は生じるがくびれが生じる前の一様伸び範囲で破断するケースで、これらは脆性材料のパターンである。一方、C、Dは、ともに十分なくびれの後に破断に至る延性金属材料のケースで、Cは焼鈍材、Dはひずみ硬化した予

加工材のパターンである。焼鈍されたAZ31マグネシウム合金の場合はBとCの間で、最高荷重点の前後、すなわち、くびれが生じ始める頃にいきなり破断する。表1は、このような、一様伸びだけで22%伸びた場合と局部伸び（くびれ）だけで5%伸びた場合の全伸び、絞り（断面収縮率）および収縮部の局所的な伸び（一様伸び換算）を比較したもので、ここでは丸棒を想定している。図から明らかかなように、局部伸びだけで生じる全伸びはわずかであり、厚さ方向の収縮が優先する板ではさらに小さくなる。しかしながら、収縮部では100%近い伸び率になっており、20%のポイドの生成を仮定すると実質伸び率はさらにその5割増しとなる。図2は焼鈍したAZ31マグネシウム合金板と加工硬化した工業用純アルミニウム板(A1100-H12)の室

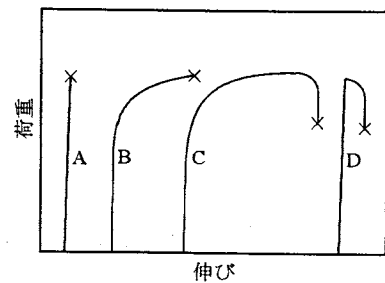


図1 引張試験における荷重伸び曲線のパターン

表1 引張試験における全伸びと収縮部の局部伸び

標点間の形状	全伸び	しぼり	収縮部伸び (一様伸び換算)	同気孔率 20%
一様伸びのみ	22%	(18%)		
初期状態	0%	0%		
局部伸びのみ	5%	49%	96%	145%

※ 図はJIS-4号試験片(平行部直径:14mm, 標点間距離:50mm)を想定

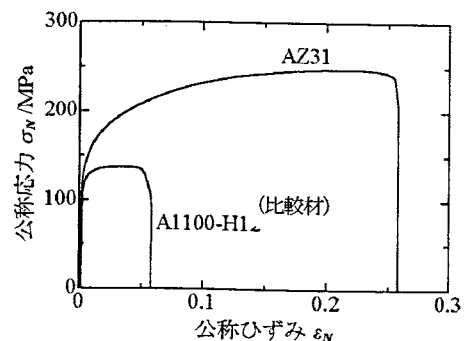


図2 AZ31(焼鈍材)と比較材のA1100-H12アルミニウムの公称応力-ひずみ曲線(RD方向)

温での公称応力-公称ひずみ曲線を示す。これらは、それぞれ C に近い B および D のパターンに相当し、伸びの大きい AZ31 板は深く曲げると割れるが、伸びの小さい硬質 A1100 板はべしゃんこに折り畳んでも割れない。一般に、構造材料の性能は強度と延性のバランスで評価され、材料開発においては、延性は引張試験の全伸びだけで評価されがちである。確かに、図 1-B タイプの脆性材料においては、全伸びは延性の指標であると言える。しかし、塑性加工用素材である展伸材において、真の延性すなわち『材料が破断に至るまでに破断部近傍に生じる巨視的な塑性ひずみ』を試験片の平均的な伸びである全伸びで評価することはできない。ここでは、この破断せずに変形できる能力を『変形能』と呼び、破断に至る応力を『破壊応力』と呼ぶことにする。この例では、「全伸び 20% 強の AZ31 焼鈍材より全伸びわずか 5% のアルミニウム予加工材の方が変形能ははるかに大きい」ということになる。なお、くびれを生じることのない圧縮変形においても、変形能すなわち破断（あるいはクラック）の発生なしに変形できる限界は存在する。AZ31 合金は、100°C~200°C 程度のわずかな加熱でも降伏応力が低下し、また、ひずみ速度依存性も大きくなる。図 3 は、一定絞り比 (1.67) で破断せずに絞れる臨界温度と側壁部に生じる最大応力を、種々の絞り速度比（パンチ速度のパンチ径に対する比）に対してプロットしたものである。図からわかるように、温度や速度が変化しても破壊応力はほとんど変化しないので、降伏応力が小さくなるほど変形能が向上することになる。また、最近の組織制御された AZ31 材では、室温引張試験での特性に差はないが、高速でもわずかな加熱で降伏応力が大きく低下し、変形能の温度・速度特性は飛躍的に向上している。

上記説明のなかでの「破壊応力」は破断部近傍に生じた平均的な応力であるが、通常の金属材料において、原子間の結合強度から計算される理想破壊応力は、降伏応力に比して桁違いに大きい。しかしながら、通常材料内部は不均一であり、結晶粒界や異相境界などに応力が集中する。室温のマグネシウムのように底面以外のすべり系が活動しにくい材料では、粒界に集積した転移が抜けにくく、非常に大きな応力集中が生じるものと考えられる。

上述のように、AZ31 合金の変形能は、100°C~200°C の加熱でも大きく向上するが、 n 値（加工硬化指数）が温度の上昇とともに低下するため、引張試験における一樣伸び限界は小さくなる。その代わり、 m 値（ひずみ速度感受性指数）が大きくなり、変形の局所化が生じにくくなるため、全伸びは大きくなる。また、試験速度の影響も受け、特に 10^0 オーダーの高ひずみ速度で引張ると、一樣伸び、局部伸びともに小さくなる。このひずみ速度は、通常メカプレスによる板成形や鍛造で、最低限想定しなければならない速度であり、量産のためには、この速度での延性（一樣伸びや変形能）に優れた材料が求められる。なお、このような高ひずみ速度では、変形抵抗が大きくなるので、通常 200°C~300°C のより高い温度が必要になる。

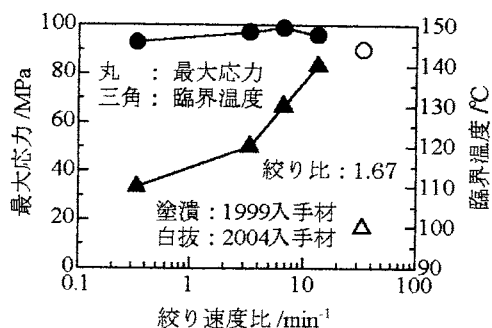


図3 一定絞り比で絞り可能な臨界条件における最大応力

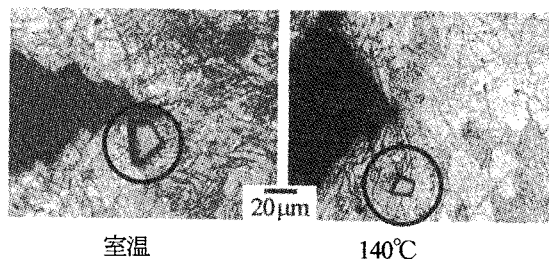


図4 亀裂進展に及ぼすマンガン化合物の影響

3. 展伸材の組織と成形性

最近の AZ31 マグネシウム合金は、前節の結果が示すように、従来材に比べると加熱時の変形能がかなり向上している。その最も大きな要因は集合組織の違いによるものと考えられる^{11)~14)} (図 6 参照)。集合組織や結晶粒径は、圧延条件で変化し、その詳細については、メーカーのノウハウであるので言及を避けるが、従来材のような同心円上の集合組織は、板厚方向の単軸圧縮に近い条件で圧延されたものであるといえる。

200°C 以下の低い温度でのプレス成形では、曲げ、張出し、絞りなどいずれの変形モードにおいても、まず変形能が重要であり、くびれが生じるまで破断せずに持ちこたえるだけの変形能があつて始めて n 値や r 値が効いてくる（ただし、くびれ破断しない曲げ加工では変形能だけで成形性が決まる）。通常圧延で得られる結晶粒径は 10~30 μm 程度だが、この範囲での粒径の違いは、変形能にさほど影響を及ぼさないようである。

図 6 は、マンガンを多く含んだ試料の切欠き曲げ試験での亀裂の進展の様子を示す。過剰なマンガンは、図中の円内にあるような硬くて角張った化合物を形成するため、成形性を害する^{15), 16)}。室温では亀裂がその相境界を走っているのに対し、140°C ではそうはなっていない。亀裂の発生や進展へのマンガン化合物の関与を、この一断面だけで判断することは難しいが、母材の変形能が乏しい（切欠き効果が大きい）室温では、経験則からも特にその影響が大きいと考えられる。また、マンガンの固溶量が母材の変形能自体に影響を与えることも考えられる。

4. 高温高速での材料特性と成形性

量産を前提とした実用プレス速度での成形では 10^0 オーダーの高ひずみ速度下での成形性が要求され、AZ31 マグネシウム合金の場合、経験的に 200°C 以上の高温で成形する必要があると思われる。そこでまず、最高 100mm/s の高速引張試験機と炉中での標点間伸びを正確に計測できる伸び計測システムを独自に開発した⁷⁾。

3.1 高速引張試験機と伸び計測システム

図5に高速引張試験機と伸び計測システムの模式図を示す。試験は、伸び計からの情報をフィードバックして真ひずみ速度一定(ただし、一様伸びを仮定)で行った。また、高速試験(ひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^0 / \text{s}^{-1}$)では、設定速度に達するまでの時間が問題になるため、クラッチ機構により助走区間を設けている。伸びの計測には、2400回/sのサンプリングが可能なLED光による非接触変位計を用い、 $L24 \times W8$ の試験片平行部に標点間距離 18mm で取り付けられた遮光ピンの間隔を測定した。加熱装置は、断熱スリーブ内に熱風を循環させる方式で、高速かつ均一な加熱を実現しており、断熱材スリーブにはLED光が貫通するスリットが設けてある。LED光の熱風による揺らぎはほとんどなく、静的な測定では $1/100\text{mm}$ の精度が得られることを確認している。試験温度は $373\text{K} \sim 453\text{K}$ で行った。温度測定は熱伝対を試験片に直接当てて行った。

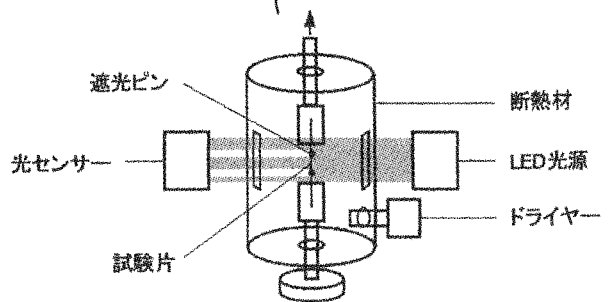
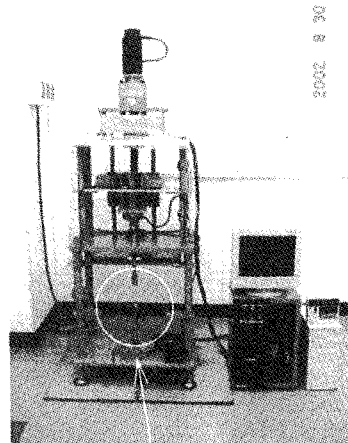


図5 高速引張試験機と伸び計測システム模式図

3.2 試料および実験条件

試料は均質化のためすべて 300°C で 30min 焼鈍した。試料の化学組成を表2に、焼鈍後の六方晶底面の集合組織と光顕組織を図6に示す。試料Aは、底面が圧延面に対して傾いた2極分布になっており、試料Bは、底面が圧延面に平行によく揃った同心円上の集合組織になっている。引張試験は、温度： 100°C 、 150°C 、 200°C 、 250°C 、真ひずみ速度： $\dot{\epsilon} = 1.0 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ 、 $3.0 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ 、 $1.0 \times 10^0 \text{s}^{-1}$ で、圧延方向(RD)と幅方向(TD)の2方向について行った。

表2 高速引張試験に用いたAZ31試料の化学組成

	Al	Zn	Mn	Fe	Cu	Si	Ni	Ca
A	2.9	0.82	0.67	0.002	0.002	0.022	0.001	0.001
B	3.04	1.05	0.47	0.002	<0.01	0.01	0.001	<0.01

(mass%)

3.3 高温高速域での引張試験の結果^{8),11)}

図7に、試料Aの種々の温度、速度でのRD方向の引張試験における応力-ひずみ曲線を示す。全体として、圧延方向と幅方向では大差なく、いずれの温度においても、通常のプレス速度に近いひずみ速度になると明らかな伸びの低下がみられ、高速での成形が難しいことがわかる。それでも 250°C 以上では、ひずみ速度 10^0 で 50% 以上伸びていて、 15% 付近までは一様伸び範囲と見なすことができる。これに対し、試料Bでは、図8に示すように、高温高速変形での一様伸び範囲がほとんどなく、降伏後すぐにくびれが発生する。試料Bのような同心円状の集積度の強い集合組織を持つ材料は、変形能に乏しく伸び値は低いと考えてきた。しかし最近、このような集合組織でも、 250°C 以上の高温で高速においてもAに近い伸びを示すものもある。とはいえ、 200°C 以下での成形性は、集積の弱い2極分布の集合組織をもつものが良いようである。

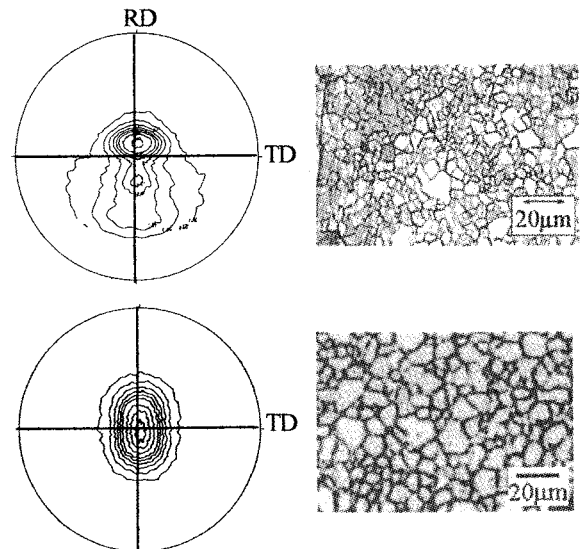


図6 試料の{0001}極点図と光顕組織

図9は、試料Aの種々の温度でのひずみ速度と n 値の関係をRD方向について示したものである。AZ31合金の n 値は、これまでの研究では、温度の上昇とともに低下し、

また、ひずみ速度の増加とともに増大と言われてきたが、 10^{-1} 以上の高ひずみ速度では温度による差が小さくなり、 $10^{-1.5}$ (3.16×10^{-1}) 以上では逆転が生じている。一方 m

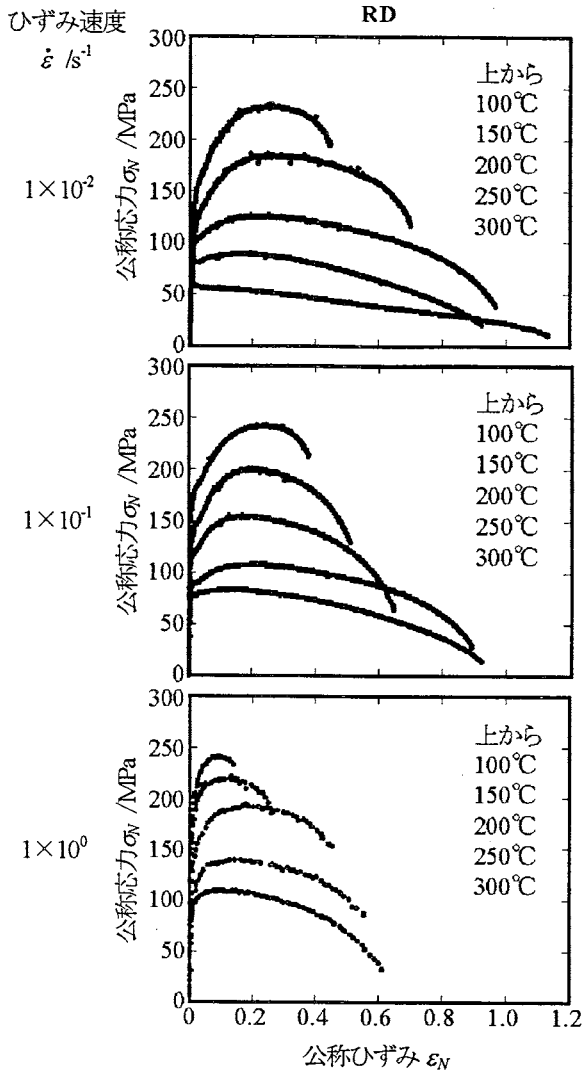


図7 試料Aの高速域での応力-ひずみ曲線

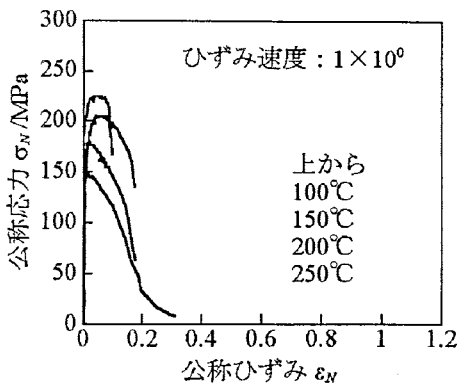


図8 試料Bの高速での応力-ひずみ曲線

値は、図10に示すように、いずれの方向においても温度の上昇に伴ってほぼ直線的に増大しており、本実験条件の範囲では、 m 値のひずみ速度域による変化は認められなかった。

最近の成形性の良い材料は、高速といえども変形能の大きい高温では十分なくびれが生じており、成形限界は概ね塑性不安定条件で決まると言ってもよい。ただし、これはあくまで単軸引張の場合であり、塑性不安定（くびれ）が生

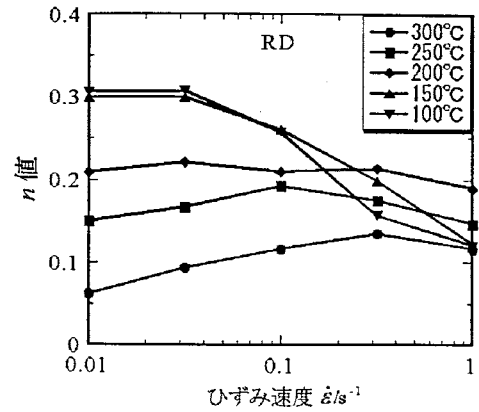


図9 高速域での n 値とひずみ速度の関係

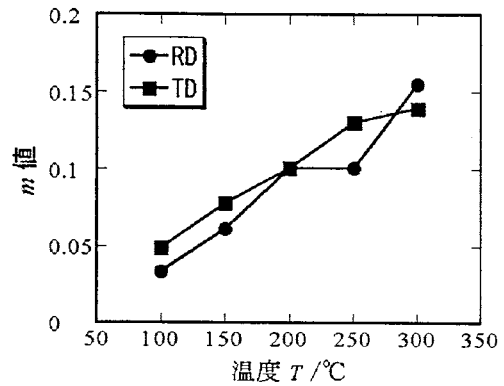


図10 m 値と温度の関係（ひずみ速度 $1 \times 10^{-2} \sim 1 \times 10^0$ ）

じにくい等二軸引張では、局部くびれの発生を成形限界としたときの成形限界予測より実際の成形限界はかなり小さくなる⁹⁾。これは、局部くびれが発生するまでに相当ひずみ変形能の限界に達するためと考えられ、二軸引張の変形モードでは、高温でも変形能が成形限界を支配する可能性があるといえる。

5. プレス成形性（板金プレス）とその評価

板材のプレス成形は表3に示すように、直接負荷法と間接負荷法に大別できる。個々には、曲げ、張出し、深絞り（縮みフランジ変形）、などの加工法があり、これらの変形モードをすべて含んだ複合成形も多い。一般論として、曲げでは板厚の半分が圧縮変形（軸力が作用しない場合）、片側の表面層だけが一樣伸び限界を超えてもくびれは生じないので、変形能、すなわち引張試験における局部伸びが成形性を左右する。張出しでは、材料の変形能はもちろん必要であるが、求められる変形量に比して材料の変形能が十分大きい場合には、板厚減少の極所化で成形限界が決まるので、 n 値すなわち一樣伸びが重要となる。また、厳しい張出し成形や材料の変形能が不十分なときは加熱することも多く、その場合は m 値（ひずみ速度感受性指数）も効いてくる。深絞りでは、フランジを円周方向に圧縮してカップ側壁に成形するわけだが、その間、直接加工力を受けているのはポンチ肩上のほぼ同じ部分であり、この力がすでに成形済みの側壁を介してフランジ部に伝達される。そ

表3 板金プレス成形の分類と要求される材料特性

分類	直接負荷成形		間接負荷成形
負荷様式	成形したい箇所に直接負荷		成形済みの部分を介して負荷
材料への要求	延性さえあればよい		荷重伝達部の強度も必要
成形法	曲げ	張出し	深絞り
重要特性	変形能(局部伸び)	n値(一様伸び)	r値(板厚方向ひずみの生じ難さ)

* AZ31マグネシウム合金ではすべての成形法においてまず変形能が必要

して、成形の可否は、パンチ肩上の部分がフランジを引き込む張力に耐えられるかどうかで決まる。その際、大きい n 値はこの部分を強化するが、同時にフランジも強くするのであまり効果はなく、 r 値が、この部分の板厚くびれを生じにくくする意味で重要である。変形能の乏しい材料では、絞り初期のパンチ頭部での曲げや張出しで破断する場合もあるが、これについては、後で詳述する(図11, 12, 表4参照)。以上のように、材料に要求される性質はプレス成形の種類によって異なるため、特に複合成形では、破断しやすい箇所がどのような変形形態になっているかを考慮して、材料を選択したり、ブランク形状や潤滑などの成形条件を工夫したりしなければならない。

もう一点、板成形で忘れてならないのは、単一の基本的な成形法でも、変形部位や成形段階によってひずみ比(応力比)が変化し、材料の成形限界もそれに大きく左右されるということである。このような二次元の限界ひずみは、成形限界線図 (FLD) によって表される⁹⁾。塑性不安定条件(局部くびれ発生条件)のみによって破断限界が決まる延性金属では、その限界をMK理論によって予測することができ、実験結果ともよく一致することが知られている。図11は、種々の n 値, m 値の組合せに対してMK理論より求めたFLDに、等相当ひずみ線を重ねたものである。図より、どんな材料でも、平面ひずみの状態では、等二軸や単軸応力状態に比べてはるかに板厚くびれを生じやすいことがわかる。マグネシウム合金のような変形能の小さい材料の場合、条件によっては局部くびれが生じる前に脆性的な破断が生じる。仮に、この破断限界が相当ひずみで規定されるとすると、ひずみ経路によって、くびれ破断の成形限界線と等相当ひずみ線のいずれか先に達した方で破断することになる。図12は、AZ31マグネシウム合金板(試料B)のひずみ速度 1×10^{-2} でのFLDを示す(これより速い速度での試験は難しい)。室温に近いところでは、単軸の成形限界に対する等二軸の成形限界の比が、延性金属に比べて明らかに小さい。異方性の大きいマグネシウム合金の成形限界を、等方材料を仮定したMK理論や等相当ひずみ線で考えるのは乱暴かもしれないが、上述のような考え方で、概ねこの実験結果を説明することができる。なお、試料Aでは、二軸引張領域の成形限界がかなり改善されていた。

円筒深絞りとは基本的なプレス加工法であるとともに、上述のプレス成形の3つの変形モードである縮みフランジ変形(主たる変形)、張出し(パンチ頭部)、曲げ(パンチ肩や

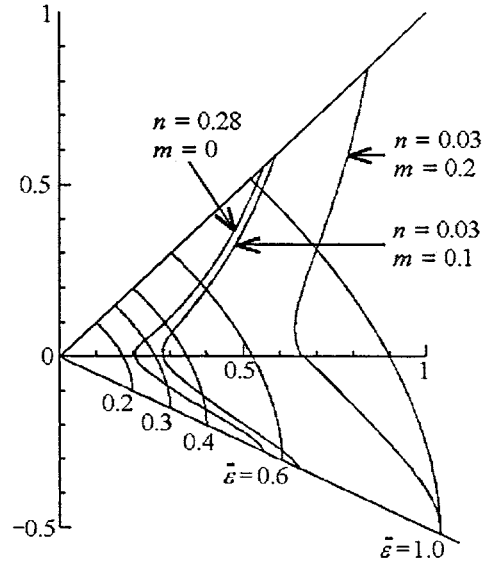


図11 MK理論によるFLDと等相当ひずみ線

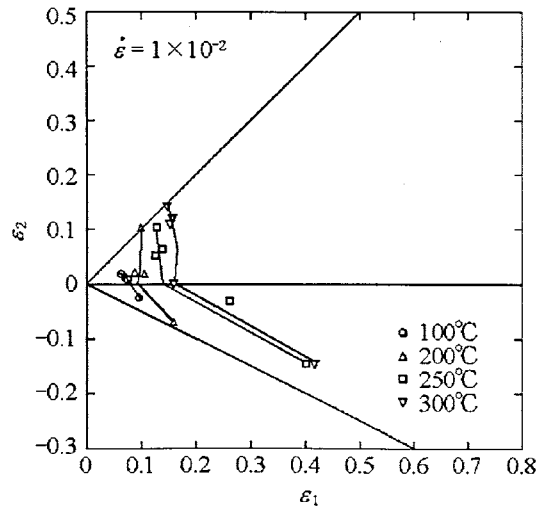


図12 AZ31圧延板(試料B)のFLD

ダイス肩)を、それ自身すべて含んだ複合加工である。AZ31マグネシウム合金板の深絞りでは、その成形条件(温度、速度、工具の形状・寸法など)により様々な破断形態をとるので、通常の延性金属のように、単純にパンチ肩での板厚くびれによる破断だけでその成形限界(あるいは成形性)を論じることはできない。例えば、材料の変形能が乏しい室温ないしそれに近い低温での成形(板厚くびれを生じる前に脆性的に破断する条件)では、絞り初期にパンチ頭部での張出しやパンチ肩での曲げで破断する。前者

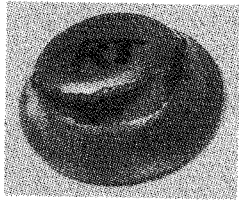


図13 室温深絞りでの引張曲げ破断の例

は板厚に比してパンチ肩半径が大きい場合であり、後者はパンチ肩半径が小さい場合である。成形温度を高くし材料の変形能が向上するとこのような破断は回避され、通常のパンチ肩上で板厚くびれによる破断が成形限界を左右するようになる。図13は、板厚の2.5倍の肩半径のパンチを用いて室温で絞った試料の外観で、典型的な曲げ破断の様相を呈している。しかし、AZ31焼鈍材は、通常この程度の肩半径の単純曲げでは割れることはなく、絞り初期のパンチ肩上で曲げにおいては、フランジ部を引き込むのに要する強い張力がここに作用して引張曲げの状態になるため、曲げの外側表面に変形能を超える大きなひずみが生じるのである。

6. おわりに

AZ31マグネシウム板のプレス成形性は、低温低速で成形する場合と高温高速で成形する場合で分けて考える必要がある。低温低速の成形ではあらゆる成形において変形能が成形性を左右すると考えてよいが、高温高速の成形では、温度やひずみ速度により n 値、 m 値、 r 値などが微妙に変化し、変形モードによってもこれらパラメータの影響度が違ってくるので、単純に一つの指標で成形性を評価することは難しい。変形能については曲げ試験や張出し試験で簡単に評価できるが、高温・高ひずみ速度での n 値や m 値の測定には特殊な装置と手間を要し、また、これらに大きく関わる集合組織なども製造工程のなかでの品質管理として行うには手間がかかり過ぎる。そこで、実際の成形に近い条件で、より簡便に行える評価試験方法を見出すことが今後の課題といえる。

冒頭に述べたように、コスト削減のためにはリサイクルシステムの確立、リサイクルシステムの確立のためには量産、量産のためには高温高速成形、となるわけだが、高温高速で成形するには、設備費、加熱のためのエネルギー、型寿命、潤滑材などコストも含めた多くの技術上の障壁がある。一方、素材の材質改善により成形可能温度を少して

も下げることができたら、これらの障壁は低くなる。マグネシウムが次世代軽量構造材料としての地位を築くためには、素材創製技術（一次加工）と成形技術（二次加工）の両面から研究開発を進める必要がある。

参考文献

- 1) 高津正秀, 染川英俊, 東 健司 : 50 回塑加連講論, (1999), 205.
- 2) 染川英俊, 高津正秀, 田辺重則, 東 健司 : 日本材料学会第49回学術講演会講演論文集, (2000), 339.
- 3) H. Somekawa, M. Kohzu, S. Tanabe, K. Higashi: "The press formability in magnesium alloy AZ31", *Mater. Sci. Forum*, 350-3 (2000), 177.
- 4) M. Kohzu, F. Yoshida, H. Somekawa, M. Yoshikawa, S. Tanabe, K. Higashi : "Fracture Mechanism and Forming Limit in Deep-Drawing of Magnesium Alloy AZ31", *Mater. Trans.*, 42 (2001), 1273.
- 5) M. Kohzu, F. Yoshida, K. Higashi : "Evaluation of press formability in magnesium alloy", *Mater. Sci. Forum*, 419-4 (2003), 321.
- 6) 高津正秀 : 天田金属加工機械技術振興財団研究概要報告書・国際交流報告書, 15 (2003), 100.
- 7) 廣中智久, 高津正秀, 東 健司 : 平成 15 年塑加春講論, (2003), 279.
- 8) 廣中智久, 高津正秀, 中 哲夫, 福城和也, 吉田総仁, 東 健司 : 54 回塑加連講論, (2003), 55.
- 9) 福城和也, 廣中智久, 中 哲夫, 高津正秀, 東 健司, 吉田総仁 : 54 回塑加連講論, (2003), 57.
- 10) 中 哲夫, 廣中智久, 高津正秀, 東 健司, 上森 武, 吉田総仁 : 55 回塑加連講論, (2004), 123.
- 11) 廣中智久, 中塚章太, 高津正秀, 中 哲夫, 吉田総仁, 東 健司 : 55 回塑加連講論, (2004), 125.
- 12) 金子純一, 菅又 信, 沼 政弘, 西川泰久, 高田秀男 : 日本金属学会誌, 64 (2000), 141.
- 13) 大年和徳, 勝田基嗣 : 軽金属, 51 (2001), 534.
- 14) 吉田 雄, シーザー ローレンス, 小島 陽, 鎌土重晴 : 101 回軽金属秋講概, (2001), 317.
- 15) 川上義邦, 勝田基嗣 : 102 回軽金属春講概, (2002), 331.
- 16) 吉田 雄, シーザー ローレンス, 関根卓義, 鎌土重晴, 小島 陽 : 金属誌, 68 (2004), 412.