

マグネシウム合金の切欠き感受性と成形性

大阪府立大学 大学院工学研究科

講師 高津 正秀

(平成13年度 研究開発助成 AF-2001021)

1. 緒言

「環境にやさしい材料」としてマグネシウムが注目され始めて約10年が経過し、その高い比強度を活かして携帯用電子機器や輸送機器などに広く使われるようになってきた。この間、軽量構造材料としての需要拡大のために、ダイカストやチクソモールディングから、より生産性の高いプレス成形への移行を模索する動きは当初からあり、多くの研究・開発がなされてきたが、プレス成形本来の量産という意味ではまだまだ課題を残している。

筆者は、本研究の前身である「実用マグネシウム合金AZ31の温間プレス成形性¹⁾」を始め、プレス成形性とその評価に関する多くの研究を行ってきた²⁾¹⁰⁾。その中で、

- (1) 焼鈍材では、室温において、20%前後の伸びと1.5程度の高い n 値を有しながら、きわめて成形性が悪いこと。
 - (2) 150°C程度のわずかな加熱で成形性は飛躍的に向上し、均一加熱で絞り比2.2程度の深絞りが可能になること。
- を示すとともに、その原因について考察してきた。これらのことは、マグネシウムの結晶構造に起因する本質的な問題であるといえるが、ここで示した数値については、素板(AZ31合金展伸材)のマイクロ組織、特に集合組織に大きく左右されることがその後の研究でわかってきた¹⁰⁾¹³⁾。また、プレス成形での変形モード(曲げ、張出し、絞り)や温度、速度などの成形条件によっても素板の成形性の評価は変わってくる。

本研究では、特に素板の切欠き感受性が成形性に大きく影響する比較的低い温度での成形性を検討するとともに、量産を前提とした実用プレス条件に対応する高温高速での引張試験により、材料特性評価を行う。

2. 組織、機械的性質と切欠き感受性

応力のひずみ速度依存性が小さい冷間加工での成形性は、一般に n 値や r 値が大きいほどよいとされている。また、一般に、引張試験における伸び値(全伸び)は、材料の延性を表す指標と考えられがちである。しかしながら、AZ31マグネシウム合金においては、この考え方が当てはまらない⁹⁾。これは、成形時の破断限界が局部くびれの発生によって決まるという前提のもとに言えることであり、室温のAZ31合金のように、局部伸び(板厚くびれ)が生じる前に脆性的に破断する場合には、材料自体の変形能が破断限界を左右する。ここで言う変形能とは、破壊せずに変形できる能力であり、破断部近傍に生じた巨視的な塑性ひずみで評価される。

2.1 試料および実験方法

試料として板厚0.8mm、幅120mmのAZ31マグネシウム合金圧延板(コイル材)を用いた。その化学組成は表1に示すとおりで、成形性を重視してマンガン量が低めに設定されている。試料は、均質化のため300°C、30min焼鈍した。図1に焼鈍後の底面の集合組織を示す。{0001}極点図は、 c 軸が圧延方向の前後にかなり傾いた二極分布になっているのに対し、右の従来材(1999年購入)では中心に集中(底面が圧延面に平行)した同心円状になっている。図2は、AZ31および比較材として用いたA1100-H12アルミニウム圧延板(板厚はともに0.8mm)の室温引張試験における圧延方向の公称応力-ひずみ曲線を示す。AZ31マグネシウム合金は、引張試験において約25.5%の伸びを示し、最高荷重点を少し過ぎたあたりで破断するが、板厚くびれはほとんど生じていない。これとは正反対に、アルミニウムの予加工材は、板厚収縮はきわめて大きいが一様伸びが小さいため、5.5%程度の全伸びしかない。

これらの試料の切欠き感受性を調べるため、図3に示す

表1 切欠き曲げ試験に用いたAZ31試料の化学組成 (mass%)

Al	Zn	Mn	Fe	Cu	Si	Ni	Ca
2.8	1.2	0.31	0.003	0.001	0.009	0.001	0.001

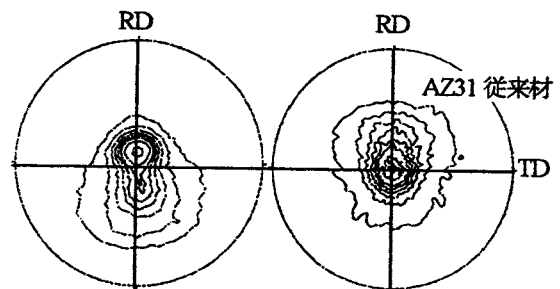


図1 AZ31(焼鈍材)の底面の集合組織

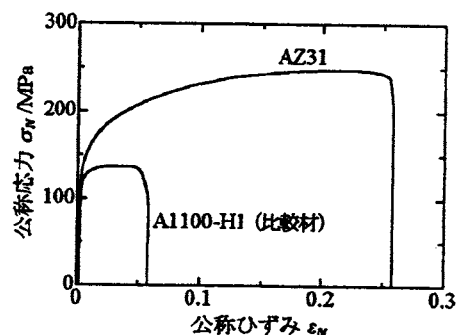


図2 AZ31(焼鈍材)と比較材のA1100-H12アルミニウムの公称応力-ひずみ曲線(RD方向)

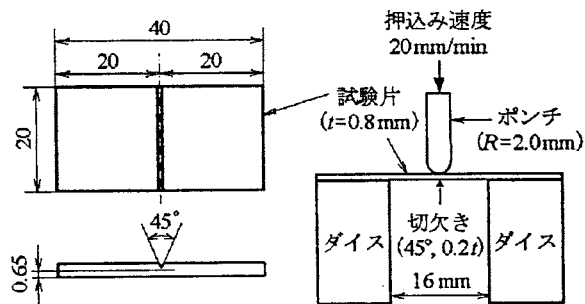


図3 切欠き曲げ試験装置および試験片

ような装置および試験片を用いて切欠き曲げ試験を行った。試験片には、幅方向に45°のVノッチを入れ、図に示すような条件で約90°まで曲げた。ノッチ先端アールの実測値は約30 μmであった。

2.2 切欠き曲げ試験の結果

種々の温度での切欠き曲げ試験結果を図4に、切欠き先端部の光顕組織を図5に示す。図4下および図5右下は従来材のものであるが、室温よりは浅いものの180°Cでも亀裂の進展が認められ、曲げ荷重は大きく低下する。これに対して、ここで用いたAZ31材は、80°Cでも0.1mm程度で亀裂は止まっており、荷重の低下も緩やかである。150°Cでは、亀裂はまったく生じておらず、荷重の低下はさらに緩やかになる。しかし、室温では従来材と大差なく、皮一枚(0.1mm以下)でつながっている状態になり、亀裂進展に伴い荷重も急速に低下する。一方、比較材のアルミニウムA1100-H12(室温)は、降伏後ほぼ一定の荷重を保持しており、もちろん亀裂は生じていない。AZ31は、加熱状態でも加工硬化による荷重の増加が大きいいため、塑性域が広がり(切欠き近傍が湾曲)ひずみが緩和されるが、予ひずみを有するA1100-H12は、亀裂先端に変形が集中しきわめて大きなひずみ量になる。にもかかわらず亀裂が生じないのは、変形能がすこぶる大きいからと言える。

2.3 組織と変形能についての考察

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。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は避けるが、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って始めて 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)。ここで用いた試料の結晶粒径は、約25 μmと比較的大きく、従来材と大差はない。通常圧延で得られる結晶粒径は小さいもので10 μmを少し切る程度だが、この程度の粒径の違いは、変形能にさほど影響を及ぼさないよ

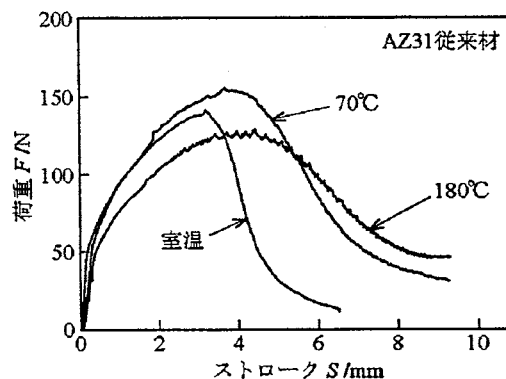
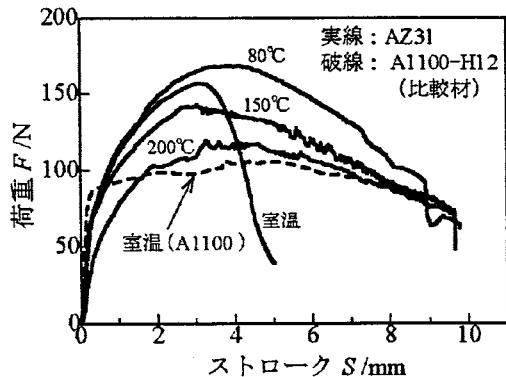


図4 切欠き曲げでの荷重-ストローク曲線

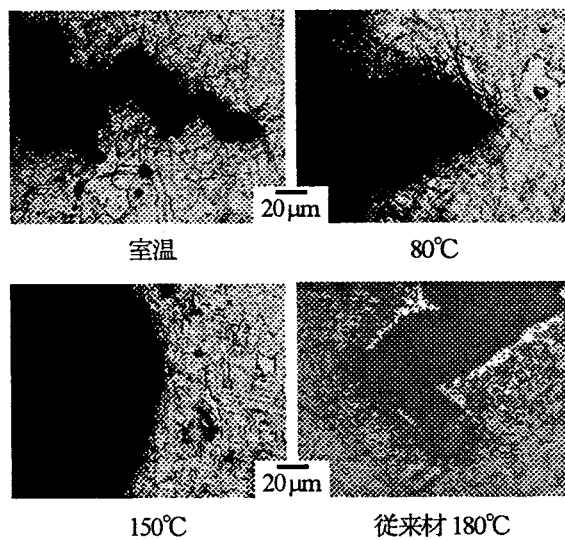


図5 切欠き先端の光顕組織

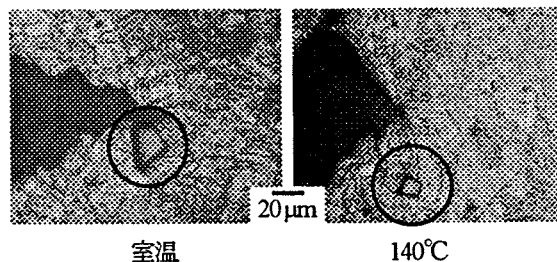


図6 亀裂進展に及ぼすマンガン化合物の影響

うである。

図6は、マンガンを多く含んだ試料(別の試料)の切欠

き曲げ試験での亀裂の進展の様子を示す。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^{14),15)}。室温では亀裂がその相境界を走っているのに対し、140℃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。

3. 高温高速での材料特性評価

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℃以上の高温で成形する必要があると思われる。近年、成形シミュレーションによる工程設計や型設計が一般的に行われるようになったが、高温ではひずみ速度依存性も大きいので、シミュレーションのための構成式を得るには、実成形条件に近い高温高速での引張試験を行う必要がある。このような高速試験は市販の引張試験機ではできず、また、炉中での高温引張試験では伸び計が使用できないため、通常、クロスヘッド変位で伸びが評価されるが、これでは最近の解析ソフトの精度に見合う正確な構成式は得られない。伸びに関しては、CCDカメラやレーザーを用いた非接触伸び計で、窓越しに試験片に付したマーキングを追う方法もあるが、このような高速変形には対応できない。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。

3.1 高速引張試験機と伸び計測システム

図7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 $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^0 / s^{-1}$)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×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 mmの精度が得られることを確認している。試験温度は373K~453K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。

3.2 試料および実験条件

試料は均質化のため300℃で30min焼鈍した。焼鈍後の試料の化学組成を表2に、集合組織、光顕組織を図8に示す。この試料は、マンガン量は多いが集合組織は前述の切欠き曲げ試験の試料と同様のc軸の傾いた2極分布になっており、結晶粒径は約10 μ mと小さい。引張試験は、温度：

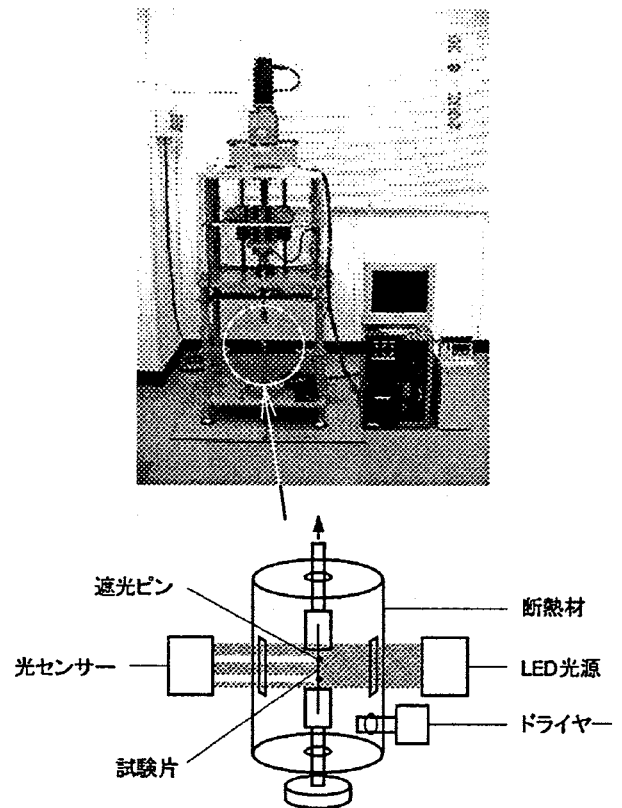


図7 高速引張試験機と伸び計測システム模式図

表2 高速引張試験に用いたAZ31試料の化学組成 (mass%)

Al	Zn	Mn	Fe	Cu	Si	Ni	Ca
2.9	0.82	0.67	0.002	0.002	0.022	0.001	0.001

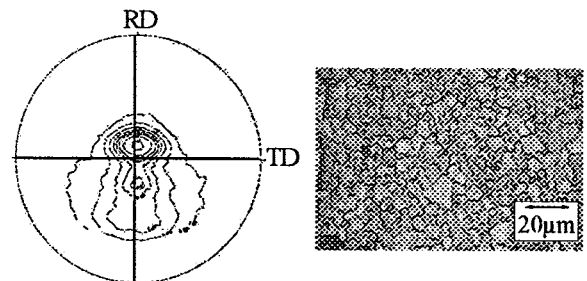


図8 高速引張試験に用いた試料の{0001}極点図と光顕組織

100℃, 150℃, 200℃, 250℃, 真ひずみ速度: $\dot{\epsilon} = 1.0 \times 10^{-1} s^{-1}$, $3.0 \times 10^{-1} s^{-1}$, $1.0 \times 10^0 s^{-1}$ で、圧延方向(RD)と幅方向(TD)の2方向について行った。

3.3 高温高速域での引張試験の結果^{7),10)}

図9に種々の温度、速度で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℃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。従来のAZ31板材では、

高温高速変形での一様伸び範囲がほとんどなく、降伏後すぐにくひれが発生するので、 n 値 (加工硬化指数), m 値 (ひずみ速度感受性指数) を求めることができず、構成式を得ることはできなかった。

図 10 は、種々の温度でのひずみ速度と n 値の関係

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すると言われてきたが、 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 値は、図

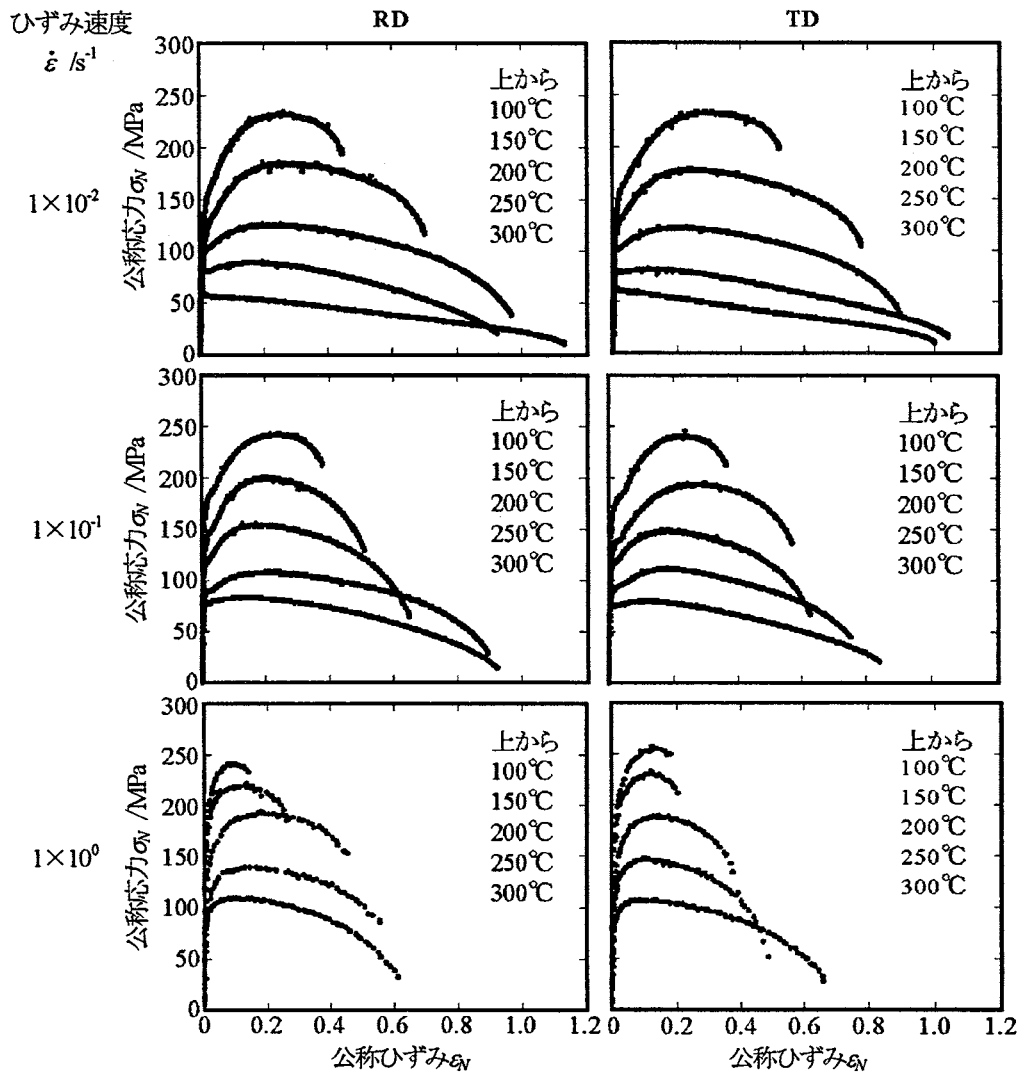


図 9 種々の温度速度での応力-ひずみ曲線

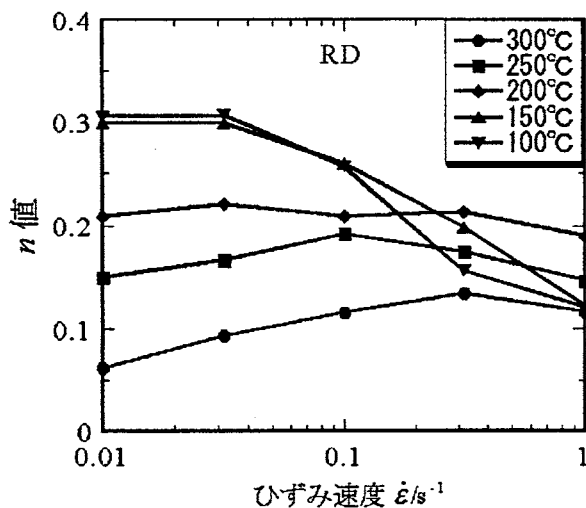


図 10 高速域での n 値とひずみ速度の関係

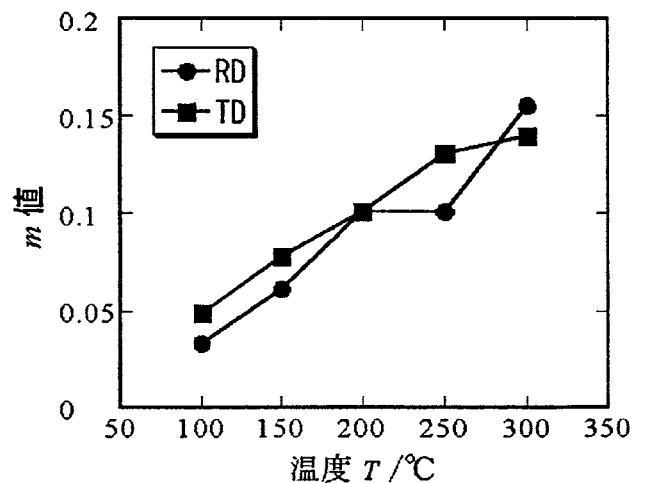


図 11 m 値と温度の関係 (ひずみ速度 $1 \times 10^{-2} \sim 1 \times 10^0$)

11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いる。なお、いずれの実験条件においても、 $\log \sigma$ と $\log \dot{\epsilon}$ 、 $\log \sigma$ と $\log \dot{\epsilon}$ はともにきれいな直線関係にあり (n 値は $\dot{\epsilon}=0.05\sim 0.15$ 、 m 値は $\dot{\epsilon}=0.1$ で求めている)、 m 値のひずみ速度域による変化はないと言える。破断試験片のくびれの程度や状況は、実験条件によって異なり、低温ほど断面収縮は小さく、また、低速ほど一様伸びが大きくてくびれ域も広い。 m 値の小さい低温側でひずみ速度の増加に伴って伸びが低下するのは、 n 値の減少によるものとも考えられる。しかし、高温側では、 n 値のひずみ速度依存性は小さく、 10^1 以下ではやや右上がりになっており、ひずみ速度の増加に伴う伸びの減少を n 値と m 値だけで説明することはできない。このような、高速変形 (10^0 で破断までの時間が約0.5s)での塑性不安定現象を静的な釣合で考えることに無理があるのかもしれない。なお、AZ31合金の衝撃引張において、伸び値に逆ひずみ速度依存性があるとの報告もあるが¹⁷⁾、これはECAPにより超微細化した材料に対するもので、量産が可能な通常の圧延板などには当てはまらない。

上述の結果より、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、塑性不安定が生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するMK理論による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が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と場合があるといえる。

4. 結 言

AZ31マグネシウム合金圧延板の成形性を、「切欠き感受性」という観点から検討した。この材料のプレス成形性は、通常の延性材料のように[成形限界]=[くびれ発生限界]という考え方では、多くの場合説明がつかない。それは、くびれが発生する前に変形能の限界に達するからであり、特に低温ではその限界値が小さい。このことは、この材料が巨視的な破壊強度の割に変形抵抗が大きく、通常の延性材料に比べると小さな変形量で破断に至ることを意味する。変形抵抗が大きいということは、塑性変形による応力緩和が起りにくいということであって、マクロな切欠き(表面傷など)のみならず結晶粒界や異相境界などに生じる応力集中も大きくなり、こうした箇所からのクラックの発生、伝播が破断につながる。最近の組織制御された材料では、

加熱時の変形能はかなり改善されているが、室温での変形能は依然低い。AZ91のダイカストに比べるとAZ31を用いたプレス成形品は十分大きな室温靱性を有するが、高強度アルミニウム合金などに比べると必ずしも十分とは言えない。成形性もさることながら、使用時の室温特性にも十分配慮する必要があるだろう。

参考文献

- 1) 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.
- 2) 高津正秀, 染川英俊, 東 健司：50 回塑加連講論, (1999), 205.
- 3) 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.
- 4) H. Somekawa, M. Kohzu, S. Tanabe, K. Higashi: "The press formability in magnesium alloy AZ31", *Mater. Sci. Forum*, 350-3 (2000), 177.
- 5) 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.
- 6) M. Kohzu, F. Yoshida, K. Higashi: "Evaluation of press formability in magnesium alloy", *Mater. Sci. Forum*, 419-4 (2003), 321.
- 7) 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.
- 8) 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.
- 9) 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.
- 10) 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.
- 11) 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.
- 12) 大年和徳, 勝田基嗣：軽金属, 51 (2001), 534.
- 13) 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.
- 14) 川上義邦, 勝田基嗣：102 回軽金属春講概, (2002), 331.
- 15) 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.
- 16) 廣中智久, 高津正秀, 東 健司：平成 15 年塑加講論, (2003), 279.
- 17) 向井敏司, 山野井雅, 渡辺博行, 石川皓一, 大神田佳平, 東 健司：98 回軽金属春講概, (2000), 323.