

〈논 문〉 SAE NO. 943721

차체 판넬용 Al-Mg합금에서 열처리조건 및 조성변화가 인장특성에 미치는 영향

The Effects of Heat-treatment Conditions and Alloy Compositions on Tensile Properties in Al-Mg Alloys for Automobile Body Panels

강 석 봉, 임 차 용, 김 형 욱
S. B. Kang, C. Y. Lim, H. W. Kim

ABSTRACT

Aluminum sheet application to automobile body panels has now become an important objective to meet the requirements of automobile weight reduction. As the Mg content in Al-Mg based alloys increased up to 7.19%, the strength and elongation increased. For instance, Al-7.19Mg alloy had a high strength of 305MPa and a high elongation of 35%. A study was also made to investigate the interrelation between grain size and tensile properties with varying the contents of Mg, Ti and Zr elements and annealing conditions. The yield stress decreased as the grain size increased, which increased the uniform elongation. The strain hardening exponents n increased as the Mg content increased, which depended on the increasing difficulties of the cross slip of dislocation.

주요기술용어 : Tensile property(인장특성), Yield stress(항복강도), Uniform elongation(균일연신률), Strain hardening exponent(가공경화지수), Grain size(결정립크기), Stacking fault energy(적층결함에너지)

1. 서 론

자동차의 연료 소비는 차량 중량에 비례하여 증가하기 때문에 연료절감 및 주행성능의 향상 등을 위해서는 경량화가 필수불가결하다. 한편 최근에 지구 규모의 환경문제를 배경으로 한 미국의 CAFE연비규제 강화 법안으로 세계 각국의 자동차 제조회사가 연비향상 대책으로 차의 경량화에 신중하게 대처하는 분위기가 형성되고 있다. 이러한 배경에서 자동차 경량화의 한 방법으로 차체용 알루미늄 합금 박판은 자동차 부

재중에서 가장 기대가 큰 소재로서, 미국 등에서는 1970년 이후 적극적인 연구개발로 hood, door, trunk lid 등에 알루미늄 합금제 차체 판넬을 장착한 차종들이 실용화되었다.¹⁾ 이러한 자동차 차체 판넬의 알루미늄화를 달성하기 위해서는 강도와 성형성이 우수한 알루미늄 합금판을 국산화하기 위하여 Al-Mg 합금에서 Mg 함량을 2.46-7.19% 범위로 변화시키면서, 입자미세화 역할을 하는 Ti와 Zr를 각각 0.01% 및 0.25% 첨가한 소재를 준비하였다. 이들 Al-Mg계 합금에 대하여 인장시험과 조직 관찰을 행하여 Mg 농도, 0처리

및 T4처리, 첨가원소 등이 미세조직과 강도 및 연성에 미치는 영향을 조사하였다. 이러한 연구를 통하여 Al-Mg계 합금의 강도와 연성 지배인자를 규명하고 아울러 고강도 고성형성의 Al-Mg계 합금을 국산화하기 위한 기초자료로 활용하고자 하였다.

2. 실험 방법

대기중에서 용해 주조하여 얻은 Al-Mg합금 잉고트를 균질화처리(480°C×24h)→면삭→열간압연(400°C로 가열하여 23mm'에서 3mm'까지)→소둔(400°C×1hr)→냉간압연(3mm'부터 1mm'까지) 등의 공정으로 두께 1mm의 판재를 얻었다. Table.1에는 이들 소재의 화학성분을 나타내었다. 이들 판재에 대하여 O처리와 T4처리를 행하였다. O처리는 상온에서 400°C까지 50°C/hr의 속도로 가열하여 400°C에서 1시간 유지한 후 20°C/hr의 속도로 냉각하여 200°C가 되면 로에서 추출하여 공냉시켰다. T4처리는 450°C, 500°C, 550°C로 유지한 열욕중에 시편을 10초, 120초, 1800초동안 담금 후 수냉하였다. 그러나 500°C, 550°C에서 처리한 시편은 즉시 450°C로 유지시킨 열욕에 30초간 담금 후 수냉하였다. 이는 최종 소입온도를 450°C로 동일하게 처리함으로써 동결공공농도 및 Mg원자와 전위와의 고착상태를 동일 수준으로 평가하기 위해서였다. 이상의 O처리와 T4처리를 행한 판재로부터 압연방향에 평행하게 인장시험편을 제작하였다. 인장시험은 cross head

속도 5mm/min.(초기 변형속도 1.7×10^{-3} /s)로 상온에서 행하였다. 이들 O처리와 T4처리후의 시편에 대하여 광학현미경으로 조직관찰과 결정입도를 측정하였다. 또한 인장파단면은 주사전자현미경으로 관찰하고, 인장변형시의 전위조직은 투과전자현미경으로 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 인장시험

Al-Mg 합금에서 Mg함량을 2.46-7.19% 범위에서 변화시켰을 때, 인장시험 결과를 Fig.1에 나타내었다. 여기서 보면 Mg함량이 증가함에 따라 인장강도, 항복강도, 연신율이 모두 증가하였다. 7.19% Mg를 함유한 Al-Mg 합금의 인장강도, 항복강도 및 연신율은 각각 305MPa(31.1kg/mm²), 126MPa(12.9kg/mm²), 35.4%의 값을 보여 자동차 차체 판넬용 알루미늄 합금으로써의 사용 가능성을 보여 주었다. 한편 입자 미세화 역할을 하는 Ti 및 Zr 원소를 다량 함유한 Al-5.88Mg-0.19Ti-0.2Zr 합금에서 열처리 조건 변화에 따른 인장시험 결과를 Fig.2에 나타내었다. 여기서 보면 O처리 및 T4처리 온도가 높을수록 인장강도는 떨어지고 연신율은 증가하였는데, 동일온도에서 유지시간이 길어질수록 동일한 결과를 또한 보였다. Fig.2에서 보면, O처리(400°C×1hr)한 시편은 초기 탄성변형 구간을 지난후 갑자기 항복이 일어난다. 이처럼 탄성변형에서 소성변형으로의 아주 급격한 변화는 type A Luder line을 형성하기 쉬운

Table 1. Chemical composition of Al-Mg alloys.

(unit : wt.%)

No	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr
1	0.08	0.07	0.001	0.006	2.46	0.008	0.005	0.02	0.04
2	0.08	0.08	0.001	0.008	3.36	0.008	0.002	0.01	0.02
3	0.09	0.08	0.001	0.008	4.57	0.008	0.002	0.01	0.02
4	0.09	0.08	0.001	0.008	6.10	0.008	0.002	0.01	0.01
5	0.09	0.08	0.001	0.007	7.19	0.009	0.002	0.01	0.01
6	0.08	0.08	0.002	0.007	3.26	0.008	0.033	0.26	0.27
7	0.09	0.09	0.003	0.010	4.58	0.009	0.024	0.29	0.26
8	0.09	0.09	0.002	0.013	5.88	0.007	0.013	0.19	0.2

재료의 특성이다. 그러나 T4 처리한 시편들은 탄성변형에서 소성변형으로의 이러한 급격한 천이가 없이 완만하게 둥근 stress-strain 곡선을 나타내었다.⁵⁾ 한편 소성변형이 진행됨에 따라 type B Luder line의 형성을 수반한 급격한 가공경화가 발생하여 하중강하를 초래한 결과를

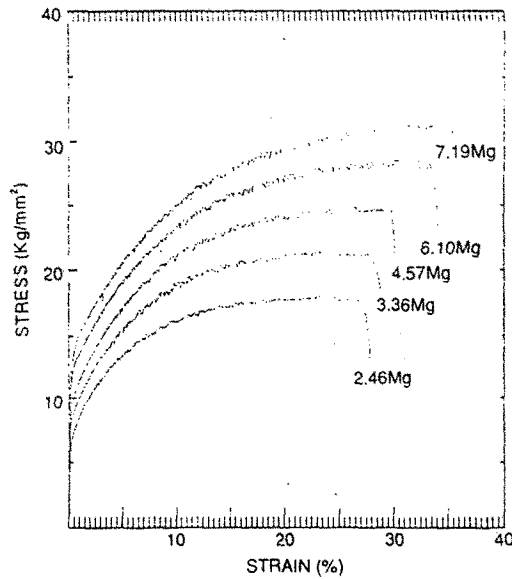


Fig.1 Tensile test curves for Al-Mg alloys after treating at 500°C for 120sec.

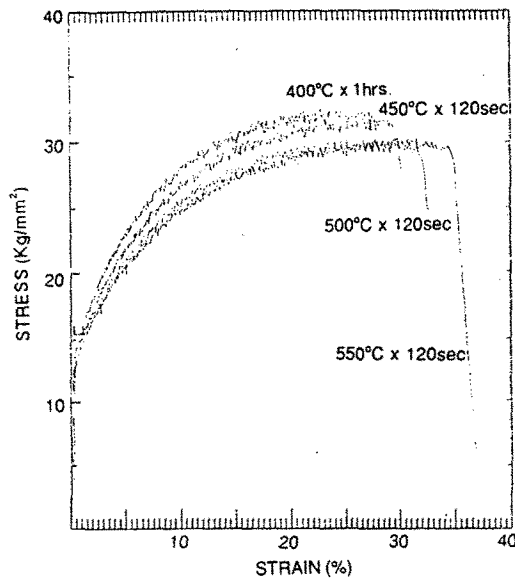


Fig.2 Tensile test curves for Al-Mg-Ti-Zr after treating at various temperature.

인장시험 곡선상에서 관찰할 수 있었다. Fig.3에는 이들 하중강하를 변형량에 대하여 나타내었는데, 여기서 보면 하중강하는 변형이 계속됨에 따라 크기가 증가하였다.⁶⁾ 또한 입자미세화제를 다량 함유한 Al-Mg-Ti-Zr합금이 Al-Mg합금보다 전변형구간에서 하중강하가 보다 컸으며, 변형량이 10% 이상에서 하중강하 차이는 보다 증가하였다. 인장곡선으로 부터 구한 가공경화지수(n)와 Mg함량과의 상관관계를 Fig.4에 나타내었다. 여기서 보면, Al-Mg합금 및 Al-Mg-Ti-Zr합금 모두 가공경화지수는 Mg함량이 증가함에 따라 거의 직선적으로 증가하였다.^{6,7)} 그러나 Al-Mg-Ti-Zr합금은 Al-Mg합금보다 Mg함량 증가에 따른 가공경화지수 증가는 상대적으로 적었다. 따라서 연

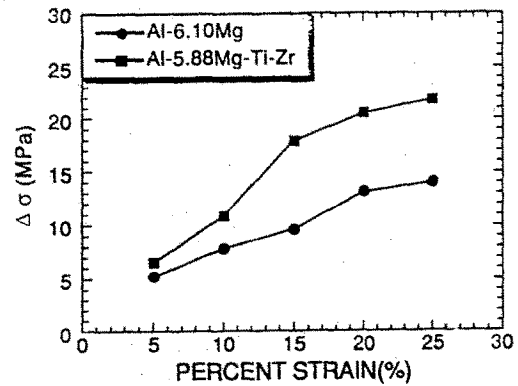


Fig.3 Relation between percent strain and the magnitude of serrated yield, $\Delta\sigma$, deformed at room temperature.

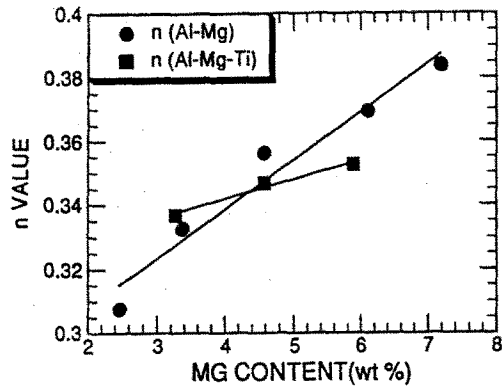


Fig.4 Relation between Mg content and the n value for Al-Mg and Al-Mg-Ti-Zr alloys.

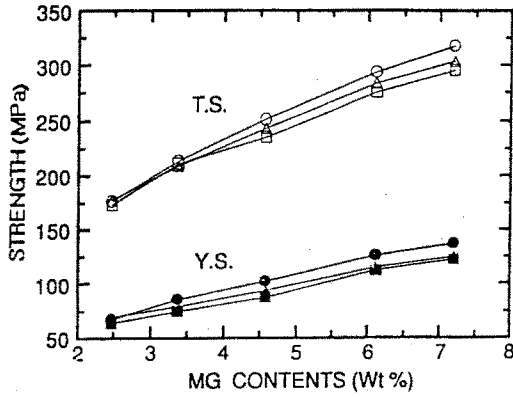


Fig.5 Variation of strength with increasing Mg contents for alloys T4-treated at 500°C for 10sec, 120sec, 1800sec.(○● : 10 sec △▲ : 120sec □■ : 1800sec)

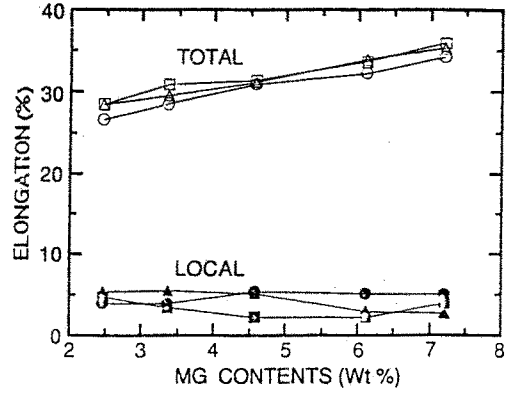


Fig.6 Variation of elongation with increasing Mg contents for alloys T4-treated at 500°C for 10sec, 120sec, 1800sec.(○● : 10sec △▲ : 120sec □■ : 1800sec)

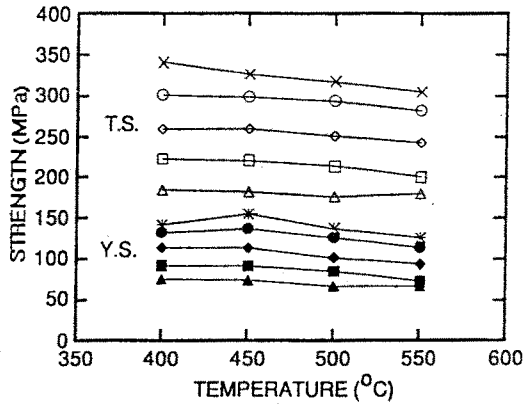


Fig.7 Variation of strength with increasing T4 temperature at constant holding time(10 sec) for Al-Mg alloys.(△▲ : 2.46Mg □■ : 3.36Mg ◇◆ : 4.57Mg ○● : 6.1 Mg ×× : 7.19Mg)

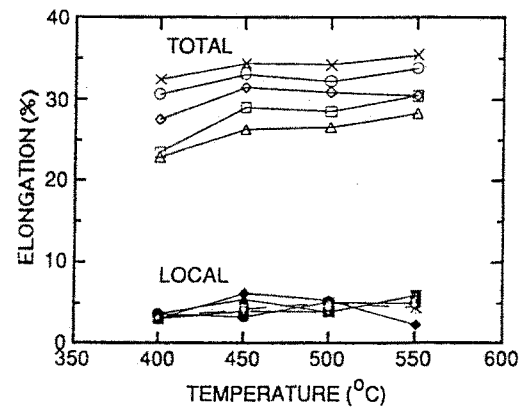


Fig.8 Variation of elongation with increasing T4 temperature at constant holding time(10 sec) for Al-Mg alloys.(△▲ : 2.46Mg □■ : 3.36Mg ◇◆ : 4.57Mg ○● : 6.1 Mg ×× : 7.19Mg)

신율은 다소 저하하고 강도는 증가하므로, 본 대상합금에서는 강도-연신율 간의 균형을 얻는데 이들 입자미세화제인 Ti 및 Zr 원소들의 바람직한 역할을 기대할 수 있게 되었다.

3.2 O처리 및 T4처리조건이 인장특성에 미치는 영향

Al-(2.46-7.19%)Mg 합금을 유지온도 500°C에서 유지시간을 10초, 120초, 1800초로 변화시켜 T4

처리한 시편의 인장시험 결과를 Fig.5와 Fig.6에 나타내었다. Fig.5에서 보면 동일한 Mg함량에서 유지시간이 10초에서 120초, 1800초로 길어질수록 인장강도와 항복강도는 각각 10MPa, 5-7MPa 감소하였다. 그러나 Mg함량이 낮은 Al-2.46Mg 합금에서는 유지시간 증가에 따른 강도 저하는 이보다 적었다. 연신율은 Fig.6에서 보면 Mg함량이 증가함에 따라 국부연신율은 3-6% 범위의 거의 일정한 값을 보였으나, 전연신율은 27-29%에서

34-36%로 직선적인 증가 경향을 보였다. 여기서 전연신율이란 재료가 파괴될 때까지의 연신율을 나타내며 국부연신율은 necking이 발생한 이후 파괴될 때까지의 연신율을 의미한다. 한편 동일 Mg함량에서 유지시간이 길어질수록 전연신율은 약간 증가하는 경향을 보였으나, 국부연신율은 유지시간과의 상관관계를 관찰할 수 없었다.

동일 Al-Mg합금에 대하여 유지온도를 400°, 450°, 500°, 550°C로 변화시키되, 유지시간을 10초로 일정하게 처리한 시편의 인장시험 결과를 Fig.7과 Fig.8에 나타내었다. 강도는 Fig.7에서 보면 동일 Mg함량에서 유지온도가 증가함에 따라 인장강도는 감소하였으나, Al-2.5Mg 합금에서는 인장강도가 거의 변화하지 않았다. 항복강도는 인장강도 변화와 유사한 경향을 보였으나 400°C에서는 450°C 보다 항복강도가 낮은 값을 보였는데, 이는 0처리(400°C×1hr 공냉)가 T4처리에 비해 낮은 유지온도 및 낮은 냉각속도로 기지내 석출물 및 개재물 등의 고용효과가 적었기 때문이라 생각

된다. 연신율은 Fig.8에서 보면 Mg함량이 증가함에 따라 국부연신율은 2.7% 범위의 거의 일정한 값을 보였으나, 전연신율은 Mg함량이 많을수록 보다 큰 값을 보였다. 한편 동일 Mg함량에서 유지온도가 높아질수록 전연신율은 약간 증가하는 경향을 보였으나, 국부연신율은 유지온도와의 상관관계를 관찰할 수 없었다.

3.3 결정립 크기가 인장특성에 미치는 영향

Al-Mg합금의 결정립 크기에 따른 인장성질의 변화를 관찰하기 위하여 Mg함량을 2.5-7.2% 범위에서 변화시키고 입자미세화제인 Ti과 Zr를 각각 0.25%와 0.3%로 다량 함유한 합금의 미세조직을 Photo.1에 보였다. 여기서 보면 Mg함량이 높은쪽이 결정립이 조대하였으며, Mg함량이 거의 동일한 경우 Ti과 Zr를 다량 함유한 쪽이 결정립이 현저하게 미세하였다. 또한 0처리 및 T4 처리 온도를 400°, 450°, 500°, 550°C로 변화시키고, 유지시간을 10초, 120초, 1800초로 변화시킨

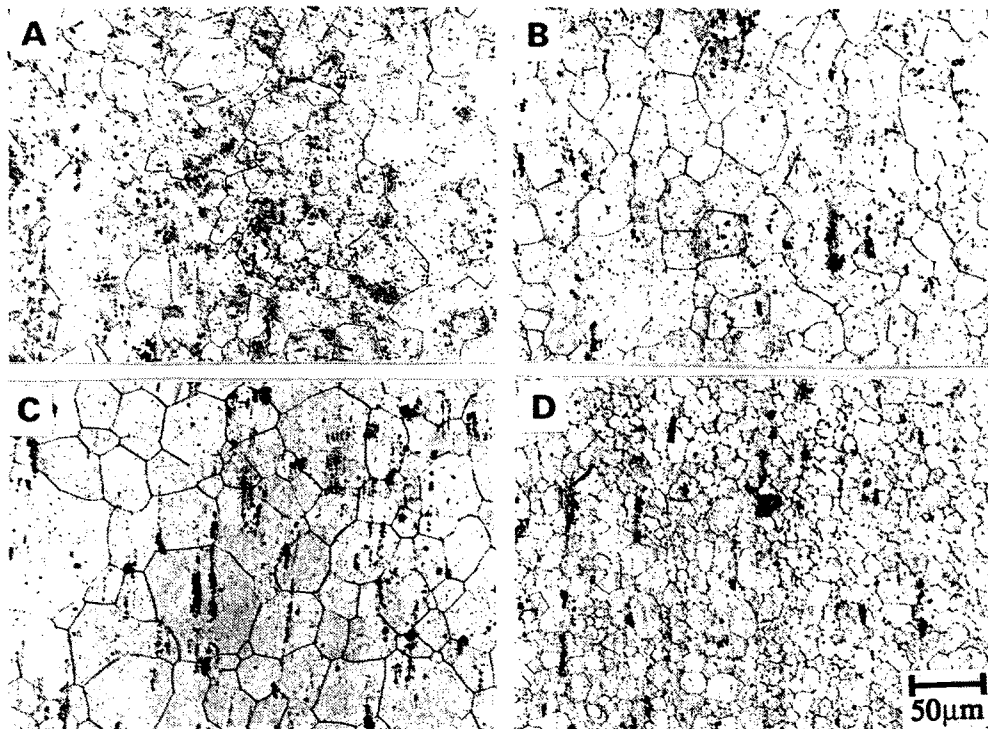


Photo.1 Optical micrographs of Al-Mg-Ti-Zr alloys T4 treated at 500°C for 120sec.

a) Al-2.42Mg b) Al-6.10Mg c) Al-7.19Mg d) Al-5.88-0.19Ti-0.2Zr

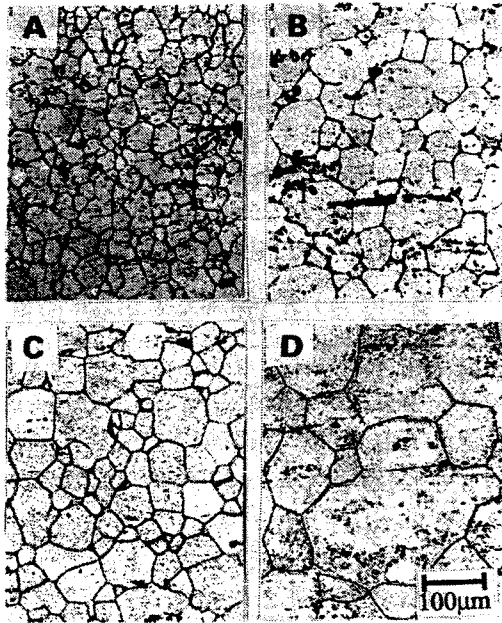


Photo.2 Optical micrographs of Al-7.19Mg alloys T4 treated at a) 450°C for 10sec b) 450°C for 120sec c) 550°C for 10sec d) 550°C for 120sec

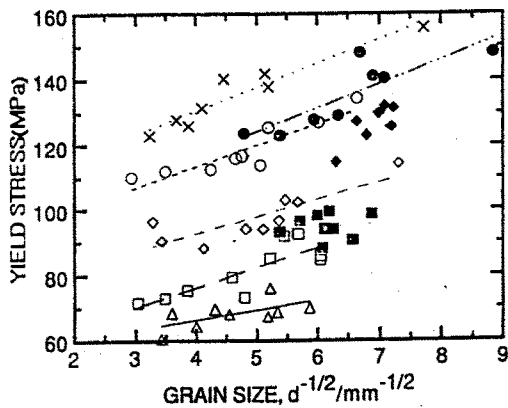


Fig.9 Relation between grain size and 0.2% yield stress for Al-Mg alloys with and without Ti and Zr elements.(Δ : 2.46Mg, \square : 3.36Mg, \diamond : 4.57Mg, \circ : 6.1Mg, \times : 7.19Mg, \blacksquare : Al-3.26Mg-Ti-Zr \blacklozenge : Al-4.58Mg-Ti-Zr, \bullet : Al-5.88Mg-Ti-Zr)

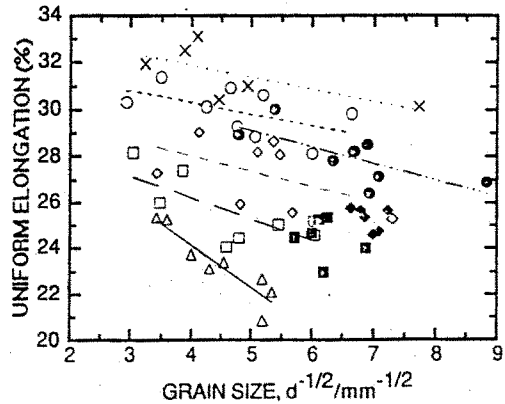


Fig.10 Relation between grain size and uniform elongation for Al-Mg alloys with and without Ti and Zr elements.(Δ : 2.46Mg, \square : 3.36Mg, \diamond : 4.57Mg, \circ : 6.1Mg, \times : 7.19Mg, \blacksquare : Al-3.26Mg-Ti-Zr \blacklozenge : Al-4.58Mg-Ti-Zr, \bullet : Al-5.88Mg-Ti-Zr)

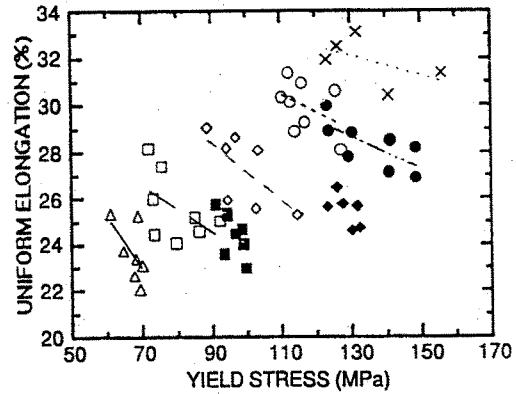


Fig.11 Relation between 0.2% yield stress and uniform elongation for Al-Mg alloys with and without Ti and Zr elements.(Δ : 2.46Mg, \square : 3.36Mg, \diamond : 4.57Mg, \circ : 6.1Mg, \times : 7.19Mg, \blacksquare : Al-3.26Mg-Ti-Zr \blacklozenge : Al-4.58Mg-Ti-Zr, \bullet : Al-5.88Mg-Ti-Zr)

경우의 미세조직을 Photo.2에 보였다. 여기서 보면 유지온도가 높을수록 또한 유지시간이 길수록 결정립은 조대해졌다.

이상에서 관찰한 결정립 크기와 인장시험에서 얻은 항복강도 및 균일연신율과의 관계를 Fig.9와

Fig.10에 각각 나타내었다. 또한 항복강도와 균일연신율과의 관계는 Fig.11에 나타내었다. Fig.9, 10, 11에서 보면 Mg함량이 많을수록 항복강도와 균일연신율은 모두 높은 값을 보였다.^{8,9)} 그러나 입자미세화제인 Ti와 Zr을 다량 함유한 합금은 거의 동일한 Mg를 함유한 합금에 비해 결정립이 현저하게 미세화 되어 상대적으로 항복강도는 높고, 균일연신율은 낮은 값을 보였다. 한편 동일한 Mg함량에서는 결정립이 미세해질수록 항복강도는 증가하였고, 균일연신율은 감소하였다.

3.4 미세조직

인장시험편의 파단면을 주사전자현미경으로 관찰한 결과를 Photo.3에 나타내었다. 여기서 보면 결정립내에 수많은 dimple이 형성되는 연성파괴의 양상을 관찰할 수 있었다. 또한 Al-Mg계 합금은 동일 조성에서 평균 결정립 크기가 클수록 연신율은 높았는데, 이는 이들 합금의 입계강도가 높아서 입계파괴가 일어나지 않고 항복강도가 낮아지기 때문이라 사료된다.

Mg함량이 증가함에 따라 결정립이 커져서 연신율은 증가하였고, 또한 적층결함에너지 값이

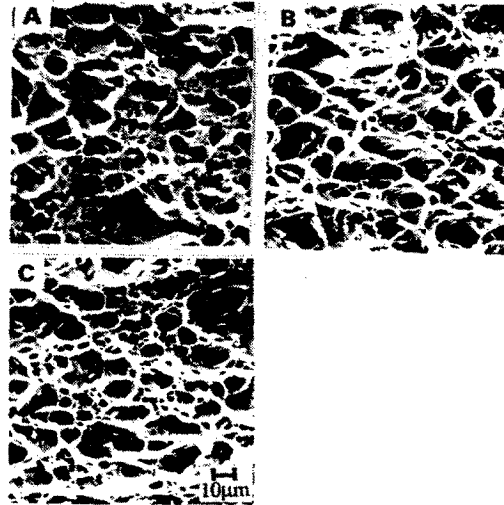


Photo.3 SEM fractographs of various Al-Mg-(Ti, Zr) alloys. T4 treated at 500°C for 10sec.

a) Al-3.36Mg b) Al-6.10Mg c) Al-5.88-0.19Ti-0.2Zr

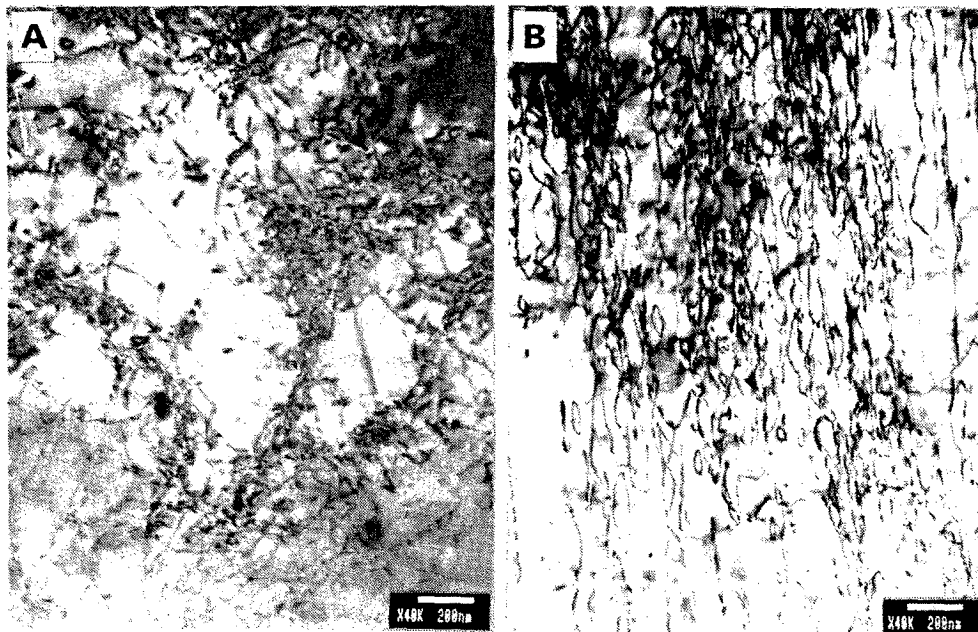


Photo.4 Transmission electron micrographs of a) Al-2.46Mg and b) Al-7.19Mg alloys

낮아져서 확장전위쌍간의 거리가 증가하므로, 전위의 cross slip이 곤란하게 되어 가공경화능이 증가하게 된다. Al-Mg합금에서 10% 인장변형을 가하여 전위의 형상 변화를 투과전자현미경으로 관찰한 것을 Photo.4에 나타내었다. Photo.4에서 보면 Mg함량이 비교적 적은 경우 cross slip이 일어나 전위가 셀조직을 형성하였고, Mg함량이 비교적 높은 Al-7.19% Mg합금에서는 전위가 셀조직을 형성하기보다는 평행하게 배열된 조직이 잘 발달된 것을 관찰할 수 있었다. 즉 Mg 함량이 증가함에 따라 결정립이 커져서 연신율은 증가하였고, 또한 적층결합에너지값이 낮아져서 확장전위쌍간의 거리가 증가하므로, 전위의 교차슬립이 곤란하게 되어 가공경화능이 증가한다고 생각된다.

4. 결 론

Al-Mg계 합금에서 Mg농도 변화와 Ti+Zr 원소 첨가에 따른 O처리 및 T4처리 조건 변화가 인장특성과 미세조직에 미치는 영향을 요약하면 다음과 같다.

- 1) Mg 함량이 증가함에 따라(2.46-7.19%) 적층결합 에너지값이 낮아져서 확장 전위쌍간의 거리가 증가하므로, 전위의 cross slip이 곤란하게 되어 가공경화능이 증가하게 되었다. 따라서 변형이 균일하게 진행되어 결과적으로 연신율이 증가하였다.
- 2) Mg농도가 증가함에 따라 연신율은 증가하며 결정립은 조대해졌다. Ti+Zr 다량첨가 소재는 Mg농도 증가와 T4처리 시간에 따른 결정립 크기 변화가 미량 첨가소재에 비해 훨씬 적었고 항복강도도 별만 감소되지 않았다.
- 3) O처리에 비해 T4처리가 소재의 강도와 연신율을 보다 향상시켰다. T4처리온도가 높을수록 또한 유지시간이 길수록 인장강도와

항복강도는 다시 저하였으며 연신율은 증가하였다.

- 4) Al-Mg계 합금은 동일 조성에서 평균 결정립 크기가 클수록 연신율이 높았는데, 이는 합금의 입계강도가 높아서 입계파괴가 일어나지 않고 항복강도가 낮아지기 때문이다.

참 고 문 헌

1. M.Hino, M.Hirano, "Technical trends of aluminum alloys for automobile body panels", R.D. Kobe engineering reports Vol.38, No.4, pp.15-18, 1988.
2. SKY Aluminum Co., 自動車のアルミ化の今後の見通し
3. H.Yoshida, S. Hirano, "Properties of aluminum alloy sheets for auto bodies", 住友輕金屬技報 Vol.32, No.1, pp.20~31, 1991.
4. T.Uno, Y.Baba, "Development of aluminum alloys for auto body sheet", 住友輕金屬技報 Vol. 21, No.1, pp.32~38, 1980.
5. D.S.Thompson, "A Highly Formable Aluminum Alloy 5182-SSF", SAE Paper No.770203 1977.
6. 柳川政洋외, "Controlling factors of the ductility in Al-Mg alloys", 輕金屬 Vol.41, No.1, pp.119~125, 1991.
7. M.Yanagawa, S.Ohie, S.Koga, M.Hino, "Controlling factors of ductility in Al-Mg alloys", Kobelco Technology review No.16, pp.25-30, 1993.
8. 柳川政洋외, "Yielding behavior in Al-Mg alloys", 神戸製鋼技報 Vol.43, pp.97-100, 1993.
9. M.Yanagawa, S.Ohie, S.Koga, M.Hino, "Properties of Al-Mg based alloy for automobile body panels", Kobelco Technology review No.11, pp.1-5, 1991.