

修士論文

種々のひずみ速度条件下における  
**AZ31** マグネシウム合金の高温塑性変形特性

平成 22 年度

三重大学大学院工学研究科博士前期課程

機械工学専攻

生体システム工学研究室

久保山 裕満

---

# 目次

---

第1章 緒言 .....	1
第2章 マグネシウム合金の材料科学 .....	3
1. 物質特性 .....	3
1-1. 原子と結晶構造 .....	3
1-2. 機械的特性 .....	3
1-3. その他の物質特性 .....	4
2. 塑性変形機構 .....	5
2-1. すべり変形 .....	5
2-2. 双晶変形 .....	6
2-3. 異方性 .....	7
第3章 微細粒超塑性現象 .....	14
1. 超塑性現象 .....	14
1-1. 超塑性変形の変形機構 .....	14
1-2. 超塑性発現条件 .....	14
2. 超塑性材料のひずみ速度感受性とネッキング抑制機構 .....	15
第4章 塑性降伏理論 .....	17
1. 延性材料の降伏条件 .....	17
1-1. 最大せん断応力説 .....	17
1-2. せん断ひずみエネルギー説 .....	17
第5章 熱間塑性変形能調査 .....	20
1. 試験方法 .....	20
1-1. 試験片 .....	20
1-1-1. 試験片材料 .....	20
1-1-2. 試験片形状および製作手順 .....	20
1-2. 試験装置 .....	20
1-2-1. 力学試験機 .....	20
1-2-2. 温度計測方法 .....	21
1-3. 試験条件および試験手順 .....	21

1-3-1. 軸応力およびひずみの算出方法	21
1-3-2. ひずみ速度感受性指数( $m$ 値)算出方法	22
2. 試験結果	29
2-1. ひずみ速度感受性指数( $m$ 値)	29
<b>第 6 章 降伏曲面調査</b>	<b>33</b>
1. 試験方法	33
1-1. 試験片	33
1-2. 試験装置	33
1-2-1. 力学試験機	33
1-2-2. 温度計測方法	33
1-3. 試験条件および試験手順	33
1-3-1. ひずみの測定方法	34
1-3-2. 応力の算出	34
1-3-3. 弾性限応力の算出	36
2. 試験結果	40
<b>第 7 章 考察</b>	<b>45</b>
1. 523K における変形特性	45
2. 473K における変形特性	46
<b>第 8 章 結言</b>	<b>47</b>
<b>参考文献</b>	<b>48</b>
<b>謝辞</b>	<b>49</b>

## 第1章 諸言

近年、軽金属材料としてマグネシウム合金に対する期待が高まっている。マグネシウムは、実用金属の中でも非常に軽量で、高い比強度を有している。これらの特徴により、軽量化による低燃費・省エネルギー化を実現できる構造用材料として応用・開発が進められている<sup>(1)</sup>。また、電磁波シールド性を有することから、軽量で高強度なケーシング材としてノートパソコンなどの電子機器に実用展開されている<sup>(2)</sup>。しかしながら、マグネシウム合金は結晶構造が稠密六方格子であるため、すべり面が少なく、塑性加工が困難である。そのため、マグネシウム合金を用いた製品のほとんどは鋳造に頼っており、製品形状やコストの点から産業応用が制限されているのが現状である<sup>(1)</sup>。以上のような問題を解決するために、塑性加工の観点から超塑性現象を利用した成形法が注目されている<sup>(3)</sup>。一般的な延性金属材料の塑性変形が結晶粒の粒内すべりを変形メカニズムとしているのに対し、超塑性変形は結晶粒のすべり面を必要としない粒界すべりが主な変形メカニズムであるとされている。粒界すべりの変形メカニズムを利用することによって、すべり面が極めて少ないマグネシウム合金においても十分大きな塑性変形を期待することができる。これまで、マグネシウム合金の超塑性挙動に対する研究は、主に超塑性現象の発現しやすい 623～723K の温度域で調査されてきた<sup>(4)</sup>。これらの温度域が高温であるため、成形炉や工具等の短寿命化や耐熱材への変更等、コスト面で負担が大きくなる。よって、マグネシウム合金の広範な応用展開のためには、より低温域における加工特性を明らかにすることが必要となる。

当研究室では、(Al-Zn)系マグネシウム合金において特に延性に優れ、塑性加工に適した合金の一種である AZ31 マグネシウム合金に対し、673K で顕著に超塑性挙動が現れる  $6.0 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$  にひずみ速度を統一し、種々の温度域における変形特性について調査してきた。より安価で実用的な複雑形状を塑性加工によって成形するためには種々のひずみ速度と降伏応力の相関を調査することが必要である。

一般に材料が構造用材料として実用化されるとき、その材料は単純負荷だけでなく、複雑な負荷条件下におかれることを考慮しなければならない。マグネシウム合金の変形特性についてこれまで報告されてきた研究は、単軸引張試験によるものが多い<sup>(5)</sup>が、材料の適切な機能・安全設計、塑性加工を実現するためには、より一般的な多軸負荷条件下における力学特性の解明が重要である。そのためには多軸条件下における降伏曲面および構成方程式の構築を視野に据えた基礎的な力学特性の解明が必要不可欠である。

そこで、AZ31 マグネシウム合金に対し、ひずみ速度急変法による試験(以下 **Jump test**)および、ひずみ速度  $6.0 \times 10^{-4}$ ,  $6.0 \times 10^{-3}$ ,  $6.0 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$  で単軸引張, 単軸圧縮, および単純ねじり試験を実施した. 本研究は, 降伏応力とひずみ速度との相関を検証し, 超塑性が発現しやすいと言われている温度域より低温における各種ひずみ速度に関する AZ31 マグネシウム合金の変形特性について実験的に解明することを目的とするものである.

## 第 2 章 マグネシウム合金の材料科学

### 1. 物質特性<sup>(1)</sup>

#### 1-1. 原子と結晶構造

マグネシウムは、周期表の 2 族に属するアルカリ土類金属であり、原子番号 12、原子量 24.3 の銀白色の金属である。融点は 923K(650℃)、沸点は 1380K(1107℃)で、主に海水中に溶けている塩化マグネシウムを取り出し、それを熔融塩電解することによって得られる。

結晶構造は、体心立方格子や面心立方格子の結晶構造を有する金属に比べてすべり系が少ない稠密六方格子であるため、常温付近での塑性変形が難しい。

#### 1-2. 機械的特性

マグネシウム合金及びその他の金属材料の常温付近での機械特性の一例を Table.2-1 に示す。まず、マグネシウムの比重は構造用金属材料として極めて小さいことがわかる。そのため、比強度は炭素鋼と比べると 2 倍近くあり、ステンレス鋼とほぼ同等の値を有している。密度は、293K(20℃)で  $1.74 \times 10^3 \text{kg/m}^3$  であり、鉄の  $7.87 \times 10^3 \text{kg/m}^3$  や代表的な軽金属であるアルミニウムの  $2.70 \times 10^3 \text{kg/m}^3$  と比べても、構造用材料として工業的に使用されている金属中において低い値であるといえる。

常温付近における引張試験での破断伸びはアルミニウム、鉄鋼に比べると小さいことがわかる。これはマグネシウムとアルミニウムおよび鉄鋼の結晶構造の違いに起因している。

次に、縦弾性係数について比較する。マグネシウム合金が約 45MPa でアルミニウム合金の縦弾性係数約 70MPa のおよそ 0.5 倍であることがわかる。

マグネシウム合金には製造法の違いから鋳造材と展伸材の 2 種類に分類することができる。加工による組織制御の効果がある展伸材の方が、高い強度と耐力を示している。一般に、報告されているマグネシウム合金の材料特性には互いにわずかな差がある場合が多い。その主な原因は、マグネシウムの強度特性が加工熱処理履歴や凝固速度等によって変わる金属間化合物析出の状態や結晶粒径等の材料の微構造に強く影響されるためである。結晶粒径の効果としては、マグネシウムの強度  $\sigma_y$  が、ホールペッチの法則 ( $\sigma_y$ : 降伏応力,  $\sigma_0$ : 単結晶の降伏応力,  $k$ : 材料定数,  $d$ : 結晶粒径)

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2} \dots\dots\dots(2-1)$$

に従い、結晶粒径の微細化によって顕著に高強度化することが知られている。

### 1-3. その他の物質特性

マグネシウム合金は超軽量、高比強度という特性の他にも様々な優れた特性を持つ材料である。

#### i) 超伝導材料

ニホウ化マグネシウム(以下  $\text{MgB}_2$ )は超伝導転移温度(電気抵抗が 0 となる温度)が 39K のマグネシウム合金である。酸化物高温超伝導体(高温超伝導における高温とは 77K 以上である)などと比較すると、 $\text{MgB}_2$  の超伝導転移温度は低い。しかし、成形が容易で大きな電流を流せるという優れた特性を持っている。また、マグネシウムとホウ素は安価で入手可能であるため、 $\text{MgB}_2$  が電線として利用できれば、低コストで抵抗の小さい優れた超伝導線になることが期待される。

#### ii) 減衰能<sup>(1)</sup>

純マグネシウム及び  $\text{Mg-Zr}$  合金は、振動のエネルギーを熱として、吸収・消散させる減衰能を有している。一般に比重が高いほど減衰能が大きいので、マグネシウムは大きな減衰能を示す軽金属材料として貴重な材料であるといえる。鋳鉄は減衰能の大きな材料として知られている。Fig.2-1 に各種金属の減衰係数と引張強さの関係を示す。減衰係数は、材料の 0.2%永久ひずみに相当する引張応力の大きさを  $\sigma_y$  とし、 $\sigma_y/10$  の剪断応力振幅を用いて、測定したものである。また、グラフにおいて、□はマグネシウム、■制振材料、●は鉄鋼材料、○は非鉄材料を示している。グラフより、アルミニウムやチタン合金などの非鉄材料が低い減衰能を示しているのに対し、純マグネシウムおよびマグネシウム合金は、引張強さが小さい割に高い減衰能を有していることがわかる。

大きな減衰能を活かす用途としては、チェーンソーや釘打ち機等のボディが挙げられる。それらは作業への工具振動の負担を軽減する効果がある。また、自動車のエンジンからの騒音をマグネシウム製のエンジンカバーで吸収することも考えられている。

#### iii) リサイクル性<sup>(1)</sup>

マグネシウムは、鋳石からの精錬に必要なエネルギーに比べ、リサイクルに要するエネルギー（主にスクラップの溶解に要するエネルギー）が極めて小さい。したがって、マグネシウム合金製品に対してリサイクルをできるだけ多く繰り返すことが、省エネルギーのためには必要不可欠である。すなわち、リサイクルはマグネシウム合金にとって本質的な課題であるといえる。なお、マグネシウムの耐食性は不純物の混入によって著しく影響を受ける。よって、再生材を劣化させずに多数回のリサイクルを実施するためには、不純物の混入の抑

制が不可欠である。

#### iv) 切削性<sup>(1)</sup>

マグネシウムは切削抵抗が小さく、短時間で機械加工ができる。各種の金属の機械加工に要する動力を Table.2-2 に示す。表中の所要切削動力指数とは、各種金属の所要動力を算出し、マグネシウムの何倍の動力が必要であることを示したものである。このときの所要動力とは、旋盤加工の場合であるならば、切削接線分力(主分力)、切削速度および機械効率を用いて、以下の式によって求められる値である。

$$P = \frac{F_t V}{\eta} \dots\dots\dots (2-2)$$

ここで  $P$  は所要切削動力、 $F_t$  は切削接線分力、 $V$  は切削速度、 $\eta$  は機械効率である。マグネシウムの所要切削動力は軟鋼の約 0.17 倍、アルミニウムの約 0.5 倍で最も小さいため被削性が優れているといえる。

#### v) 電磁シールド性<sup>(1)</sup>

マグネシウムは、電磁シールド効果を発揮することが知られている。この特性と比強度が高いことを生かして、パソコンや携帯電話のケーシング材として最適であるといえる。

## 2. 塑性変形機構

### 2-1. すべり変形

すべり変形とは、結晶がある特定の面に沿ってその両側の部分が一体となってすべることによって生じる変形である。また、変形後も原子の配列模様は変化せずに同じ結晶構造を保つ。塑性変形は主としてすべり変形によって生じる。

さて、マグネシウムの結晶構造は稠密六方格子である。六方晶の中で基底面あるいは底面と呼ばれる、原子が最も密にならんでいるのは(0001)面である。このような面は稠密六方格子には1種類しかない。すべり変形におけるすべり面は、一般に最も密に原子が存在する面である。稠密六方格子の場合、底面がすべり面にあたる。すなわち、すべりはいずれも底面(またはそれに平行な面)で起こる。

Fig.2-2(a)はマグネシウムの単結晶の棒である<sup>(1)</sup>。すべりはいずれもすべり面、あるいはすべり面に平行な面で起こるため、(a)において矢印の方向に力  $P$  が働いた場合、原子の移動は(0001)面上、図の矢印  $a\langle 11\bar{2}0 \rangle$  の方向に沿って変形する。変形後の様子を模式的に描くと Fig.2-2(b)のようになる。また、これを側面から見ると Fig.2-2(c)のようになる。なお、マグネシウムの底面すべりに対する臨界



剪断応力は 0.6~0.7MPa である。

さて、マグネシウムには、上記の底面すべり以外に Fig.2-3 に示すように、六方晶の柱面である(0110)面、錐面である(1011)面でのいずれも $\langle 1120 \rangle$ 方向へのすべり、および二次錐面と呼ばれる(1122)面での $\langle 1123 \rangle$ 方向へのすべり系がある<sup>(7)</sup>。これらをあわせて非底面すべりと呼ぶ。非底面すべりの臨界剪断応力は、室温で 40MPa を超え、底面すべりの 100 倍近い大きな値を示す。したがって、常温付近では、活動するすべり系が底面すべりに限られるため、すべり系の数が極端に少ない。

以上より、マグネシウムの常温付近における塑性加工は非常に困難である。ただし、非底面すべりの臨界剪断応力は顕著な温度依存性を持つ。Fig.2-4 は底面すべりおよび非底面すべりの臨界剪断応力と温度との関係を示している<sup>(7)</sup>。底面すべりの臨界剪断応力は温度上昇と共に顕著に低下し、臨界剪断応力の差が小さくなる。したがって、高温では非底面すべりの駆動が容易になるため、すべり系の数が増大する。すなわち、大きな塑性変形が可能になる。

## 2-2. 双晶変形

すべり変形と双晶変形の模式図を Fig.2-5 に示す。すべり変形は、前節で述べたように、結晶構造および単位胞の軸の方位が変形の前後で変化しない。また、Fig.2-5 の(a)の変位量  $x$  はすべり面における原子間隔の整数倍だけすべる。すなわち、変位量  $x$  はすべり面からの距離に依存しない。一方、すべり変形に対し、Fig.2-5 の(b)のように変位量  $x$  が境界面からの距離  $h$  に比例して変化する場合は、双晶変形という。その結果、双晶変形で生じた結晶構造は、非変形側の結晶構造に対して鏡面の関係になる。境界の結晶面を双晶面、双晶面に垂直な軸を双晶軸という。

双晶が出来る場合、一般に鋭いパキパキという音が発生する。これは変形が急激に起こるためである。双晶変形の向きは軸比によって、 $c$  軸方向に伸びる( $c$  軸に垂直な方向に縮む)引張型と、 $c$  軸方向に縮む圧縮型に分けることができる。マグネシウムで最も多く観察される双晶は、 $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ 双晶である。 $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ 双晶の臨界剪断応力は 3MPa 程度である。 $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ 双晶はマグネシウムにおいて引張型であるため、 $c$  軸が圧縮される変形条件では形成されない。したがって、マグネシウム単結晶を  $c$  軸方向に圧縮すると、 $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ 双晶が形成されない。さらに、底面すべりに対する分解剪断応力も 0 になるため、底面すべりも生じない。同様にして、 $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$ 双晶以外の双晶系が明らかにされてきた。Table.2-3 に純マグネシウムで報告されている双晶を示す。なお、 $\gamma$  は双晶によってつくられる剪断ひずみの大きさである。また、Table.2-3 に示された双晶面を Fig.2-6 に示した。

Table.2-3 の  $\gamma$  に示されるように、双晶の場合、変形に寄与するひずみは大きくない。一般に塑性変形ではすべり変形が主である。しかし、すべり系の少ない稠密六方晶では双晶変形も無視出来ない。なぜなら、双晶変形そのものだけではなく、双晶が形成されると結晶の向きが変わるため、それぞれのすべり系に作用する分解剪断応力も変化し、次の容易なすべり変形を誘起するなどの影響を与える可能性があるからである。

### 2-3. 異方性

これまでの研究より、室温においてマグネシウム合金は双晶変形が主たる変形機構であると報告されている。また、室温において見られたポテンシャル面の形状は双晶変形の影響によるものであると考えられる。以下に、マグネシウムの引張と圧縮の応力値の差異の要因となる異方性について説明する。

立方晶をもつ金属の降伏応力は、バウジンガー効果に示されるように応力の正負に関係する。しかし実際は引張と圧縮の降伏応力はほぼ等しくなる。これは、変形の主たる機構であるすべり変形のすべりがどちらの向きでも同等に起こるためである。一方、稠密六方晶をもつ金属では引張と圧縮の降伏応力は、大きく異なることが予測される。なぜならば、稠密六方晶をもつ金属の重要な変形機構である双晶変形は、異方性を持つためである。すなわち、剪断応力の正負(向き)に依存しているため、ある方向の剪断が双晶を引き起こすならば、その反対方向の剪断は双晶を引き起こすことはないと言われるからである。一般的な稠密六方晶をもつ金属の双晶系を Fig.2-6 に示す。亜鉛やカドミウムでは、 $c/a$  は  $\sqrt{3}$  以上であり、この双晶系は  $c$  軸に沿った圧縮によって活動する(圧縮型)。他の稠密六方晶をもつ金属の多くは、 $c/a$  は  $\sqrt{3}$  以下である。すなわち、 $c$  軸に沿った引張によって活動する(引張型)。本研究で取り扱っているマグネシウムは  $c/a$  が  $\sqrt{3}$  以下であるため、Fig.2-6 の右端図の双晶系をもつことになる。また、Fig.2-7 に示すように、圧延された稠密六方晶をもつ金属の板では単位六角柱の  $c$  軸が圧延面に対して垂直になるような集合組織を形成され、押出中実材においても圧延と同様の集合組織を持つとされている。すなわち、押出中実材において、 $c/a$  が  $\sqrt{3}$  以下の六方晶では  $c$  軸に垂直な圧縮により双晶が起きると考えられる。さらに、 $c$  軸に垂直な引張方向にすべりの方向が多かれ少なかれ平行にあるため、 $c$  軸に垂直な圧縮時は基底面でのすべりが起こりにくくなる。また、基底面でない柱面や錘面でのすべりが起こる可能性も示唆されるが、非基底面すべりに必要な応力は圧縮で双晶が起きるために必要な応力と比較して非常に大きいので、双晶が支配的であると考えられる。

Table.2-1 Mechanical characteristic of magnesium alloy  
and other metallic material<sup>(3)</sup>

Alloyed metal		Specific gravity	Tensile strength	0.2% Yield strength	Elongation	Specific strength
			[MPa]	[MPa]	[%]	[MPa]
Mg alloy	Rolled material(AZ31)	<u>1.78</u>	290	220	20	<u>163</u>
	Rolled material(AZ80)	<u>1.8</u>	345	250	6	<u>192</u>
Al alloy	Rolled material(A5052)	2.67	290	250	16	109
Steel	Stainless	8.0	1220	1080	15	152
	Carbon steel	7.9	630	430	22	<u>80</u>
	Cast iron	7.8	630	420	25	<u>80</u>

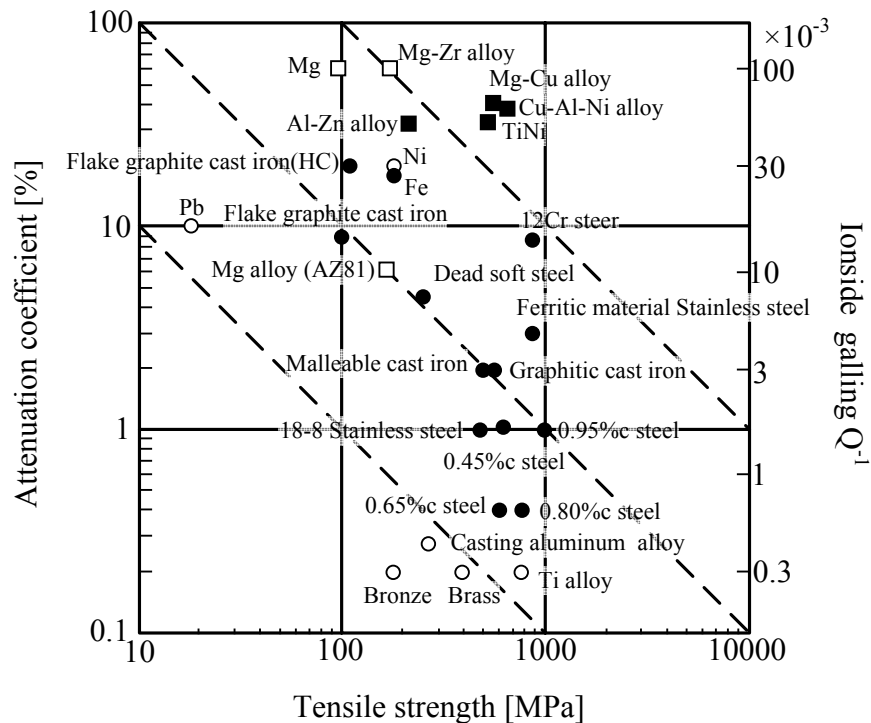


Fig.2-1 Attenuation coefficient and tensile strength of various metal<sup>(1)</sup>

Table.2-2 Required cutting power index of various metals<sup>(1)</sup>

Metal	Required cutting power index
Mg alloy	1.0
Al alloy	1.8
Brass	2.3
Cast iron	3.5
Mild steel	6.3
Nickel alloy	10.0

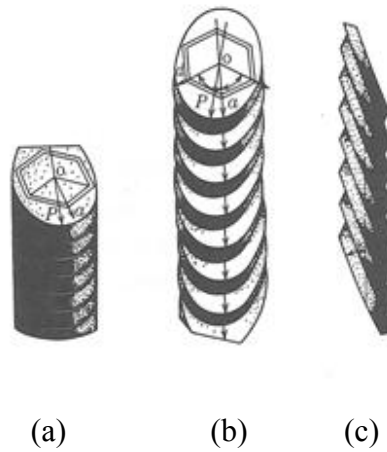
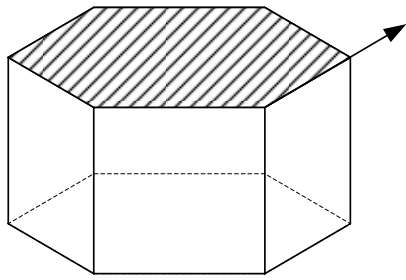
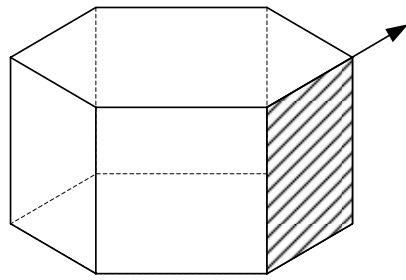


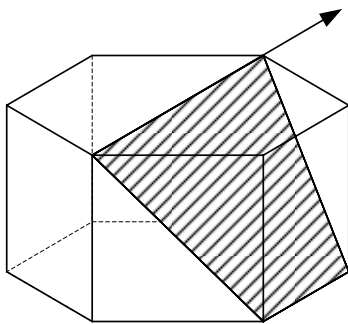
Fig.2-2 Slip of hexagonal close-packed structure<sup>(7)</sup>



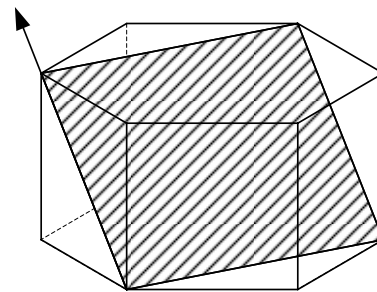
Basal slipping  
(0001)  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$



Cylindrical surface slipping  
(11 $\bar{2}$ 0)  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$



Pyramidal surface slipping  
(10 $\bar{1}$ 1)  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$



Pyramidal surface slipping  
(11 $\bar{2}$ 2)  $\langle 11\bar{2}3 \rangle$

**Fig .2-3** Slip system of Magnesium

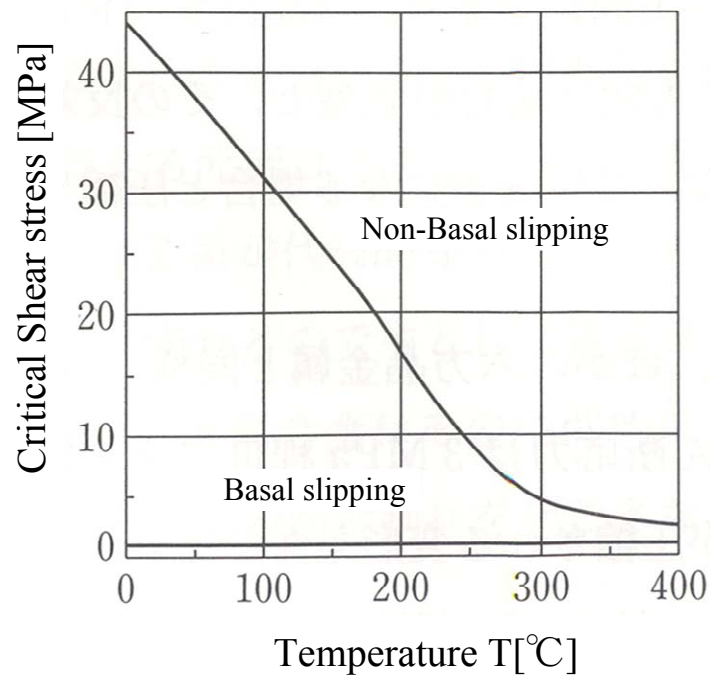


Fig. 2-4 Temperature dependence of critical shear stress for basal sliding and non-basal sliding<sup>(1)</sup>

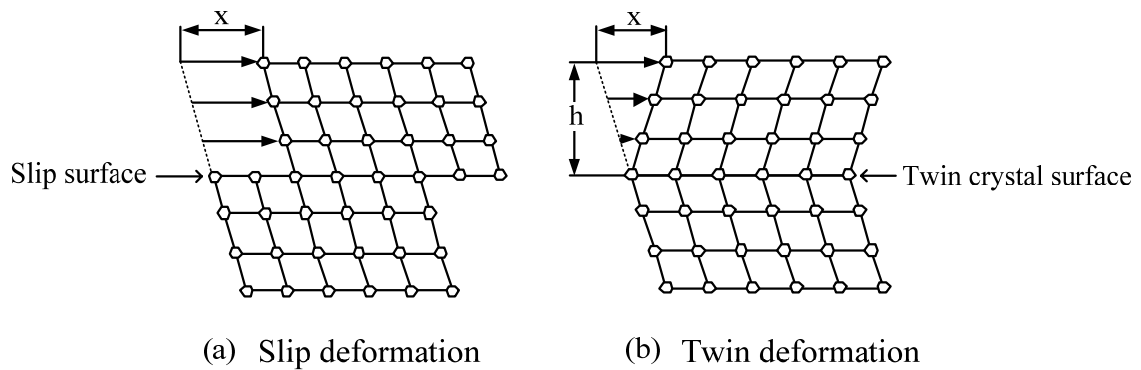
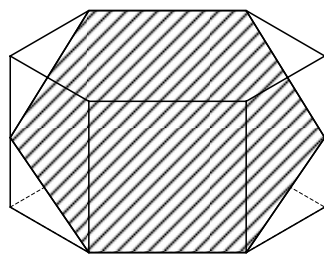


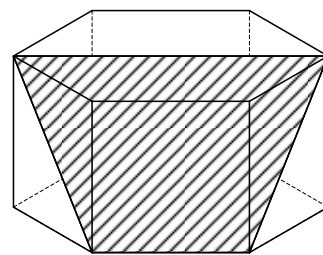
Fig. 2-5 Pattern diagrams of slip deformation and twin deformation<sup>(3)</sup>

Table.2-3 Twin crystal of Magnesium<sup>(8)</sup>

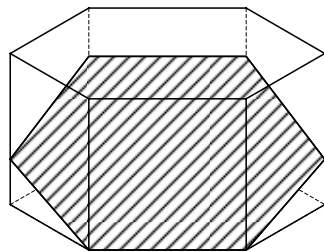
Twin boundary	Twin direction	$\gamma$	Deformation of c axis
$(10\bar{1}2)$	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	<b>0.118</b>	<b>tensile</b>
$(10\bar{1}1)$	$\langle 10\bar{1}2 \rangle$	<b>0.147</b>	<b>compression</b>
$(10\bar{1}3)$	$\langle 30\bar{3}2 \rangle$		
$(11\bar{2}1)$	$\langle \bar{1}1\bar{2}6 \rangle$	<b>0.612</b>	<b>Tensile</b>
$(30\bar{3}4)$	$\langle 20\bar{2}3 \rangle$		



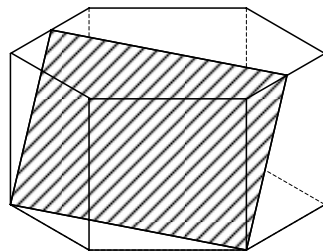
$(10\bar{1}2)$



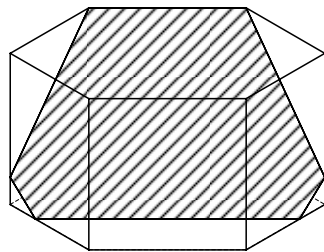
$(10\bar{1}1)$



$(10\bar{1}3)$



$(11\bar{2}1)$



$(30\bar{3}4)$

Fig.2-6 Various twin boundary of Magnesium

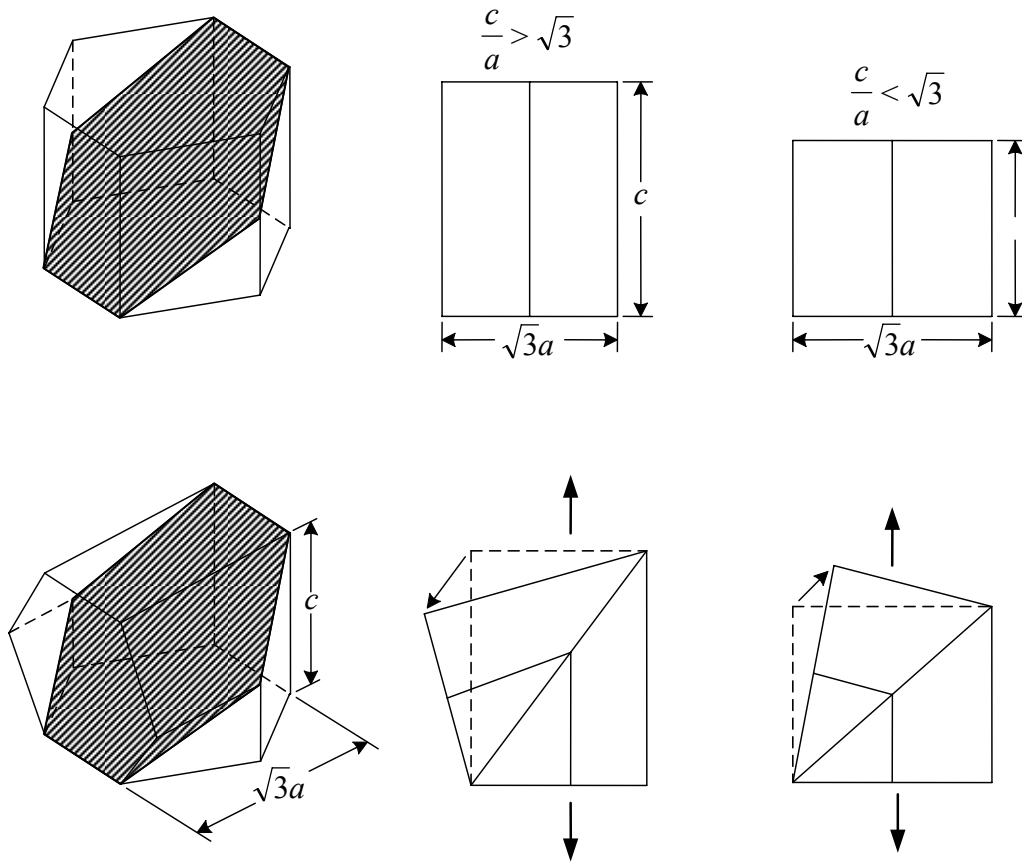


Fig.2-7 Anisotropy of twin<sup>(3)</sup>

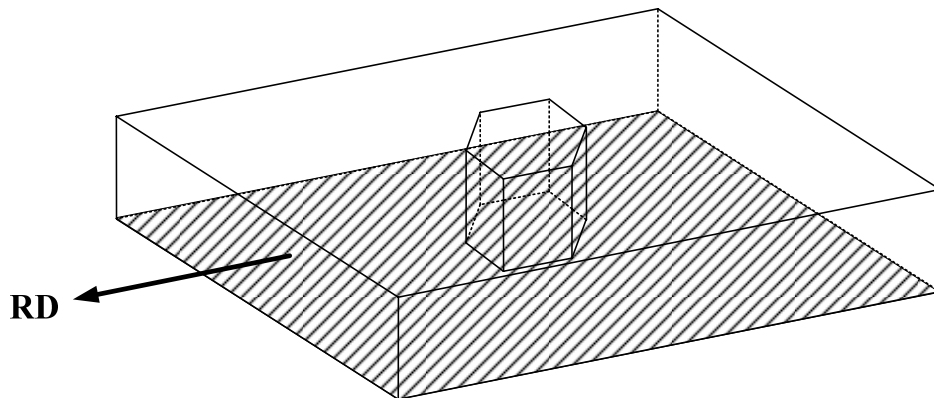


Fig.2-8 Rolling model of metal with hexagonal close-packed structure<sup>(3)</sup>



## 第3章 微細粒超塑性現象

### 1. 超塑性現象

現在、超塑性現象には、微細粒超塑性現象と相変態超塑性現象の2種類が存在することが知られている。本研究では、二種類の内、生産技術の一つとして注目され、様々な材料への応用が期待されている微細粒超塑性現象を研究対象としている。以後、超塑性現象とは微細粒超塑性現象を指すものとする。また、微細粒とは微細な結晶であることを定義しておく。近年、結晶金属に限らず、酸化物および非酸化物系セラミックス、さらにアモルファス合金においても超塑性現象が見出されているが本論では、結晶金属の超塑性現象の特徴や発現条件について述べる。

#### 1-1. 超塑性変形の変形機構

超塑性現象の特徴の一つは、大きな変形である。Fig.3-1 は Zn-22wt%Al 合金の薄肉中空円筒試験片に引張荷重を負荷する前後の試験片形状の比較写真である。この図から試験片が千%以上の異常伸びを示していることが確認でき、一般的な塑性変形との違いがよくわかる。

超塑性現象による塑性変形と一般的な塑性変形との大きな違いは、塑性変形をする際の変形機構の違いである。一般的な塑性変形は結晶粒内の転位の移動や拡散によって、結晶粒の形状が変化し起こる。しかし、超塑性現象による塑性変形は結晶粒内のすべり、拡散、双晶、あるいは相変態が生じる前に、結晶粒界面におけるすべりによって結晶粒の形状がほぼ不変のまま変形が生じる。

#### 1-2. 超塑性発現条件

次に超塑性現象がどのような条件下で発現するのかについて述べる。超塑性現象が生じるためには、主に以下の3つの条件が満たされなければならない。

- 1) 材料の温度が融点の半分以上であること
- 2) 材料が数  $\mu\text{m}$  程度の微細な結晶粒を有すること
- 3) 比較的遅いひずみ速度で変形させること

まず、外的因子としては適切な温度を与えることである。材料の温度が融点の半分以上で発現するとされている。次に、内的因子としては材料が微細な結晶粒を有することである。さらに、融点の半分以上という温度域において、粒径が保持されなければならないとされている。さらに、適切なひずみ速度で変形させることである。超塑性現象が転位の移動速度に比べて、極めて遅い粒界すべりを主な変形機構としているためである。後述するひずみ速度に対する強

い感受性を有するため、一般的な塑性加工において多用されるひずみ速度より極めて遅いひずみ速度で発現するとされる。ただし、結晶粒径が小さい程、超塑性現象が発現する速度域は速い方向に拡大されることが確認されている。そこで、高速超塑性という研究もなされている。

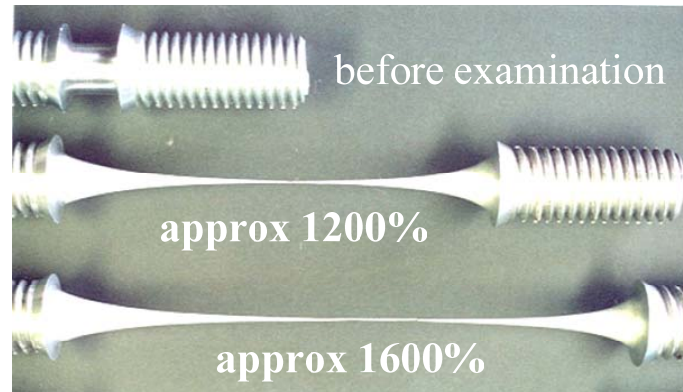
## 2. 超塑性材料のひずみ速度感受性とネッキング抑制機構

Backofen はネッキング発生を抑える要因として、変形応力に対するひずみ速度感受性指数  $m$  値を導入した。

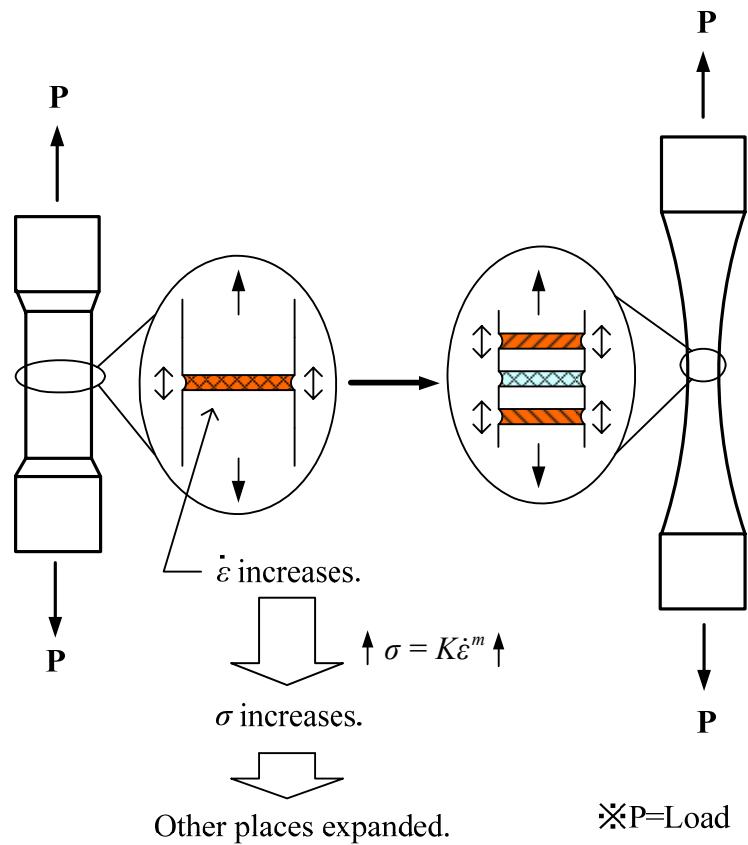
ひずみ速度に依存した応力変化のあるような材料の場合、次の構成式、

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \cdots \cdots \cdots (3-1)$$

の関係が推定される。ここに  $\sigma$  は応力、 $d\epsilon/dt = \dot{\epsilon}$  はひずみ速度であり、 $m$  はひずみ速度感受性指数、 $K$  は定数である。(3-1)式より、 $m$  値が大きいほどわずかなひずみ速度の変動に対しても応力  $\sigma$  は大きく変化することがわかる。 $m$  値と最大伸びの関係が良い対応を示すといわれるのは、Fig.3-2 に示したように、ネッキングが発生するとその部分のひずみ速度  $\dot{\epsilon}$  が増加するためである。すなわち、変形させるための応力  $\sigma$  が急増し、その部分が強化されネッキングの発生が抑制されることになるため、結果的に最大伸びも大きくなる。一般に金属のすべり変形の場合の  $m$  値は、0.2 程度もしくはそれ以下である。対して、 $m$  値が 0.3 以上であるとくびれが抑えられ、大きな塑性ひずみが生じるといわれている。



**Fig.3-1** Compared the specimen of before and behind tensile load (Zn-22wt%Al)



**Fig.3-2** Inhibition mechanism of constriction<sup>(3)</sup>

## 第 4 章 塑性降伏理論

### 1. 延性材料の降伏条件

#### 1-1. 最大せん断応力説<sup>(7)</sup>

この説は Tresca によって提案された。いま、主応力を  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  とすると、主せん断応力  $\tau_1, \tau_2, \tau_3$  は

$$\tau_1 = \frac{|\sigma_2 - \sigma_3|}{2}, \tau_2 = \frac{|\sigma_3 - \sigma_1|}{2}, \tau_3 = \frac{|\sigma_1 - \sigma_2|}{2} \dots\dots\dots(4-1)$$

となるが、このうち、最大せん断応力が限界値に達すると弾性破損するという説である。したがって、引張りと圧縮の降伏応力は等しく、中間の主応力は降伏には影響しない。いま、 $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$  とすると、最大の主せん断応力は次式となる。

$$\tau_{max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \dots\dots\dots(4-2)$$

ここで、引張試験での降伏応力を  $\sigma_Y$  とすると、 $\sigma_1 = \sigma_Y, \sigma_2 = \sigma_3 = 0$ 、であるので、限界応力  $\tau_{max} = \sigma_Y/2$  となり

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_Y \dots\dots\dots(4-3)$$

を得る。純せん断の降伏応力  $\tau_Y$  とすると  $\tau_{max} = \tau_Y$  であり、引張りの降伏応力  $\sigma_Y$  との関係は次のようになる。

$$\tau_Y = \frac{\sigma_Y}{2} \dots\dots\dots(4-4)$$

Fig.4-1 は平面応力状態( $\sigma_2=0$ )での、降伏条件を  $\sigma_1 - \sigma_3$  平面に示した 6 角形をしている。この 6 角形の内部の応力状態では降伏しない。Tresca の条件は延性材料の降伏基準としてよく用いられる。

#### 1-2. せん断ひずみエネルギー説<sup>(7)</sup>

この説は Mises によって提案されたもので、せん断ひずみエネルギーが限界値に達すると弾性破壊すると仮定する。せん断ひずみエネルギー  $U_d$  は式(4-5)より( $\nu$  はポアソン比)

$$U_d = \frac{1+\nu}{6E} \{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2\} \dots\dots\dots(4-5)$$

ここで，引張試験での降伏応力  $\sigma_1=\sigma_Y$ ,  $\sigma_2=\sigma_3=0$  を入力すると

$$U_d = \frac{1+\nu}{3E} \sigma_Y^2 \dots\dots\dots (4-6)$$

と比較して，

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2\sigma_Y^2 \dots\dots\dots (4-7)$$

となる．Mises の条件では中間の主応力も降伏に影響することがわかる．純せん断での降伏応力  $\tau_Y$  は， $\sigma_1=\tau_Y$ ,  $\sigma_2=0$ ,  $\sigma_3=-\tau_Y$  を上式に入力して

$$\tau_Y = \frac{\sigma_Y}{\sqrt{3}} \dots\dots\dots (4-8)$$

となる．平面応力状態( $\sigma_2=0$ )の時，式(4-7)は

$$\sigma_1^2 - \sigma_1\sigma_3 + \sigma_3^2 = \sigma_Y^2 \dots\dots\dots (4-9)$$

となる．Fig.4-2 に，降伏条件を  $\sigma_1 - \sigma_3$  平面に示した．Mises 条件は図中の楕円で示される．図の楕円に内設する6角形が Tresca の降伏条件である．多軸応力下では Mises の降伏条件の方が高い降伏応力を与える．Mises の降伏条件も延性材料の降伏条件としてよく用いられる．

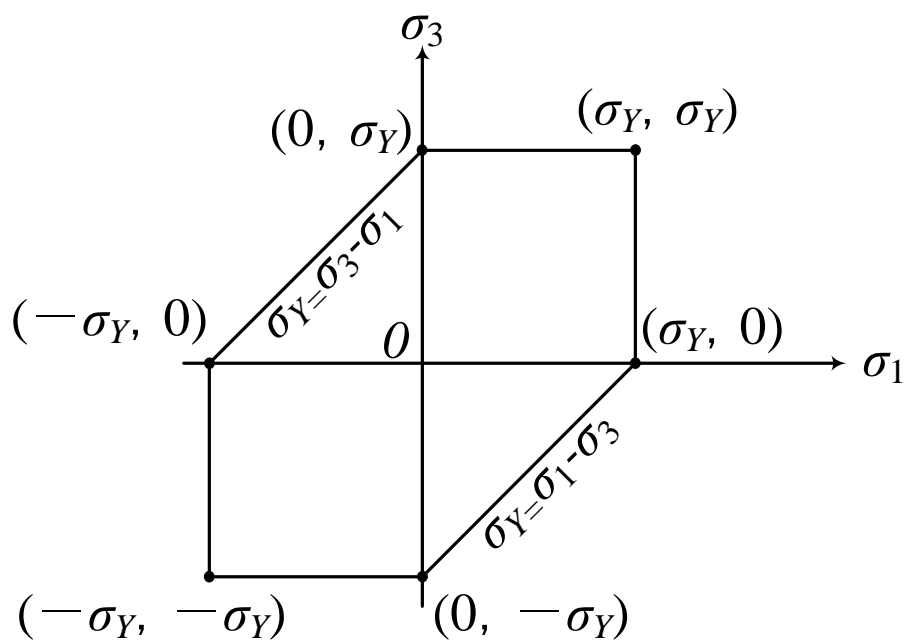


Fig.4-1 Maximum shear stress criterion<sup>(7)</sup>

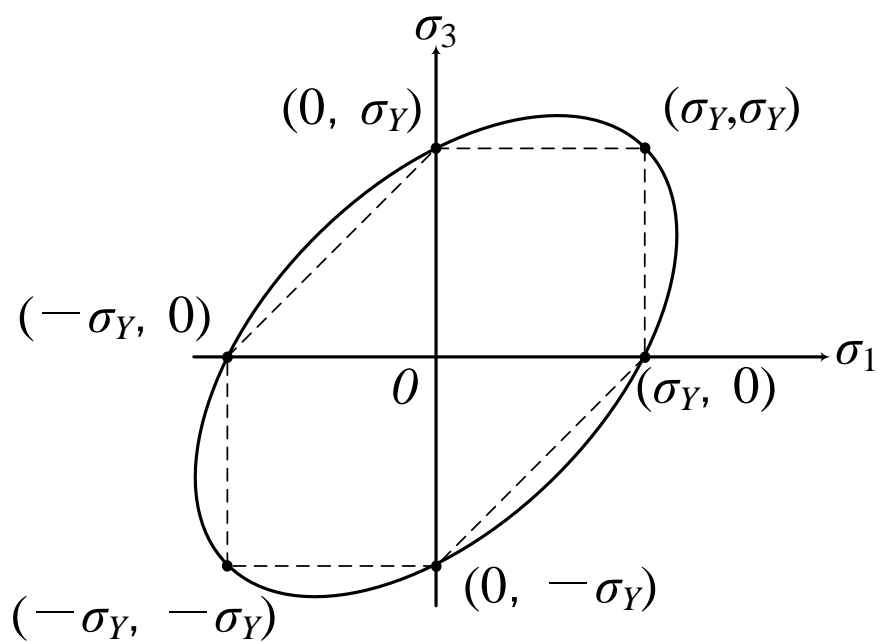


Fig.4-2 Shear strain energy criterion<sup>(7)</sup>

## 第 5 章 熱間塑性変形能調査

本章では、AZ31 マグネシウム合金のひずみ速度感受性指数( $m$  値)を調査し、超塑性発現温度域より低温における塑性変形能を検討する。この結果によって、種々のひずみ速度条件下における各種単純力学試験を実施する際の温度条件を決定する。

### 1. 試験方法

#### 1-1. 試験片

##### 1-1-1. 試験片材料

試験片材料は、現在、構造用材料として最も広く実用化されている AZ31 マグネシウム合金を用いた。本材料は AZ 系マグネシウム合金において特に延性に優れ、塑性加工に適した材料である。

供試材に三協マテリアルにて市販されている押出し円筒材( $\phi 50\text{mm}$ )を用いた。供試材の成分は、Mg : 95wt%以上, Al : 3.06wt%, Zn : 0.93wt%, Mn : 0.39wt% および微量成分 Fe, Si, Cu, Ni である(Table.5-1)。実験前には結晶粒組織微細化のための熱処理などは一切加えなかった。

##### 1-1-2. 試験片形状および製作手順

試験片は、単純ねじり試験において一様な応力状態に近づけるために厚さ 1mm の薄肉円管試験片とした。標線間部外径 6mm, 内径 4mm, 標線間長さ 15mm であり、力学試験機に取り付けるため両端に M12 のねじ部を施した。試験片の外観を Fig.5-1 に、試験片形状を Fig.5-2 に示す。試験片は上記押出し円筒材を押出し方向に対して垂直な面に 4 分割し製作した。試験片作製のプロセスを Fig.5-3 に示す。

### 1-2. 試験装置

#### 1-2-1. 力学試験機

本試験では環境制御型力学試験機(島津製作所製 以下 AG-G20kN)を使用した。Fig.5-4 に AG-G20kN のシステム、および Fig. 5-5 に外観を示す。本試験機は主に試験片取り付け部、引張/圧縮負荷装置部とねじり負荷装置部および制御部から成り立っており、これによって引張り（圧縮）またはねじりのみの試験が可能となる。本試験装置は引張/圧縮負荷部に最大荷重 $\pm 5000\text{N}$  のロードセル、ねじり部に最大トルク $\pm 10\text{N}\cdot\text{m}$  のトルクセルをそれぞれ備えている。また、最大加熱温度 1073K(800°C)の電気炉を備えている。

本試験機のクロスヘッドは AC サーボモーターをコンピュータにより制御す

ることで駆動する．設定可能なクロスヘッド仕様速度範囲は引張/圧縮速度が $\pm 0.05 \sim \pm 1000 \text{ mm/min}$ ，ねじり速度が $\pm 0.36 \sim \pm 3600 \text{ deg/min}$ である．また，クロスヘッド速度の精度は $\pm 0.5\%$ 以内に押さえられている．

ジグの先端には M12 のめねじが施されている．試験片をめねじにはめ込み，板材を押し当て，ねじで締結する．ジグはロードセルを電気炉から離すため，また，電気炉の出入り口が狭いために細長く設計されている．そのため，炉内での膨張を考慮する必要がある．ジグの膨張が収束するまでの間，試験機制御ソフトの応力制御プログラムを用いてクロスヘッドを微動させることで，熱膨張における試験片への負荷を常時ゼロ近傍に保持した．

### 1-2-2. 温度計測方法

力学試験機に設置されている電気炉を用いて加熱を行う際には，試験片の実態温度を測定するため，試験片の標線間部に K 型熱電対(アルメル-クロメル)を取り付け，試験片外周部の表面温度を測定した．なお，熱電対が試験片およびジグに接触することで，ロードセルの計測に影響を与えないよう，稼動クロスヘッドに連結した上方ジグ部に固定し，熱電対自体のバネ特性によって試験片表面に取り付けた．基準接点は氷水で  $0^\circ\text{C}$  に維持しながら測定を行った．熱電対の出力電圧値はデジタル・マルチメータ 34401A(Hewlett Packard 製, Fig.5-6)を用いて計測し，これを PC に取り込んだ．使用した熱電対の較正は純度 99.9% 以上の純金属(ニラコ製)Al(融点 933K)，Pb(融点 600K)，Sn(融点 505K)，Zn(融点 692K)を用いて実施した．力学試験は計測温度が目標条件温度に達し，定常化した後に行った．

### 1-3. 試験条件および試験手順

本章ではひずみ速度急変法(JIS H7007 以下 Jump test)を実施した．Jump test とは，超塑性材料を超塑性変形中にひずみ速度を急激に変化させて  $m$  値を求める手法である．一本の試験片に対して，それぞれの温度域まで加熱し，引張負荷下において低いひずみ速度から速いひずみ速度へと，変形応力が定常化した時点で段階的に速度を上げて，そのときの応力を計測した．Jump test は，クロスヘッド速度にてひずみ速度を制御し， $3.3 \times 10^{-5}$ ， $6.6 \times 10^{-5}$ ， $3.3 \times 10^{-4}$ ， $6.6 \times 10^{-4}$ ， $3.3 \times 10^{-3}$ ， $1.5 \times 10^{-2}$ ， $7.5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  において実施した．温度条件は AZ31 マグネシウム合金における超塑性現象発現温度域とされる 673，573K に加え，523，473，423K の温度とした．制御したひずみ速度の変化の割合とひずみ量との相関を実際の実験結果の一例である 573K について Fig.5-7 に示す．

#### 1-3-1. 軸応力およびひずみの算出方法

ひずみは，AG-G20kN 制御器が制御・出力するクロスヘッドの変位量と試験片の初期標線間距離から算出した．それぞれの試験でロードセルにより検出さ



れた荷重データは、AG-G20kN 制御器付属のアンプで増幅した信号をセンサインターフェース PCD-320A(共和電業製)を通じて A/D 変換され、PC に取り込まれた後、標線間断面寸法から求めた断面積で除して軸応力に変換した。実験システムの概略図を Fig.5-8 に示した。

ひずみ・軸応力を求めるのに用いた式を以下に示す。超塑性変形は変形量が巨大であるため、公称ひずみによって材料評価を行うと、実際の値との誤差が大きくなるので適切ではない。そこで、真ひずみおよび真応力を算出し、これを評価に用いた。

$$\begin{aligned}\varepsilon_t &= \ln(1 + \varepsilon_n) \\ \sigma_t &= \sigma_n(1 + \varepsilon_n)\end{aligned}\quad \text{.....(5-1)}$$

ただし、 $\varepsilon_n$  は公称ひずみ、 $\sigma_n$  は公称応力である。

$$\begin{aligned}\varepsilon_n &= \frac{|\Delta l|}{l_0} \\ \sigma_n &= \frac{|W|}{A_0}\end{aligned}\quad \text{.....(5-2)}$$

ここで、 $\Delta l$  はクロスヘッド移動距離、 $l_0$  は初期標線間距離、 $W$  は引張荷重、 $A_0$  は初期断面積である。初期標線間距離  $l_0$  および初期断面積  $A_0$  は、試験開始前に万能投影機 PV-350(ミツトヨ製)およびマイクロメータを用いて計測された試験片の断面寸法である。

本研究では一定クロスヘッド速度の試験を採用しているため、ひずみ速度は刻々と変化している。そこで、Jump test に関して設定したひずみ速度を以下のように定義した。

$$\dot{\varepsilon} = \frac{CHS\_a}{l_0}\quad \text{.....(5-3)}$$

ここで CHS\_a は引張/圧縮のクロスヘッド速度で以下のように定義される。 $\Delta t$  は時間である。

$$CHS\_a = \frac{\Delta l}{\Delta t}\quad \text{.....(5-4)}$$

### 1-3-2. ひずみ速度感受性指数( $m$ 値)の算出方法

ひずみ速度に依存した応力変化のあるような材料の場合、次の構成式、

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}^m\quad \text{.....(5-5)}$$

の関係が推定される。ここに  $\sigma$  は応力、 $d\varepsilon/dt = \dot{\varepsilon}$  はひずみ速度であり、 $m$  はひ

ずみ速度感受性指数( $m$  値),  $K$  は定数である. 一般に金属のすべり変形の場合の  $m$  値は, 0.2 程度もしくはそれ以下である. それに対して,  $m$  値が 0.3 以上であるとかくびれが抑えられ, 大きな塑性ひずみが生じるといわれている. したがって,  $m$  値が大きいということは大きな伸びが期待できる. そこで, 塑性変形能を  $m$  値によって代表して調査した.

$m$  値の求め方を示す. 式(5-5)より,  $m$  に関して次の式が得られる.  $\alpha$  は  $K$  による定数である.

$$\ln \sigma = m \ln \dot{\epsilon} + \ln K = m \ln \dot{\epsilon} + \alpha \cdots \cdots (5-6)$$

式(5-6)により  $m$  値を求めるために,  $(\sigma, \dot{\epsilon})$  のセットが少なくとも 2 点必要になる. すなわち,

$$m = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\epsilon}} \cdots \cdots (5-7)$$

各実験値の前後 3 点から最小二乗近似法による線形近似によって傾き  $m$  を求めた.

Table.5-1 Alloy composition

Sample	(wt.%)							
	Mg	Al	Zn	Mn	Fe	Si	Cu	Ni
AZ31	95.6161	3.06	0.93	0.39	0.0026	0.0050	0.0008	0.0005

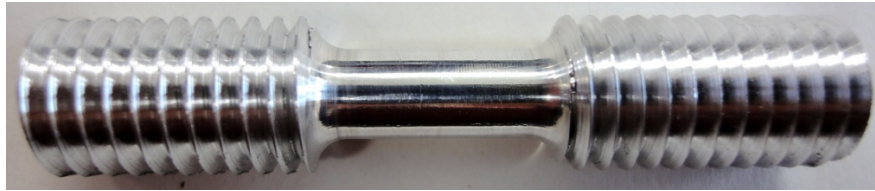


Fig.5-1 Appearance of specimen for jump test and thermoplastic test

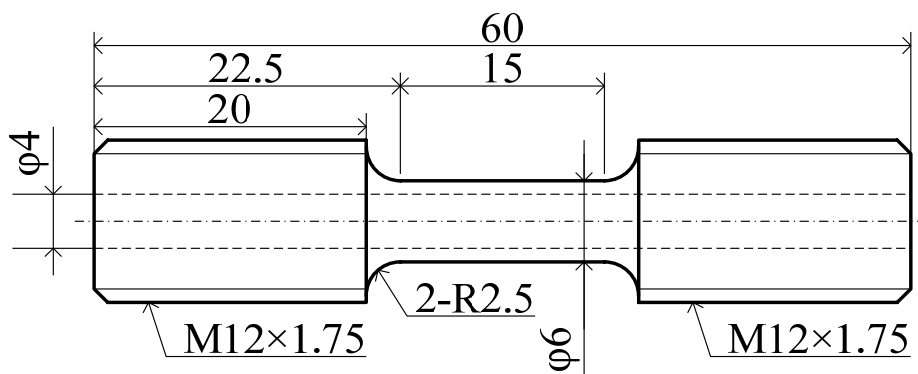
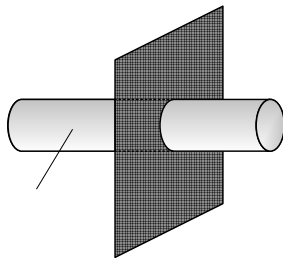
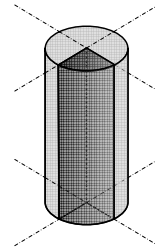


Fig.5-2 Shape of specimen for jump test and thermoplastic test

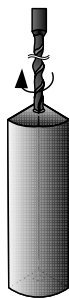
1. Cut round bar with hack-sawing machine



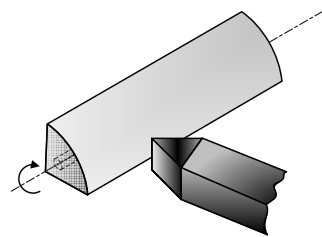
2.  $\frac{1}{4}$  Cut round bar with endless saw machine



3. Bore a hole( $\phi 4$ ) in magnesium with a drill press



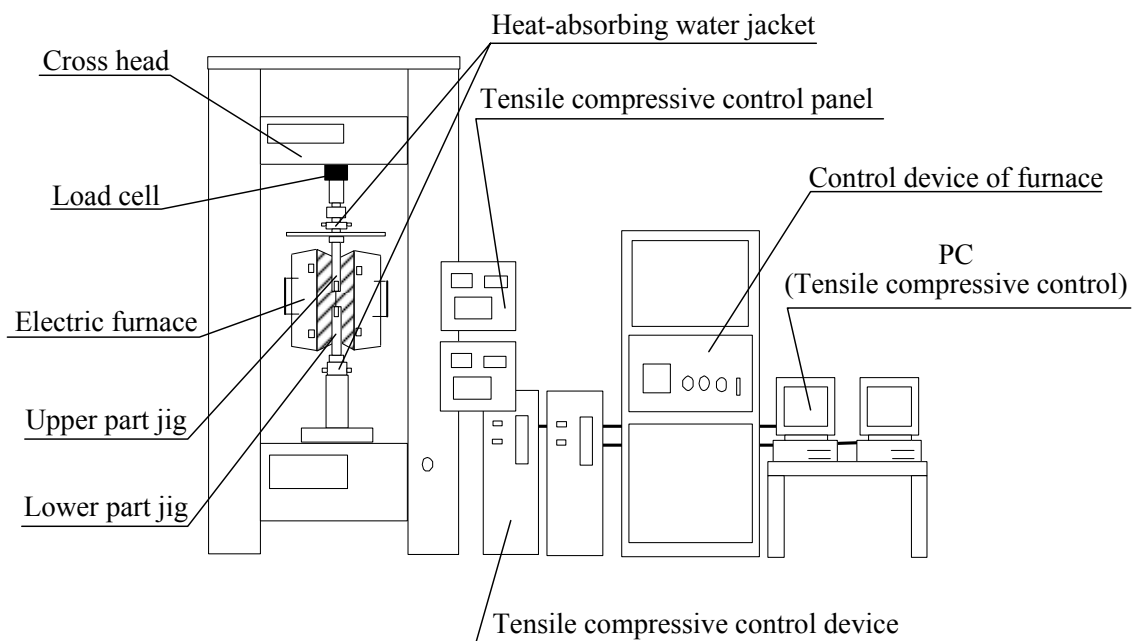
4. Cut down with the lathe.



5. Polish the part between gauge line



**Fig.5-3** Production method of specimen



**Fig.5-4** Scheme of experimental system of AG-G20kN

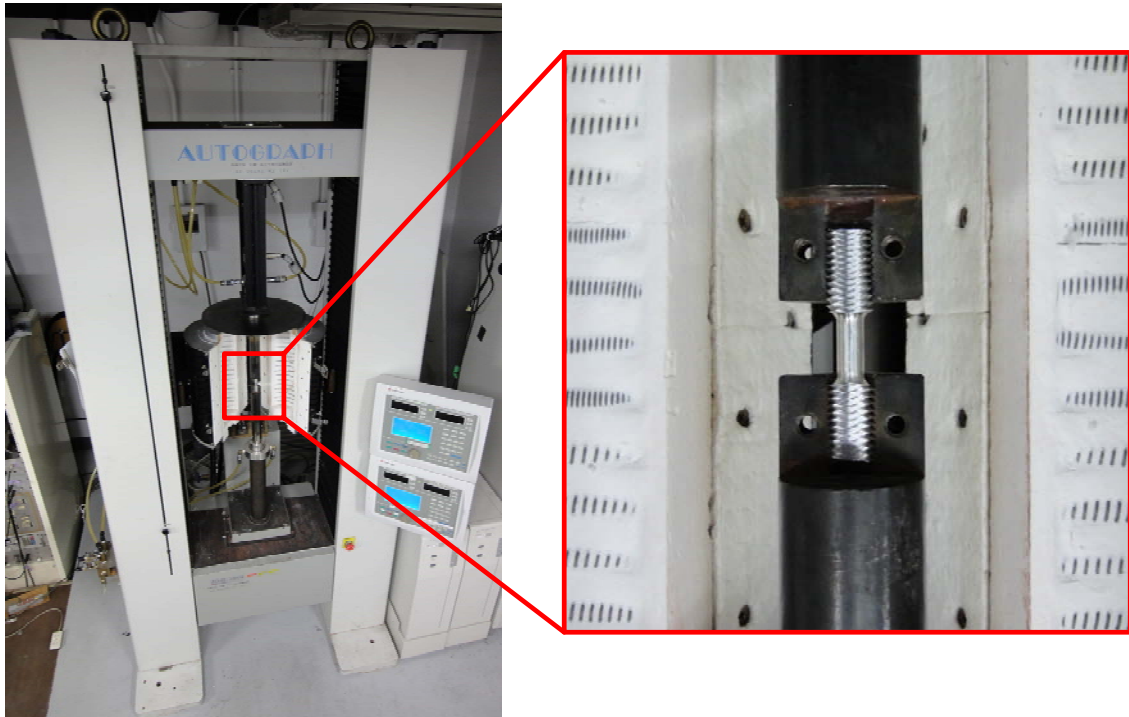


Fig.5-5 Appearance of Autograph AG-G20kN

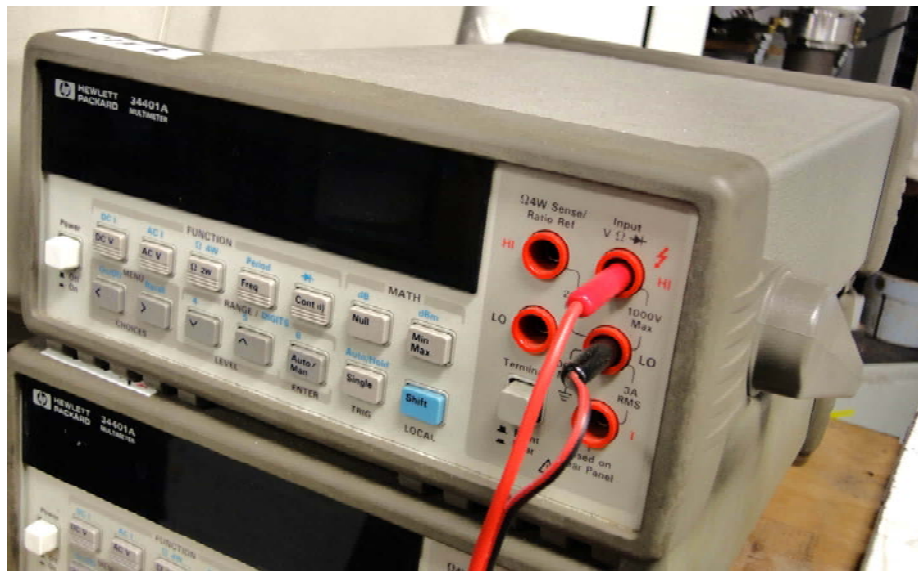
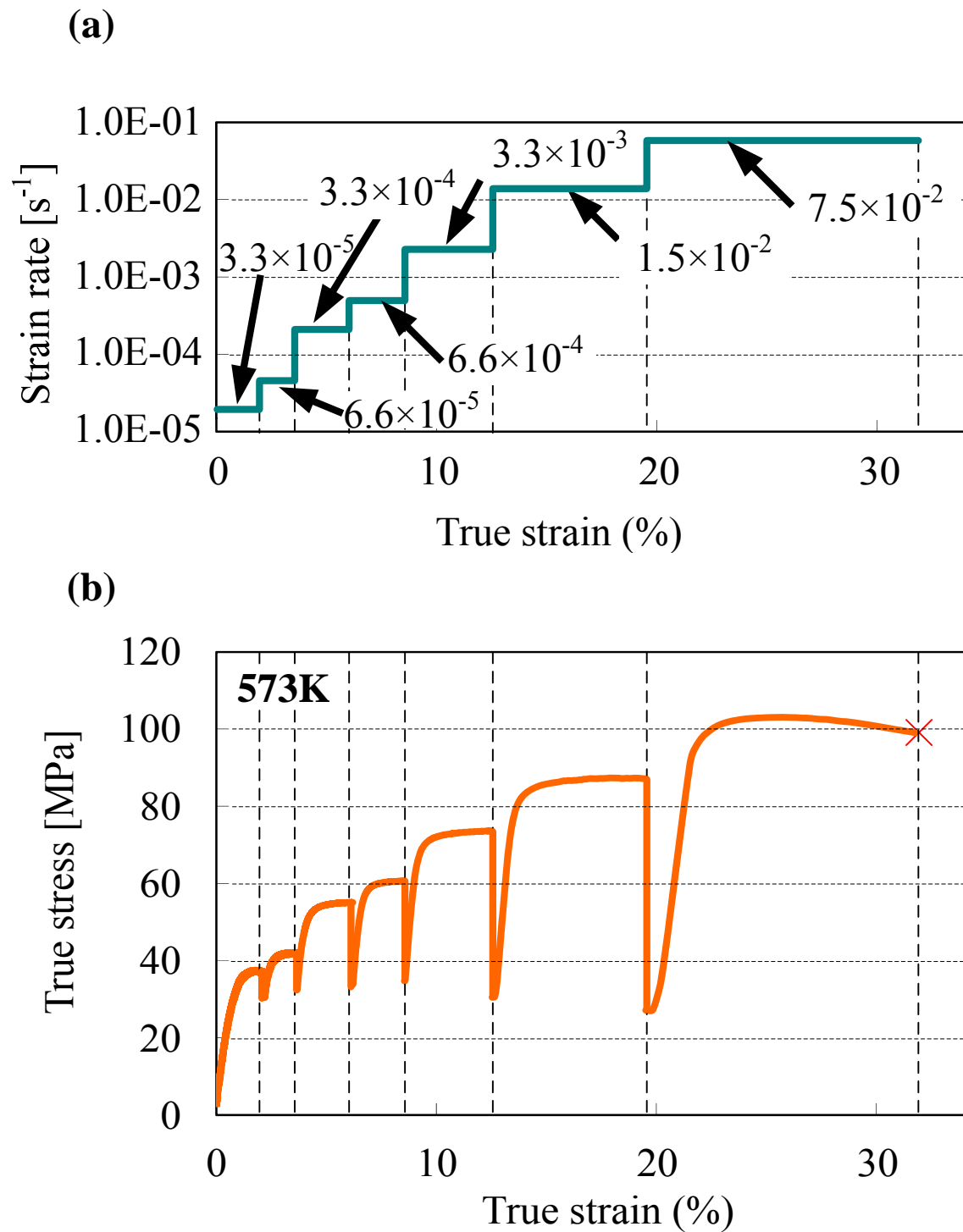
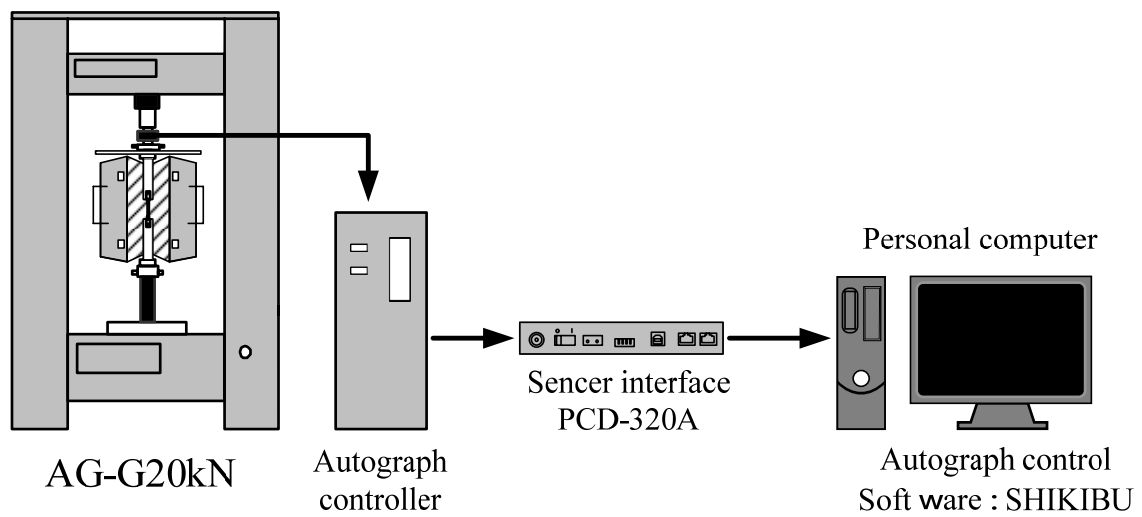


Fig.5-6 Appearance of digital multimeter 34401A



**Fig.5-7** Example for the result of jump test of AZ31magnesium alloy;  
 (a) controlled strain rate and (b) stress-strain curve at 573K



**Fig.5-8** Sheme of experimental system of AG-G20kN

## 2. 試験結果

### 2-1. ひずみ速度感受性指数( $m$ 値)

AZ31 マグネシウム合金の jump test による応力-ひずみ曲線を Fig.5-9 に示す. 縦軸は真応力, 横軸は真ひずみである.

Fig.5-9 より, いずれの温度条件によってもひずみ速度の増大にしたがって最大応力が増大しており, AZ31 マグネシウム合金のひずみ速度依存性が確認できる. ただし, 温度領域が低温側に移行するにしたがってひずみ速度依存性の影響は小さくなっている. 実験中の試験片の表面温度変動は設定温度 $\pm 1\text{K}$  以内であり, 応力の増大に対して温度の影響はほとんどないといえる. したがって, 最大応力の増大はひずみ速度依存性の特性である. 各ひずみ速度で最大応力を示した時点で次のひずみ速度に変更する十数秒の間に, AZ31 マグネシウム合金は大幅に応力緩和を生じた. Fig.5-7(a)に示す段階的なひずみ速度変更時点で Fig.5-7(b)での応力が低下しているのは応力緩和の効果によるものである.

Fig.5-10 に Fig.5-9 の実験結果から得られた 423K $\sim$ 673K の各種温度条件下における, 最大応力-ひずみ速度の相関を示す. 縦軸はそれぞれのひずみ速度条件における最大応力, 横軸はひずみ速度である. 縦軸および横軸ともに対数目盛りで表した.

いずれの温度条件でもひずみ速度の増大とともに最大応力が増大する傾向が認められた. 例えば  $1.0 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$  において, 673K $\sim$ 573K ではおよそ 38MPa の増大が生じたのに対し, 473K $\sim$ 423K ではおよそ 60MPa の増大が生じたことから確認できる. さらに, 高速側に移行するにつれ最大応力の増分は小さくなることが図から明瞭に確認できる. 一般に超塑性材料の最大応力-ひずみ速度の関係は S 字曲線(JIS H7007)を描くと言われているが, 今回の調査領域において S 字曲線の変曲点を確認することができなかった. しかしながら, いずれの温度条件においても最大応力-ひずみ速度の関係は, 若干ではあるが上に凸の形態になっているため, 調査領域よりも低ひずみ速度側に変曲点が存在していると考えられる. また高温であるほど同じひずみ速度における最大応力が低く現れた.

試験機のロードセル容量およびクロスヘッド速度の限界による調査可能領域において, Fig.5-9 の実験値から求めた  $m$  値をひずみ速度に対して整理したものを Fig.5-11 に示す. Fig.5-11 は各温度条件の結果を併記してある.  $m$  値は本章 1-3-2 に示した方法で算出した. 縦軸は算出した  $m$  値, 横軸は算出に用いた各 3 点のひずみ速度の平均値を対数表示で表した.

いずれの温度条件も低速側に最大の  $m$  値が確認された. また  $4.0 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$  付近



において  $m$  値に与えるひずみ速度の影響が大きくなっていることが確認できた。例えば 573K において、 $4.0 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$  前後では  $m$  値がおよそ 0.04 変化しているのに対し、 $1.0 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$  前後では 0.06 変化していた。調査領域における最大  $m$  値は 673K で 0.23 程度であった。

超塑性発現温度域より低温域である 523K, 473K において、ひずみ速度  $1.0 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$  付近で  $m$  値ともに 0.11 程度であった。また、高速側に移行しても 0.07 程度と、423K に比べ比較的高い  $m$  値を示した。

したがって、第 6 章で実施する各種力学試験における温度条件は 523K および 473K に決定する。

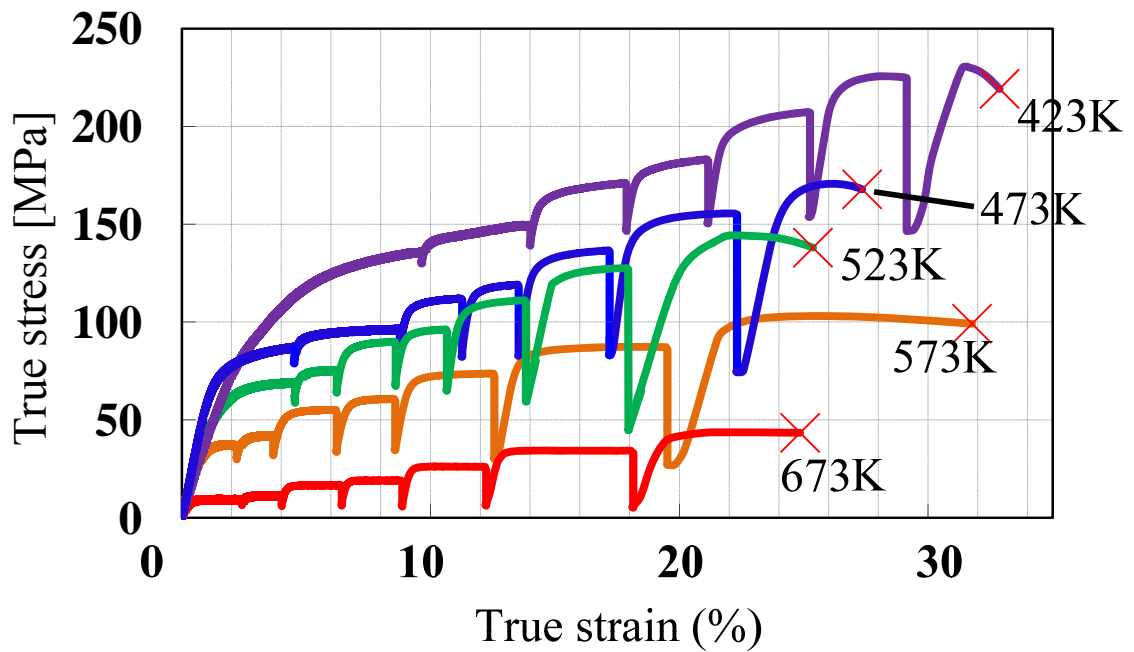


Fig.5-9 Relation between true stress and true strain of AZ31magnesium alloy by jump test at various temperature.

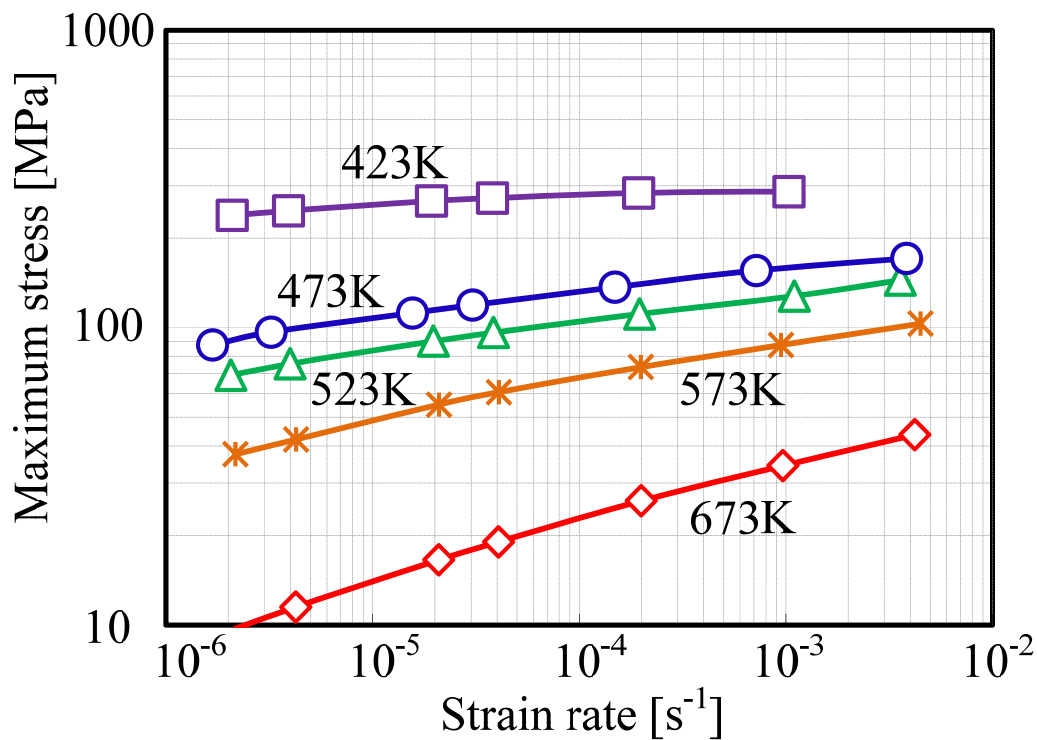
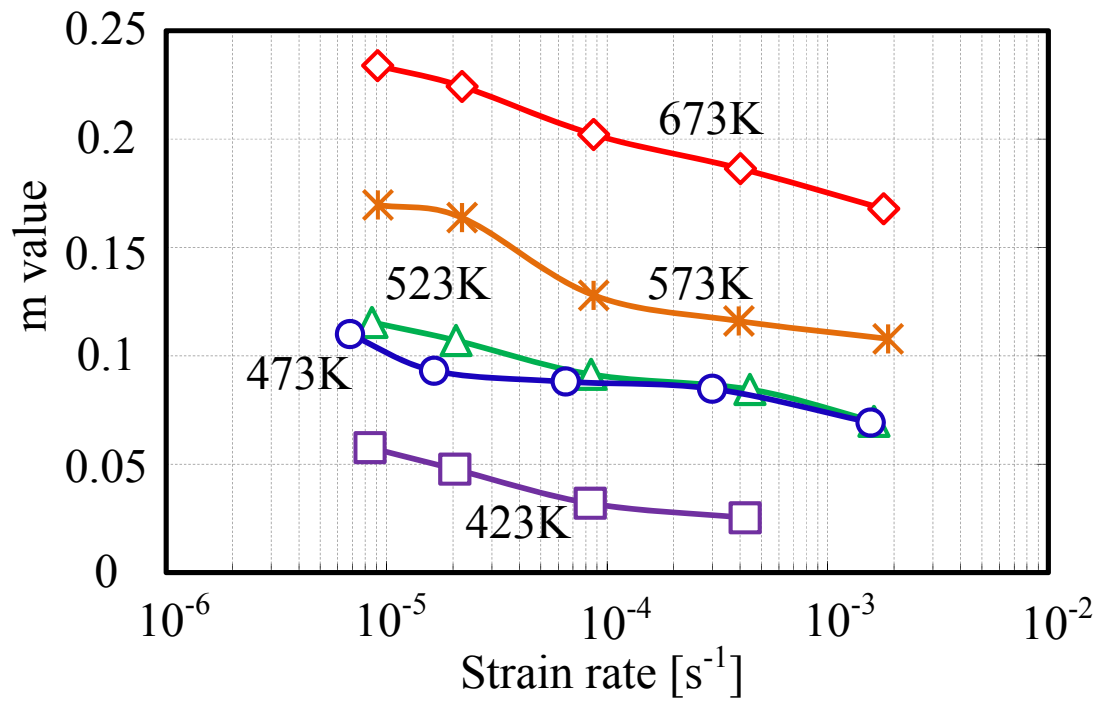


Fig.5-10 Relation between maximum stress and strain rate of AZ31magnesium alloy by jump test at various temperature.



**Fig.5-11** Relation between m value and strain rate of AZ31magnesium alloy by jump test at various temperature

## 第 6 章 降伏曲面調査

本章では、第 5 章で決定した超塑性発現温度以下の温度条件における AZ31 マグネシウム合金の塑性変形挙動について調査し、種々のひずみ速度条件における塑性変形特性について検討する。

### 1. 試験方法

#### 1-1. 試験片

試験片に関しては、第 5 章 1-1 に示す通りである。

#### 1-2. 試験装置

##### 1-2-1. 力学試験機

本章における降伏曲面調査では AG-G20kN および環境制御型力学試験機 AG-10TC-IR(島津製作所製 以下 AG-10TC-IR)を使用した。AG-G20kN に関しては第 5 章 1-2 に示す通りである。Fig.6-1 に AG-10TC-IR のシステム, および Fig. 6-2 に外観を示す。AG-10TC-IR も前述の AG-G20kN と同様, 試験片取り付け部, 引張/圧縮負荷装置部とねじり負荷装置部および制御部から成り立っている。AG-10TC-IR は引張り/圧縮負荷部に最大荷重 $\pm 100\text{kN}$ のロードセルを, ねじり部に最大トルク $\pm 10\text{kN}\cdot\text{m}$ のトルクセルをそれぞれ備えている。また, 最大加熱温度が  $773\text{K}(500^\circ\text{C})$ である電気炉(大阪科学製)により, 高温雰囲気中での試験が可能である。AG-10TC-IR は室温や  $423\text{K}(150^\circ\text{C})$ での低温域での大きな応力を必要とする試験を行うことが出来る。

また, AG-10TC-IR のクロスヘッドは AC サーボモーターをコンピュータにより制御することで駆動する。設定可能なクロスヘッド仕様速度範囲は引張/圧縮速度が $\pm 0.005 \sim \pm 500\text{mm/min}$ , ねじり速度が $\pm 9.0 \times 10^{-5} \sim \pm 9 \text{ deg/min}$ である。

##### 1-2-2. 温度計測方法

温度測定方法に関しては、第 5 章 1-2-3 に示す通りである。

#### 1-3. 試験条件および試験手順

ひずみ速度に対する AZ31 マグネシウム合金の塑性変形挙動を調べるために単軸引張, 圧縮試験, 単純ねじり試験を行った。あらかじめ寸法を計測した試験片に対して, 温度およびひずみ速度をパラメータとして設定し, それぞれ一定条件下で試験した。ひずみ速度は  $6.0 \times 10^{-4} \sim 6.0 \times 10^{-2}\text{s}^{-1}$  の範囲で設定した。温度条件は Jump test の結果を踏まえ, 炉設定温度  $523\text{K}$ ,  $473\text{K}$  に設定した。

なお, クロスヘッド速度範囲の仕様により単純ねじり試験は AG-G20kN, そ

の他の試験は AG-10TC-IR で実施した。

### 1-3-1. ひずみの測定方法

力学試験では、高温雰囲気中にて負荷を与えるため、高温用箔ひずみゲージ KFU(共和電業製)を用いた。高温用箔ひずみゲージを試験片に貼り付ける際には、接着剤として高温ひずみゲージ用接着剤 PI-32(共和電業製)を使用した。まず加圧し、そのまま炉内で加熱し 100℃で 1 時間保持、その後 200℃で 2 時間保持する熱処理を行うことで貼り付けた。さらに 250℃で 2 時間保持するエージングを施した。単軸引張、圧縮試験では Fig.6-3 に示すように試験片標線間部中央に箔ひずみゲージを表裏 2 枚に貼り付けた。

単純ねじり試験には高温用箔ひずみゲージ KFU ロゼットタイプ(共和電業製)を用いた。ひずみゲージは Fig.6-4 に示すように試験片標線間部中央に 1 枚貼り付けた。なお、せん断ひずみは、Fig.6-4 に示すせん断方向を正としている。Fig.6-4 に示したひずみゲージ 1, 2 により測定されるひずみは次式で表される。

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{2}(\varepsilon_x + \varepsilon_y) + \frac{1}{2}(\varepsilon_x - \varepsilon_y)\cos(2 \times 45^\circ) + \frac{1}{2}\gamma_{xy}\sin(2 \times 45^\circ) \cdots \cdots (6-1)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{2}(\varepsilon_x + \varepsilon_y) + \frac{1}{2}(\varepsilon_x - \varepsilon_y)\cos(2 \times (-45^\circ)) + \frac{1}{2}\gamma_{xy}\sin(2 \times (-45^\circ)) \cdots \cdots (6-2)$$

ここで  $\varepsilon_x$ ,  $\varepsilon_y$ ,  $\gamma_{xy}$  はそれぞれ、 $x$  軸方向のひずみ、 $y$  軸方向のひずみ、せん断ひずみである。

せん断ひずみ  $\gamma$  は、式(6-1), (6-2)より次のように求められる。

$$\gamma = \gamma_{xy} = \varepsilon_1 - \varepsilon_2 \cdots \cdots (6-3)$$

各種試験とも測定は、高温の際のリード線への温度影響の低減を目的として、リード線に高温用リード線を使用したうえで、1 アクティブゲージ法 3 線式を用いてブリッジボックスに結線した(Fig.6-5)。図中の  $e_0$  は出力電圧、 $E$  はブリッジ電圧、 $R$  は固定抵抗、 $R_g$  はゲージ抵抗である。

ひずみはブリッジボックスを介し、動ひずみ測定器 DPM-711B(共和電業製)で電圧データに変換後、センサインタフェースを用いて A/D 変換し、PC に記録した。

### 1-3-2. 応力の算出方法

軸応力の算出方法は第 5 章 1-3-1 に示す通りである。それぞれの試験により検出されたトルクデータは A/D コンバータを通してデジタル変換され、時間およびトルクのデータが PC に取り込まれる。Fig.6-6 にひずみおよび荷重・トルクデータの計測システムを示す。

せん断応力  $\tau$  の算出方法は、以下のとおりである。ここで、 $d_{int}$  は試験片内

径,  $d_{ext}$  は試験片外径,  $T$  はトルクである.

$$\tau = \frac{16Td_{ext}}{\pi(d_{ext}^4 - d_{int}^4)} \dots\dots\dots(6-4)$$

単軸引張, 圧縮試験と単純ねじり試験結果を一つの降伏曲面で提示する際, 軸方向とねじり方向を等価に扱う評価指標が必要である. その方法として本研究では, Mises の相当ひずみ  $\varepsilon_{eq}$ , 相当応力  $\sigma_{eq}$  を用いた.  $\varepsilon$  は軸ひずみ,  $\gamma$  はせん断ひずみである.

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\varepsilon^2 + \gamma^2 / 3} \dots\dots\dots(6-5)$$

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\sigma^2 + 3\tau^2} \dots\dots\dots(6-6)$$

また, 本章ではひずみ速度を以下のように定め, 計測した.

$$\dot{\varepsilon}_{eq} = \sqrt{\dot{\varepsilon}^2 + \frac{\dot{\gamma}^2}{3}} \dots\dots\dots(6-7)$$

本章で実施した試験は単軸引張, 圧縮試験および単純ねじり試験である. 単軸/圧縮試験のひずみ速度は  $\dot{\varepsilon}_{eq\_a}$  およびねじり試験の相当ひずみ速度は  $\dot{\varepsilon}_{eq\_r}$  とし,

$$\begin{aligned} \dot{\varepsilon}_{eq\_a} &= \dot{\varepsilon} \quad (\because \dot{\gamma} = 0) \\ \dot{\varepsilon}_{eq\_r} &= \frac{\dot{\gamma}}{\sqrt{3}} \quad (\because \dot{\varepsilon} = 0) \end{aligned} \dots\dots\dots(6-8)$$

によって算出された. ただし, 5 章でも論じたように本研究では一定クロスヘッド速度による試験を採用しているため, 時刻によって  $\dot{\varepsilon}$  および  $\dot{\gamma}$  は刻々と変化している. ここで, クロスヘッド速度の引張/圧縮速度  $CHS\_a$ , ねじり速度  $CHS\_r$  をそれぞれ

$$\begin{aligned} CHS\_a &= \frac{\Delta l}{\Delta t} \\ CHS\_r &= \frac{\Delta \theta}{\Delta t} \end{aligned} \dots\dots\dots(6-9)$$

とし, 以下の式により設定するひずみ速度を換算した. ここで,  $\Delta l$  はクロスヘッド移動距離,  $\Delta t$  は時間,  $\Delta \theta$  はクロスヘッド角度である.

$$\begin{aligned} \dot{\varepsilon}_{eq\_a} &= \frac{CHS\_a}{l_0} \\ \dot{\varepsilon}_{eq\_r} &= \frac{r_{ext}}{l_0} \frac{\pi}{180} \frac{CHS\_r}{\sqrt{3}} \end{aligned} \dots\dots\dots(6-10)$$

$r_{ext}$  は標線間部外周の半径である．いずれの実験においても 0.2% オフセット線と応力-ひずみ曲線が交わる時に設定したひずみ速度になるようクロスヘッド速度を制御している．

### 1-3-3. 弾性限応力の算出

力学試験によって得られる明確な降伏点を示さない材料の応力-ひずみ曲線の一例を Fig.6-7 に示す．変形初期では応力-ひずみ関係は線形に増大する．その後，応力-ひずみ関係は緩やかに屈曲する．そのため弾性限の応力が明瞭に確認できない．本材料において，弾性変形からメカニズムの変化する弾性限の応力を調査することが重要である．そこで一般に用いられる 0.2% 耐力を本研究における弾性限の応力とした．また単純ねじり試験における弾性限応力は，相当応力-相当ひずみ曲線にて同様の方法で求めた．

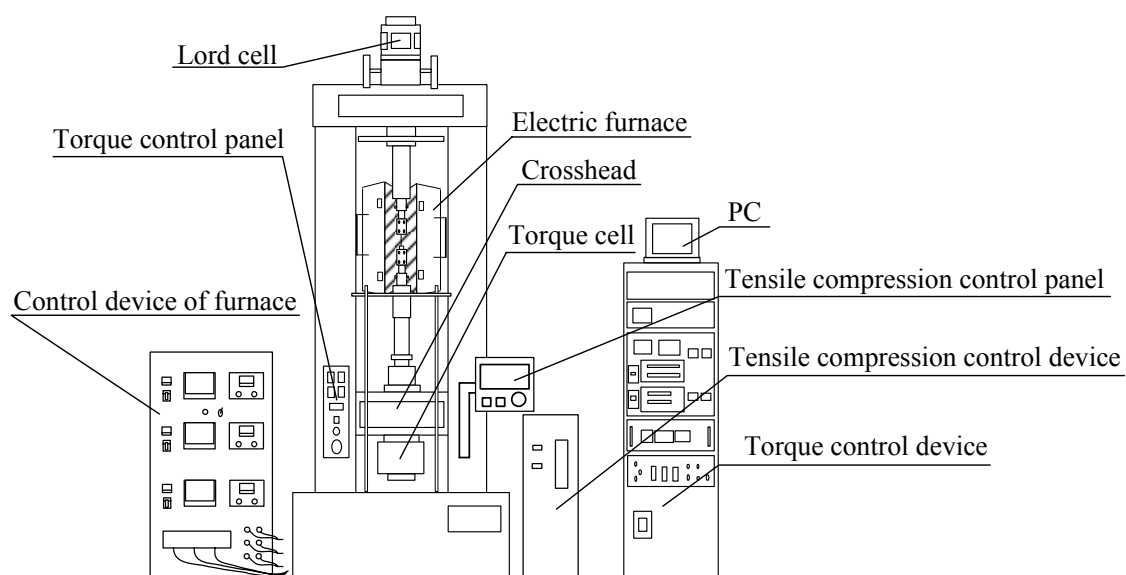


Fig.6-1 Auto graph AG-10TC-IR system

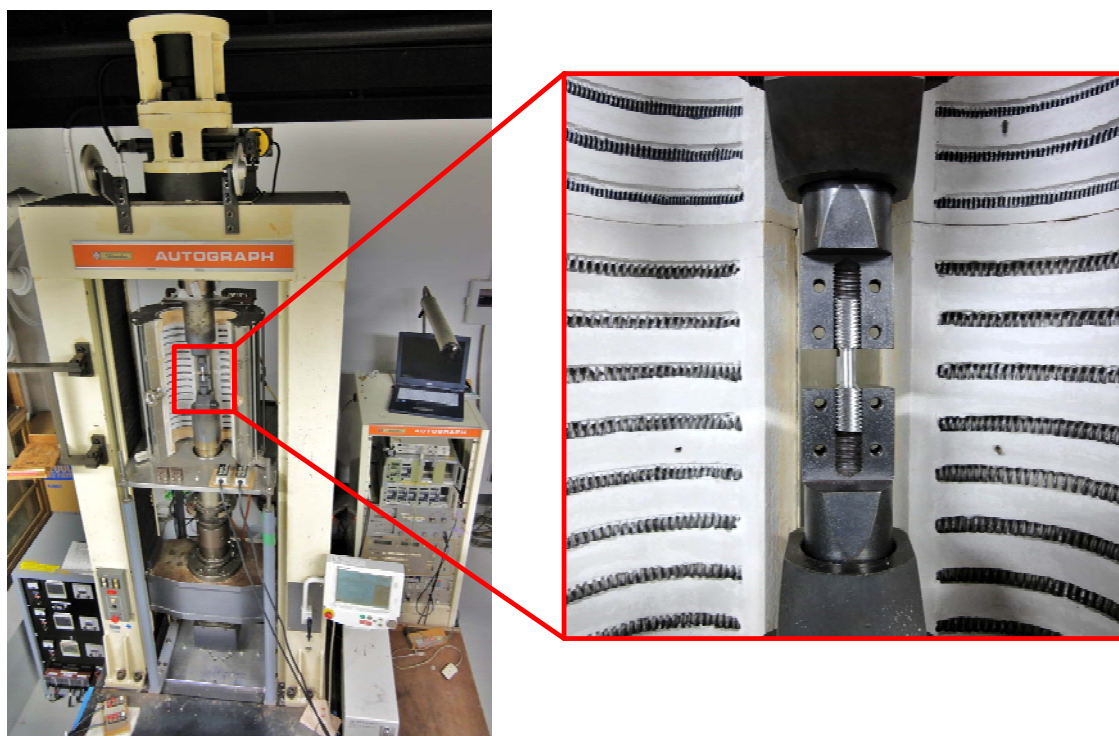


Fig.6-2 Appearance of Auto graph AG-10TC-IR



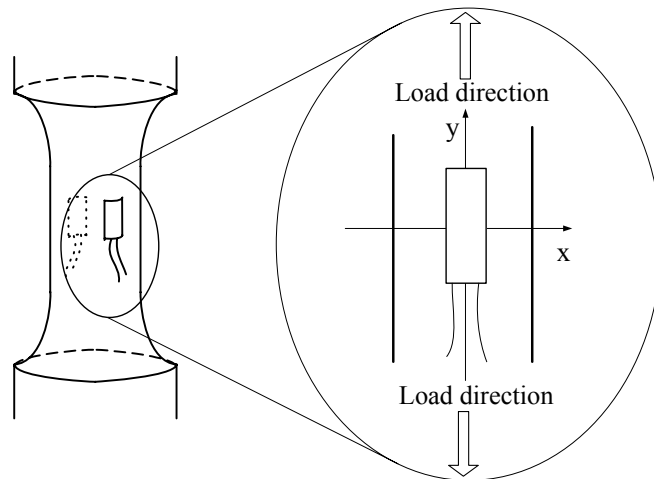


Fig.6-3 Strain gauge struck on specimen

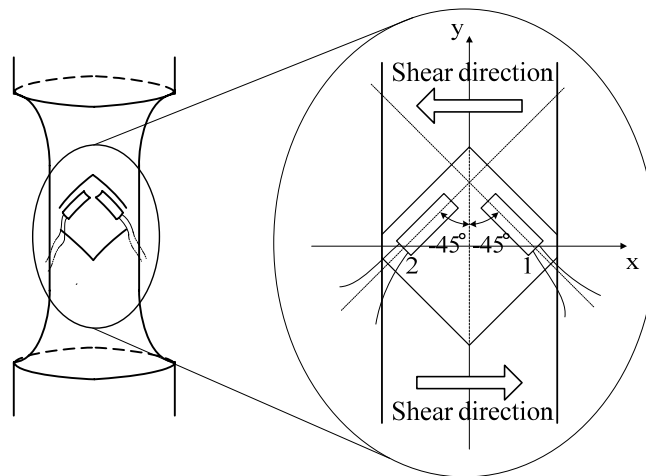


Fig.6-4 Rosette gauge struck on specimen

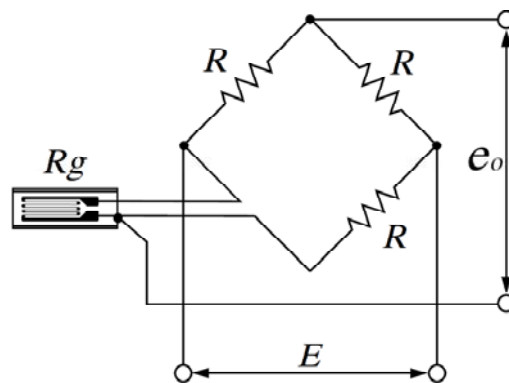
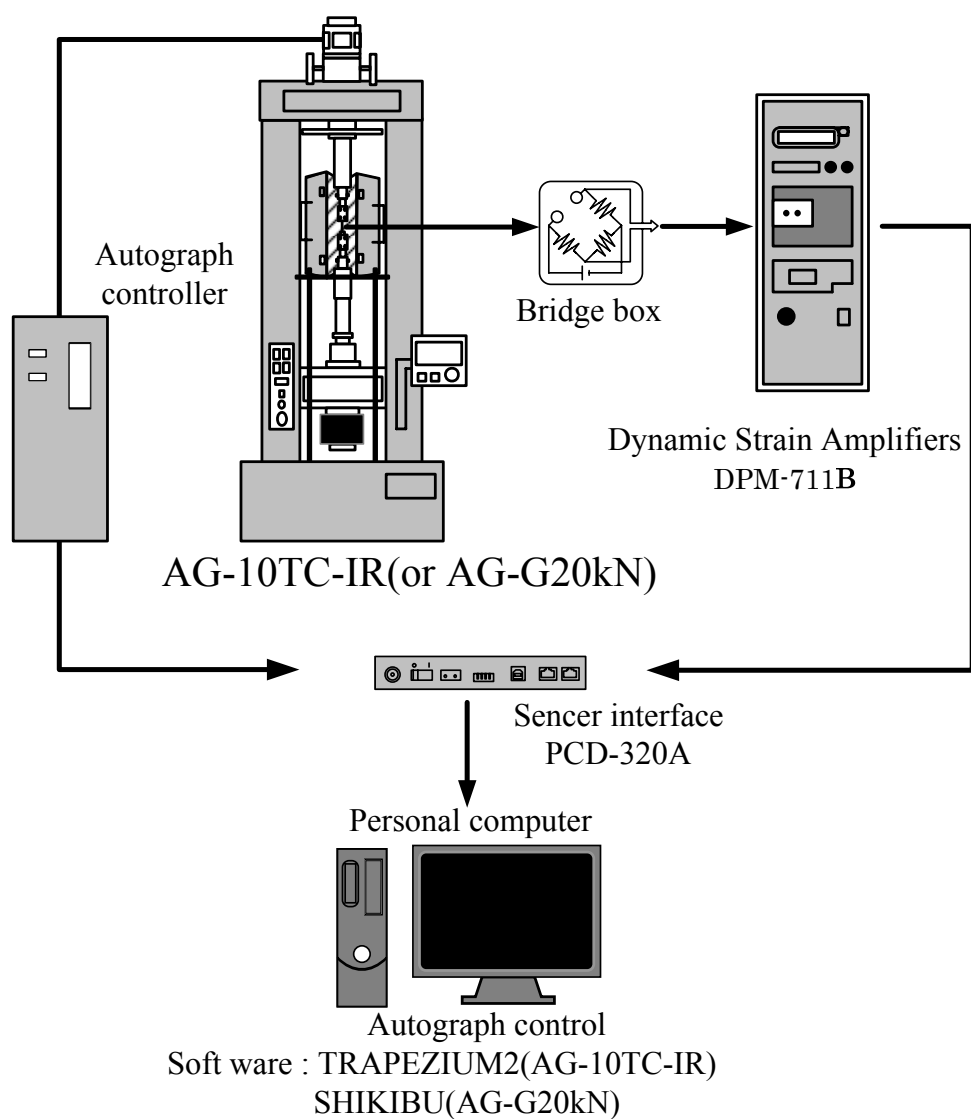
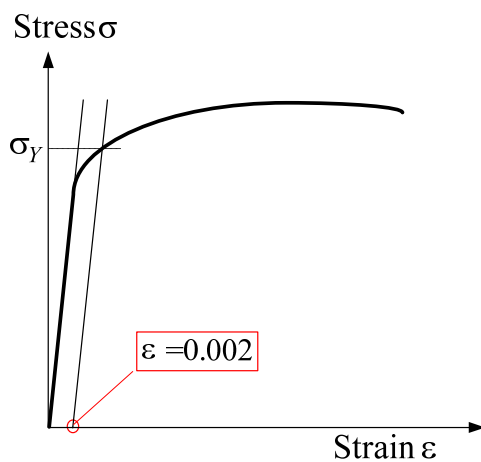


Fig.6-5 Connecting diagram of strain gauge



**Fig.6-6** Scheme of experimental system of AG10-TC-IR(or AG-G20kN)



**Fig.6-7** Elasticity limit stress

## 2. 試験結果

各温度域における AZ31 マグネシウム合金のひずみ速度と降伏応力の相関を調査するために実施した単軸引張、単軸圧縮試験および単純ねじり試験の応力-ひずみ曲線を Fig.6-8 および Fig.6-9 に示す．縦軸は軸応力 $\pm\sigma$  および相当せん断応力 $\sqrt{3}\tau$ ，横軸はひずみゲージにより計測された相当ひずみ  $\varepsilon_{eq}$  である．AZ31 マグネシウム合金の各種ひずみ速度における降伏応力を比較するため，Fig.6-8 および Fig.6-9 にはそれぞれ相当ひずみ 20%までを表記してある．実験中の表面温度変動は設定温度 $\pm 1\text{K}$  以内であり，各力学試験の応力の差異について温度の影響はほとんどないといえる．

Fig.6-8 より，ひずみ速度の増大とともに，単軸引張の応力レベルはいずれのひずみ速度においても上昇し， $6.0 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$  における単軸引張に関する降伏応力 75MPa が， $6.0 \times 10^{-2}\text{s}^{-1}$  では 85MPa まで上昇していることが確認された．ひずみ速度条件に対する応力レベルの上昇傾向は単軸圧縮，単純ねじりにおいても同様に認められた．

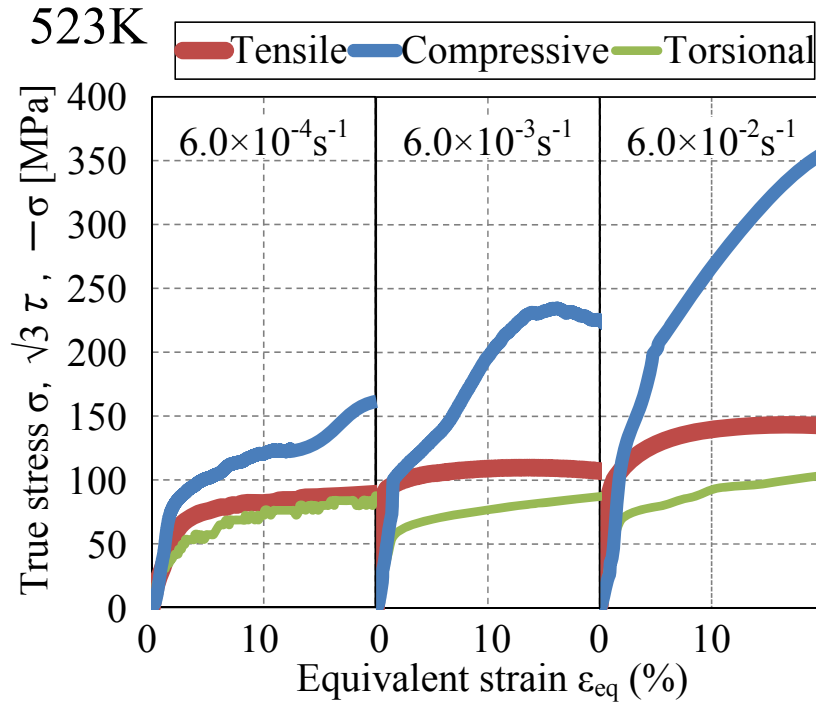
Fig.6-9 においても同様の傾向が認められた．上昇の割合は 523K よりも大きく， $6.0 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$  における単軸引張に関する降伏応力 85MPa が， $6.0 \times 10^{-2}\text{s}^{-1}$  では 134MPa 程度まで上昇していることが確認された．

Fig.6-8 および Fig.6-9 の実験結果より得られた各ひずみ速度条件での AZ31 マグネシウム合金に関する降伏曲面を示す(Fig.6-10, Fig.6-11)それぞれ (a) $6.0 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ ，(b) $6.0 \times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ ，(c) $6.0 \times 10^{-2}\text{s}^{-1}$  のひずみ速度条件下で各種負荷経路について力学試験を実施した時の応力-ひずみ曲線から，0.2%耐力を軸力成分(横軸)およびせん断成分(縦軸)にプロットしたものである．各グラフには参照のために，引張降伏応力を基準とした Mises および Tresca の降伏曲面を併記してある．

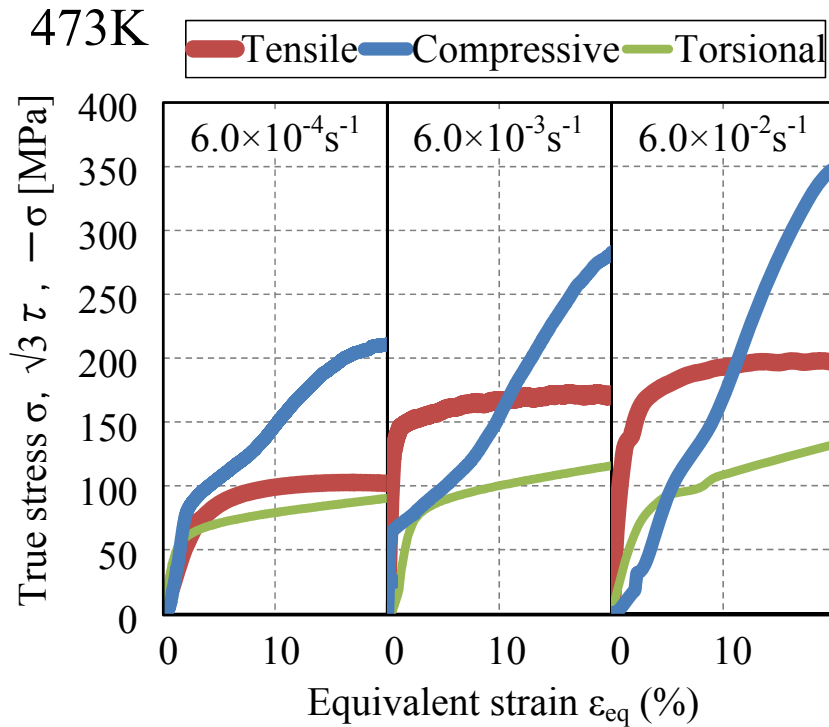
Fig.6-10 における(a) $6.0 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ ，(b) $6.0 \times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ ，(c) $6.0 \times 10^{-2}\text{s}^{-1}$  では降伏曲面はせん断応力軸(縦軸)に対して，対称性を示しているとともに，せん断応力は引張降伏応力を基準とした Mises の降伏曲面および圧縮応力よりも 25～30%程度小さい．一方，Fig.6-11(a) $6.0 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$  における降伏曲面は Fig.6-10(a) $6.0 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ ，(b) $6.0 \times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ ，(c) $6.0 \times 10^{-2}\text{s}^{-1}$  と同様の形状が得られ，せん断応力は Mises の降伏曲面から予測される値よりも 20MPa 程度小さくなった．

Fig.6-11(b) $6.0 \times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ ，(c) $6.0 \times 10^{-2}\text{s}^{-1}$  における降伏曲面では軸力において引張り と圧縮で非対称性が顕著に認められており，圧縮応力およびせん断応力は引張応力の 20～30%程度小さい．すなわち，鋼などといった構造用金属材料が即している Mises の降伏曲面に対して，圧縮とせん断成分について低い値を示し，

大きく歪んだ形態を示していることが確認された.

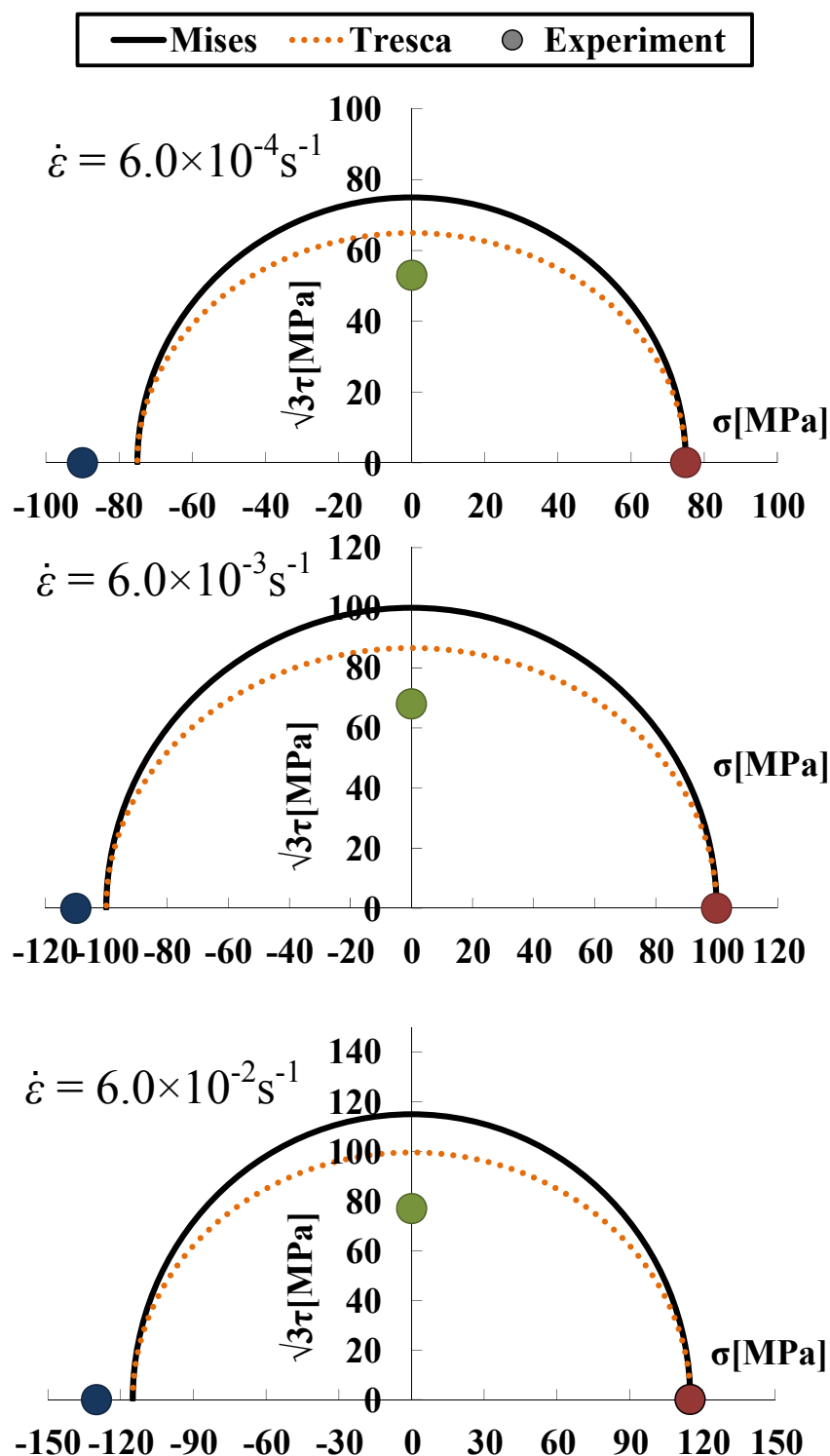


**Fig.6-8** Stress-strain curves of uni-axial tensile, compressive, and pure torsional test of AZ31magnesium alloy at various strain rate conditions at 523K.



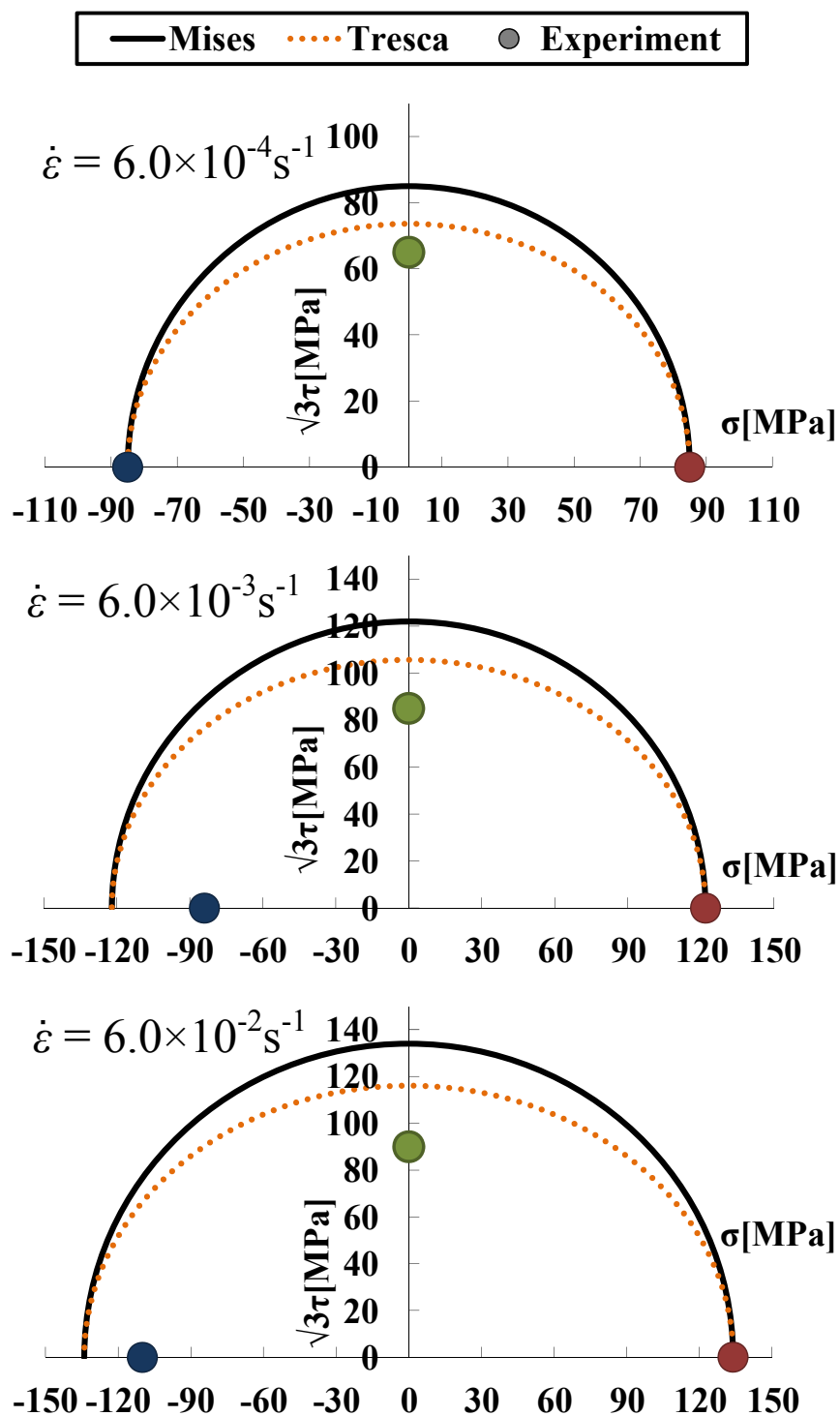
**Fig.6-9** Stress-strain curves of uni-axial tensile, compressive, and pure torsional test of AZ31 magnesium alloy at various strain rate conditions at 473K.

523K



**Fig.6-10** Yield surfaces of AZ31magnesium alloy deformed temperature of 523K for various strain rate conditions.

473K



**Fig.6-11** Yield surfaces of AZ31 magnesium alloy deformed temperature of 473K for various strain rate conditions.

## 第7章 考察

超塑性発現温度域より低温における AZ31 マグネシウム合金の変形特性に関して、降伏応力とひずみ速度の相関から考察する。

### 1. 523K における変形特性

温度条件 523K では、Fig.6-10(a)  $6.0 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ , (b)  $6.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ , (c)  $6.0 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$  において、引張りと圧縮の降伏応力がほぼ等しく、せん断応力のみが Mises の降伏曲面から予測されるせん断応力を 15~20% 下回る降伏曲面を示した。また、523K における応力-ひずみ曲線(Fig.6-8)は、引張負荷に関して降伏後にわずかな加工硬化を示すのみで、ほぼ定常化していた。応力レベルは常温に比べ、引張りが 35~40%、ねじりが 30~40%、圧縮が 60% 低下していた。これまでの当研究室で報告されてきた研究について、超塑性現象が発現している時、せん断応力軸(縦軸)に対して対称で、引張りと圧縮の降伏応力がほぼ等しく、せん断応力成分が Mises および Tresca の降伏曲面から予測される値を下回っている降伏曲面を得た。また、超塑性変形の変形メカニズムは一般に粒界すべりによって支配されているとされる。

これらから、温度条件 523K かつひずみ速度条件  $6.0 \times 10^{-4} \text{s}^{-1} \sim 6.0 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$  における各種力学試験においては、粒界すべりメカニズムが主な変形メカニズムであるといえる。

### 2. 473K における変形特性

温度条件 473K では、Fig.6-11(a)  $6.0 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$  において、引張りと圧縮の降伏応力がほぼ等しく、せん断応力のみが Mises の降伏曲面から予測されるせん断応力を 23% 程度下回る降伏曲面を示した。これは 523K の  $6.0 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$  および  $6.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ ,  $6.0 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$  について見られた降伏曲面と類似している。応力-ひずみ曲線は 523K の  $6.0 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$  よりもわずかに高い応力レベルで、常温における降伏応力に比べ、引張りが 42%、ねじりが 37%、圧縮が 62% 低下していた。これらの力学特性から、温度条件 473K かつひずみ速度条件  $6.0 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$  において、粒界すべりメカニズムが主たる変形メカニズムであるといえる。

一方、Fig.6-11(b)  $6.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ , (c)  $6.0 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$  における降伏曲面では、せん断および圧縮の降伏応力が低く、Mises の降伏曲面とかけ離れた形態をもつことが確認された。すなわち、温度条件 473K かつひずみ速度条件  $6.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ ,  $6.0 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$  では、粒内すべり変形だけではない変形メカニズムを有するものと考えられる。

マグネシウム合金は稠密六方格子の結晶構造を有しており、室温でのすべり



系は臨界せん断応力の低い底面すべりのみに限られる(Fig.2-4)ため、粒内すべりよりも強く双晶変形に支配された変形・破壊が生じると言われている。押出しによって成形された AZ31 マグネシウム合金は、押出し方向に対して平行な引張応力によって{1012}系の双晶が生じることが知られている。したがって、押出し円筒形状の AZ31 マグネシウム合金に対し、押出し方向に平行な圧縮負荷と垂直な引張負荷が発生するとすれば、押し出し方向に平行な圧縮の方が双晶変形を生じやすいものと考えられる。双晶変形が主たる変形メカニズムであるとすれば、その双晶変形をより容易に発生しやすい負荷方向に対して低い降伏応力をもつものと考えられる。すなわち、押出し円筒形状を有する AZ31 マグネシウム合金は、押出し方向な圧縮負荷に対して低い降伏応力降伏応力をもつと考えられる。このことが温度条件 473K かつひずみ速度条件  $6.0 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$  に対する非対称性を生じた理由であると考えられる。よって、温度条件 473K かつひずみ速度条件  $6.0 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$  の主たる変形メカニズムは双晶変形であると示唆された。

## 第 8 章 結言

本研究では、AZ 系マグネシウム合金の中で、最も実用化が検討、期待されている AZ31 マグネシウム合金について調査を実施してきた。本研究の目的は降伏応力とひずみ速度との相関を検証し、超塑性が発現しやすい温度域より低温における各種ひずみ速度に関する変形特性について実験的に解明することである。ひずみ速度条件は  $6.0 \times 10^{-4} \text{s}^{-1} \sim 6.0 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$  である。負荷条件としては単軸引張、単軸圧縮試験および単純ねじり試験である。実験により得られた知見を以下に示す。

- AZ31 マグネシウム合金にひずみ速度急変法を実施した場合、ひずみ速度依存性が認められた。
- 超塑性現象発現温度域より低温である 523K および 473K にて、常温では得られない変形量を得たことから、下限温度付近まで塑性加工可能な温度域が広がっていることがわかった。
- 温度条件 523K ではひずみ速度  $6.0 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ ,  $6.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ ,  $6.0 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$  において、粒界すべり変形が支配的な変形機構であり、塑性変形可能であると示唆された。
- 温度条件 473K における  $6.0 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$  では、粒界すべり変形が主たる変形メカニズムであると考えられ、塑性変形可能であると示唆された。
- 温度条件 473K におけるひずみ速度  $6.0 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ ,  $6.0 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$  の変形メカニズムは、常温と同じ双晶変形であると考えられるため、難加工であると示唆された。

この結果は AZ31 マグネシウム合金を実用化するための広範な産業応用をする上で重要な知見を得られたと考える。

## 参考文献

- 
- (1) 小島 陽, 伊藤 忠男: “マグネシウム合金の応用と成形加工技術” シーエムシー出版(2001), pp.143~153, pp.154~203
  - (2) 鎌土 重晴, 小島 陽: “マグネシウム合金とその加工プロセス”, JOURNAL OF THE JAPAN SOCIETY FOR TECHNOLOGY OF PLASTICITY , Vol.48, No.556, pp.358-366, 2007
  - (3) 渡辺 博行, 向井 敏司, 東 健司: “マグネシウム合金の超塑性加工”, JOURNAL OF THE JAPAN SOCIETY FOR TECHNOLOGY OF PLASTICITY , Vol.44, No.504, pp10-14, 2003
  - (4) H.Watanabe, H.Tsutsui, T.Mukai, M.Kohzu and K.Higashi: “超塑性の利用・開発に関する研究調査X X II”, pp.335-340, 2002
  - (5) 矢島 悦次郎 他, “若い技術者のための機械・金属材料” 丸善株式会社 p355
  - (6) 東 健司: “超塑性の利用開発に関する研究・調査 XVI”, 超塑性研究会, (1996), pp.90-97
  - (7) 田中 啓介, 木村英彦: “材料力学”, 培風館 pp.206-208

## 謝辞

本研究を遂行するにあたり、懇切丁寧にご指導いただいた稲葉忠司教授に深く感謝いたします。また、終始本研究の進むべき道をご教示していただき、幅広い分野からの多数のご助言を賜りました吉川高正助教授には心より御礼申し上げます。吉川高正助教授には叱咤されることが多く、挫けそうになることも多々ありました。しかしながら、無事研究活動を終えることができた今、それらは私の大切な糧となっています。3年間、不出来な私に情熱のこもった指導をしていただいたことを改めて感謝いたします。ありがとうございました。

工作機の使用方法などは中村昇二技官に指導していただきました。特に旋盤でのケレ加工の時は、試行錯誤しながら切削している私を長時間見守っていて下さったことを覚えています。心より御礼申し上げます。AZ31 マグネシウム合金の研究を共にやってきた伊藤綾真君、横尾優哉君、土田友也君には、先輩という立場ながら助言をもらうこともありました。彼らのおかげで無事研究を終えることができたと言っても過言ではありません。多大なる感謝を申し上げます。特に伊藤綾真君は同じ研究テーマとして、終始共に研究を進めてきました。今後の展開等、これからの報告を楽しみに研究室を旅立ちたいと思います。また、研究活動のみならず、私生活も共に過ごしてきた M2 の相知佑介君、富田和準君、伊藤崇順君、上田怜君、二井孝彰君らのおかげで、研究室生活が有意義なものになりました。特に相知佑介君、富田和準君とは学校外での交流も多く、とてもお世話になりました。この度 M2 は卒業という節目を迎えますが、これからも互いに支えあえる関係を保っていかれたらと思っています。また、私だけでなく生体システム工学研究室を全面的にサポートしていただいた三重 TLO の加藤貴也さんにはひとかたならず厚く御礼申し上げます。3年間本当にありがとうございました。最後になりましたが、エネルギー環境工学研究室の小比賀功君には編入してからの4年間大変お世話になりました。心より御礼申し上げます。

研究室生活を楽しく過ごし、充実した時間を過ごすことができたのは、素晴らしい先生方、優秀な先輩・後輩方、そして M2 の仲間達がいたからです。学生生活に最高の思い出をつくることができました。

ありがとうございました!!

平成 22 年 3 月

久保山 裕満