

Al-Mg合金板の成形性に関する基礎研究

弓削商船高等専門学校 商船学科

助手 中 哲夫

(平成7年度研究開発助成 AF-95001)

1. 緒 言

近年、地球規模の環境保護が問題とされ輸送機の軽量化すなわち省エネが急がれている。この対応のため注目されているのがアルミニウム合金である⁽¹⁾⁽²⁾。この中でもAl-Mg合金(5000系)は、固溶体硬化及び加工硬化によって高い強度を有し耐食性が優れ、特に海水や工業汚染雰囲気にも耐え溶接性が優れていることなどを活かして、すでに一部の自動車ボディや船舶の外板に用いられている。この5000系合金の中でも非熱処理合金で最も強度の大きな5083-O板は成形加工時に材料表面にストレッチャーストレインマーク(以後St-Stマークと記す)と呼ばれるひずみ模様が現れたり、変形が局所化しやすいと行った問題があるため使用拡大の障害になっている。また、これまでの鋼板に対する成形技術を直接この材料に適用することは困難であると思われる⁽³⁾。

そこで、本報告では、単軸引張試験を温度173から623K、ひずみ速度を 5.56×10^{-5} から 5.28×10^{-1} までの準静的から衝撃までの広範囲において行い、変形抵抗及び延性について検討を行った⁽⁴⁾⁽⁵⁾。また、St-Stマークの発生領域についても温度およびひずみ速度の関係を明らかにした。次に、円筒深絞り試験を成形温度298から453K、成形速度を0.2から500mm/minに種々に変化させて行い、成形性に及ぼす速度と温度の関係について検討を行った⁽⁶⁾⁽⁷⁾⁽⁸⁾⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。

Table 1 Chemical compositions of specimen. (wt%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0.04	0.04	Tr	0.64	4.58	0.11	Tr	0.01

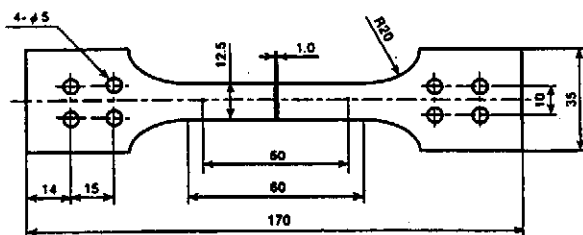


Fig. 1 Tension-test specimen. (in mm)

2. 材料及び実験方法

試験に供した材料は、アルミニウム合金薄板A5083P-O、板厚1mmを使用した。この材料の化学組成をTable 1に示す。

2.1 引張試験

材料の機械的性質(変形抵抗及び延性)を調べるために種々の温度及びひずみ速度にて単軸引張試験を行った。単軸引張に使用した試験片形状はFig.1に示す平行部長さ60mm、幅12.5mmのJIS-13Bとした。試験温度は173より623Kにて行った。ひずみ速度は 5.56×10^{-5} より 5.28×10^{-1} の準静的から衝撃までの速度域にて250kN容量のインストロン型試験機、容量19.6kNの急速負荷試験機および68kg重量の落槌式試験機を用いて行った。

2.2 深絞り試験

成形性試験のうち円筒深絞り試験を行い成形性に及ぼす温度と速度の影響について調べた。ブランクは直径74.5mm(D.R.2.07)から85.5mm(D.R.2.38)のものを使用した。成形温度は298, 353, 423, 453Kとした。成形速度はパンチ速度0.2から500mm/minとした。成形速度を調整するため深絞り試験装置をインストロン型の試験機に装着して行った。Fig.2に実験に用いた深絞り試験装置を示す。パンチ直径は36mm、ダイス穴径は40mmで肩半径は両者とも4mmのものを使用し、温間試

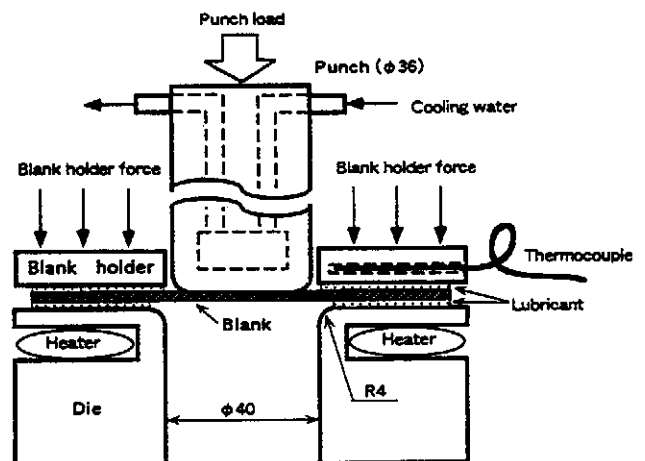


Fig. 2 Apparatus for deep drawing test.

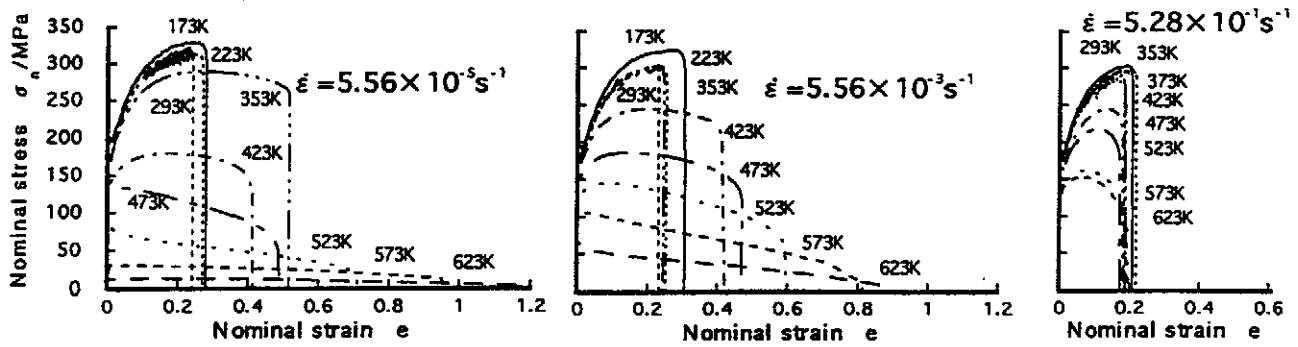


Fig.3 Stress-strain curves of Al-Mg (5083) alloy at various strain rates and temperatures.

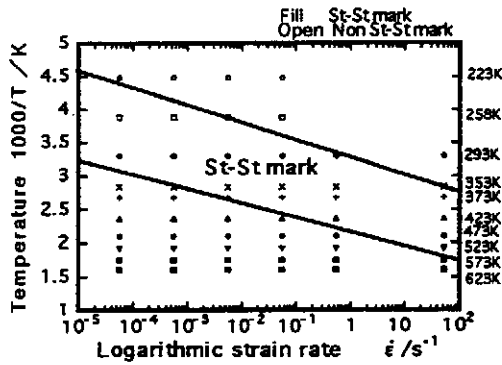


Fig.4 Effects of strain rate and temperature for stretcher strain markings.

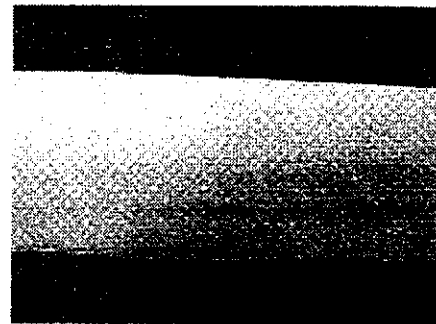


Fig.5 Stretcher strain marking for surface of Al-Mg alloy sheet.

験ではパンチ内部に水道水を流し冷却した。潤滑剤はワックスタイプのカストロールNo.700の3倍希釈液を使用した。初期しわ押さえ圧力はしわの発生しない最小としたが、本装置はダイス面としわ押さえ板の間のクリアランスを一定に保つタイプであるのでしわ押さえ力自体は実験中変動するものである。

3. 実験結果と考察

3.1 変形抵抗

Fig.3に各々のひずみ速度、温度における引張試験によって得られた応力-ひずみ曲線の一部を示す。実験結果よりこの材料は鋼と同じように473Kまでは降伏段を示す。また、室温ではひずみ速度 $5.56 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 以下、373Kでは $5.56 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 以上の試験において、変形抵抗の逆ひずみ速度依存性が動的ひずみ時効により発現し、St-Stマークを材料表面に誘起し応力-ひずみ曲線にセレーションを示す。Fig.4にSt-Stマーク発生領域を示す。Fig.5には材料表面に現れたSt-Stマークの一例を示す。

このSt-Stマークは変形中にMg原子による転位の固着と解放がくり返されるいわゆる Portevin-Le Chatelier 効果により生じる。室温付近でひずみ速度が速いと溶質原子が転位を変形中にとらえることができないのでSt-Stマー

クは生じないことになる。一方高温の低ひずみ速度域では動的回復過程が活発になるので、セレーションが発生しにくくなる。

このセレーション発生域では転位の固着のために一般に変形抵抗は高くなる。このことと関連して変形抵抗の逆ひずみ速度依存性がみられる場合がある。例えば、室温でSt-Stマークが生じない低ひずみ域では、ひずみ速度が速いほど変形抵抗が上昇するが、高ひずみ域ではSt-Stマークが顕著にみられ、この場合には変形抵抗は逆ひずみ速度依存性を示す。高温域ではSt-Stマークの発生域が高ひずみ速度域に限られるので、変形抵抗の逆ひずみ速度依存性も高ひずみ速度域にのみみられることになる。

変形抵抗は温度上昇とともに低下するが、それは473K以上で特に顕著となっており、573Kにおいては加工軟化を示すものが多く見られる。

3.2 引張延性

引張延性はSt-Stマークが現れる領域では温度依存性がさほど顕著ではないがそれ以外では強い温度依存性が見られる。また、変形抵抗の速度依存性も高温時には示されている。しかし、高速試験時には変形抵抗の温度依存性は示されているが、延性はどの温度においてもほぼ同じで低い値を示している。また、延性の大きなものは変形抵抗が低

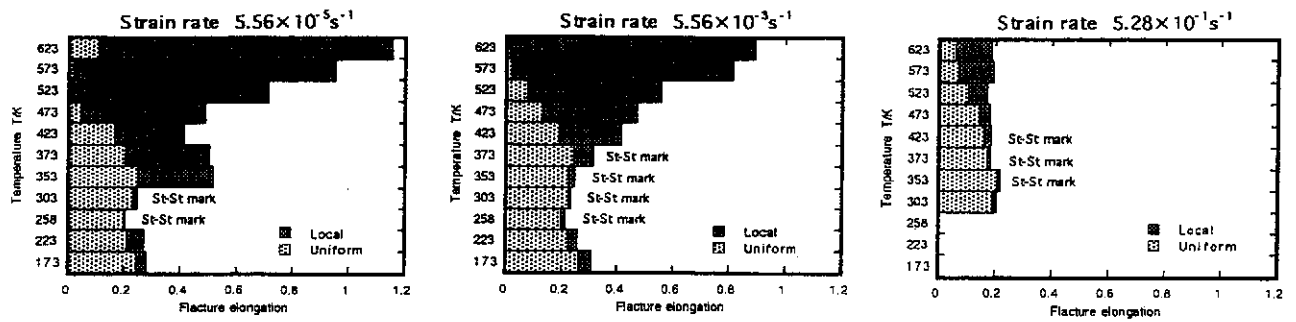


Fig.6 Temperature dependence of elongation at various strain rates for 5083 alloy.

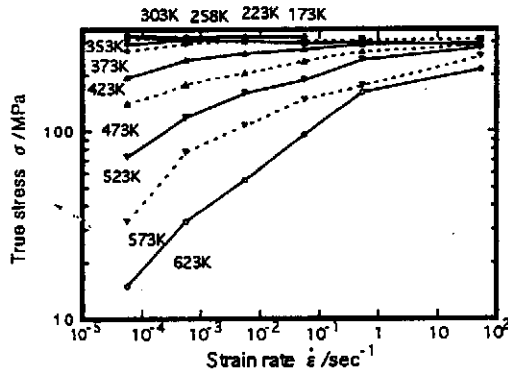


Fig.7 Variation of stress (at $\epsilon = 0.10$) with strain rate at various temperatures.

くひずみ速度が遅い場合である。この延性の大きなものは破断伸びは大きいが大半は最高荷重点以後の伸びに依存されている。Fig.6にこの破断伸びを最高荷重点までとそれ以後に分けた一例を示す。ひずみ速度が速い場合には破断伸びは0.2前後で温度依存性がないがSt-Stマークが現れる領域では最高荷重点以後の伸びはほとんどなく均一伸び(厳密にはセレーションに伴う微細な不均一が存在する)である。また、いずれのひずみ速度においても温度上昇とともに最高荷重点以後の伸びが増加している。また、ひずみ速度が遅くなると温度上昇に伴い破断伸びが顕著に増大するが最高荷重点までの伸びはSt-Stマークが消滅したあたりから温度上昇に伴い減少している。しかし、St-Stマーク発生領域よりも低い温度になると最高荷重点までの伸びは増大する。

高温の低速度における延性の急激な増加は超塑性特有の現象である。アルミニウム合金の場合には結晶粒が10 μm 以下で温度が $T_m \times 0.5$ (T_m ; 融点)以上の温度、ひずみ速度 10^{-2} s^{-1} 以下の非常に遅い場合に、微細粒超塑性(粒界すべり)が生じるとされている。

また、超塑性における延性の速度依存性についてはひずみ速度感受指数 m 値と伸びの関連で説明される。一般には変形抵抗は下記のように示される。

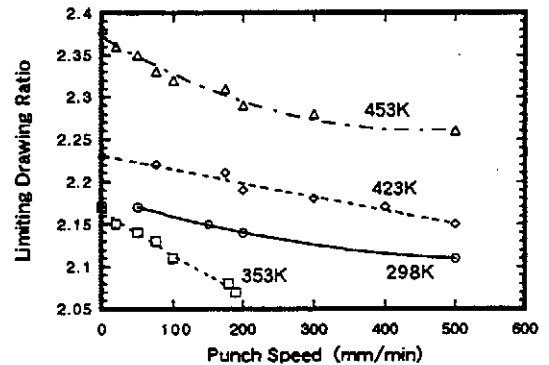


Fig.8 Effect of forming speed on limiting drawing ratio at various temperatures.

$$\sigma = C \dot{\epsilon}^m \epsilon^n \quad (1)$$

しかし、超塑性においては $n=0$ であり次式のような。

$$\sigma = C \dot{\epsilon}^m \quad (2)$$

Fig.7に各々の実験温度におけるひずみ0.10での応力とひずみ速度の関係を示す。この図より m 値は温度が高くなるほど、また、ひずみ速度が遅くなるほど大きくなることがわかる。例えば、623Kにおいては、 $\dot{\epsilon} = 10^{-5} \sim 10^{-4}$ では $m \approx 0.34$ であるが、 $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \sim 10$ ではおよそ $m \approx 0.06$ 程度となる。とりわけ、 $\dot{\epsilon} > 10^{-1}$ では m 値は極端に低下し、そのためこの高速度域では延性が低下することになる。

3.3 深絞り性

Fig.8に限界絞り比(LDR)に及ぼす温度と成形速度の関係を示す。この図に見られるようにどの温度においてもLDRは鋼板とは異なり成形速度が遅い方が大きくなる。これらのデータは室温にて潤滑状態をダイス面としわ押さえ面の両側に塗布し、しわ押さえ圧力をしわが発生する寸前まで下げた状態でのLDRが最も良かったので全ての温度における深絞り試験でも同じ条件にて行ったものである。この結果より、各温度とも潤滑条件を良くし、しわ押さえ圧力をしわが発生しない限界まで低くし、成形速度を遅くすればLDRを大きくできることが理解できる。

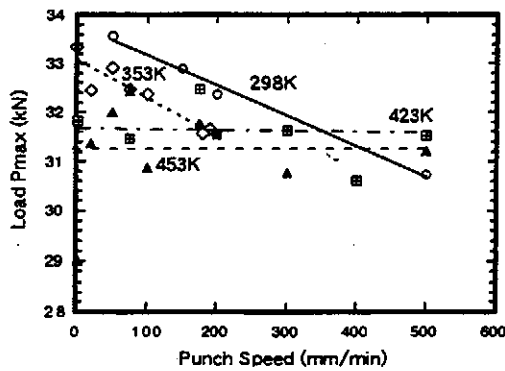


Fig.9 Relation between maximum drawing force and forming speed at various temperatures.

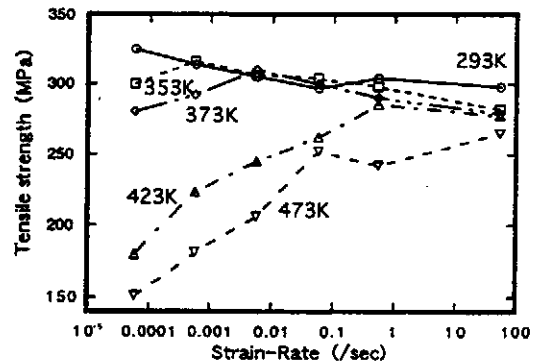


Fig.10 Variation of tensile strength with strain rate at various temperatures.

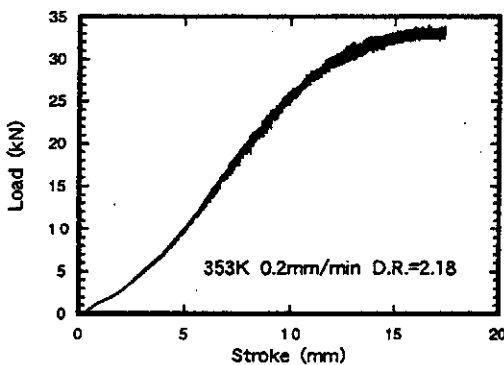


Fig.11 Punch load-stroke curve at forming speed of 0.2mm/min at 353K.

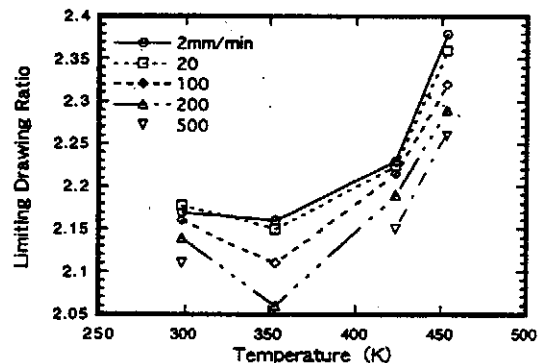


Fig.12 Effect of forming temperature on limiting drawing ratio at various forming speeds.

深絞り成形限界はパンチ肩部の強度とフランジ部の絞り抵抗によって決定される。まず、パンチ肩部の強度が成形温度と速度によってどのように変化するかを検討するために、Fig.9にLDRにおける最大パンチ力 P_{max} を示す。パンチ肩部については次のような特徴が見られる。423, 453K (ただし、パンチ肩部はパンチを冷却しているののでこれらの温度よりはるかに低いと思われる) の場合には (453K, 0.2mm/min のデータを除けば) 最大絞り力は成形速度によらずほぼ一定となる。298, 353K では速度の上昇とともに P_{max} が低くなる傾向がある。これは、パンチ肩部付近の材料の動的ひずみ時効による変形抵抗の逆ひずみ速度依存性の結果と思われる。353K の P_{max} はいずれの速度でも 298K の場合よりも若干低くなっている。

フランジ部の変形抵抗 (流動応力) は各試験温度における単軸引張試験による変形抵抗 σ_f (Fig.10) より推測できる。これより、423, 453K で σ_f はひずみ速度の増加とともに上昇していることがわかる。従って、これらの温度においてLDRが成形速度とともに低下する理由は主としてフランジ部の絞り抵抗が変形抵抗とともに上昇するためであることがわかる。一方、298, 353K の変形抵抗は互い

にほぼ等しく、わずかに速度とともに減少する傾向が見られる。これは動的ひずみ時効による。先に述べた肩部強度 (Fig.9 の P_{max}) と関連させて検討すれば、LDR が成形速度とともに減少する主な理由は、動的ひずみ時効により、パンチ肩部付近の材料強度が成形速度上昇とともに減少する結果であると結論できる。

特に、353K では深絞り試験において荷重-ストローク線図に明らかなセレーションが見られる (Fig.11) このセレーションは動的ひずみ時効の結果であるが、このセレーション (荷重振動) がLDRの低下に関係があるかどうかについては明らかでない。なお、このように荷重-ストローク曲線にセレーションが顕著に現れた場合でも深絞りのように多軸応力を受けた場合には材料表面にSt-Stマークは見られなかった。

Fig.12は、以上述べたLDRに及ぼす温度および速度の影響についてまとめて示したものであるが、353Kフランジ加熱の実験結果がLDRの最小となり、また速度が速いほどその傾向が強くなるのが良くわかる。

4. 結 言

本研究はAl-Mg合金板5083の機械的性質などが鋼板などと異なり、成形加工時にも特有なものがある。よって成形性向上のためにこれらの特性を明らかにするために、単軸引張試験及び円筒深絞り試験を種々の温度及び速度にて行いこれらの影響について考察した。

単軸引張試験では室温から373Kの範囲では、変形抵抗の逆ひずみ速度依存性が動的ひずみ時効により発現し、St-Stマークを材料表面に誘起する。またこの現象を抑制するにはひずみ速度及び温度を調整すればよいことが判明した。

成形性の面では353K近傍では動的ひずみ時効のため特にLDRが低下する。423, 453Kで変形抵抗はひずみ速度の増加とともに上昇する。これらの温度においてLDRが成形速度とともに低下する理由はフランジ部の絞り抵抗が変形抵抗とともに上昇するためである。一方、298, 353Kの変形抵抗は互いにほぼ等しく、わずかに速度とともに減少する傾向がある。これは動的ひずみ時効による。LDRが成形速度とともに減少するのは、動的ひずみ時効により、パンチ肩部付近の材料強度が成形速度上昇とともに減

少するためである。

本研究は天田金属加工機械技術振興財団からの研究助成をうけて遂行されたことを付記するとともに、同財団に謝意を表します。

5. 文 献

- (1) 竹内勝治：軽金属, 41 (1991) ,787
- (2) 竹添修：神戸製鋼技報, 42 (1992) ,49
- (3) 松尾守：第47回塑加連講論, (1996) ,203
- (4) 中哲夫, 吉田総仁：弓削商船高専紀要, 18 (1996) ,21
- (5) T.Naka, F.Yoshida : Advances in Engineering Plasticity and its Applications, (1996) ,413
- (6) 中哲夫, 吉田総仁：塑加春講論, (1996) ,242
- (7) 中哲夫, 吉田総仁：塑加連講論, (1996) ,217
- (8) 中哲夫, 吉田総仁：軽金属秋講概, (1996) ,323
- (9) 中哲夫, 吉田総仁：機中四国講論, (1997) ,29
- (10) T.Naka, F.Yoshida : Advances in Engineering Plasticity and its Applications, (1998)
- (11) T.Naka, F.Yoshida : International Conference on Aluminum Alloys, (1998)