

자동차용 Al-6 wt%Mg 합금에서 중간어닐링이 소성이방성에 미치는 영향

高興錫 · 姜石峯 · 金亨郁 · 洪淳亨*

한국기계연구원 재료기술연구부
*한국과학기술원 재료공학과

Effect of Intermediate Annealing on the Plastic Anisotropy in Al-6 wt%Mg Alloy Sheets for Automobile Application

Hung-Suk Ko, Suk-Bong Kang, Hyoung-Wook Kim and Soon-Hyung Hong*

Department of Materials Engineering, Korea Institute of Machinery and Materials, Changwon 641-010, Korea

*Department of Materials Science and Engineering, Korea Advanced Institute of Science and Technology, Taejeon 305-701, Korea

Abstract : The effects of intermediate annealing on the plastic anisotropy were investigated in Al-6 wt%Mg alloy sheets for automobile application. Intermediate annealing was adopted to improve the formability in Al-Mg alloys. For two different conditions of O and T4 treatment, textures were analyzed by using orientation distribution function method. The plastic anisotropy properties were evaluated by measuring R values, and then compared them with calculated R values from quantitative texture data. The stretch forming properties were also evaluated by using work hardening exponents. Intermediate annealing decreased the deformation textures, which had an influence on the development of recrystallization textures during final heat treatment. Isotropy and stretch forming properties were decreased in the axis of 45° to rolling direction for O treatment due to highly remained deformation textures. Whereas anisotropy and stretch forming properties were increased in the axis of 45° to rolling direction for T4 treatment due to well-developed recrystallization textures of rotated cube along normal direction.

(Received January 21, 1999)

Key words : Intermediate annealing, Plastic anisotropy, Textures, Stretch forming properties.

1. 서 론

알루미늄합금은 철강보다 차체의 중량을 줄일수 있어 연료 절약 및 환경오염방지에 효과적이다. 현재 자동차업계에서는 자동차용 알루미늄합금판재의 개발에 많은 관심이 집중되고 있다. 자동차 차체의 알루미늄화를 위해 고강도 고성형성의 우수한 알루미늄합금 개발과 함께 프레스성형성, 접합성 및 용접성 그리고 내식성과 도장성 등 주변기술의 확립이 필요하다^{1-4,20}. 자동차용 알루미늄합금중에 Al-Mg 합금은 고용강화와 고성형성을 얻기 위해 Mg을 5% 이상 첨가 하는데, Mg량이 증가 할수록 고온변형에 대한 저항이 낮아 가공성이 저하하게 되어 후속 가공공정에 나쁜 영향을 미치게 된다^{5-7,11,12}. 보통 알루미늄합금에서 중간어닐링을 제조공정에 추가함으로써 초소성과 파괴인성향상¹³⁻¹⁵, 그리고 성형성의 향상과 귀생성억제^{16,17} 등의 효과를 얻고 있다. 자동차 판재제조공정에서도 열간압연 후에 발생하는 고온변형의 문제는 공정중에 중간어닐링 공정을 추가함으로써 어느 정도 해결하고 있으나 중간어닐링 추가로 인해 기계적 성질 및 이방성 등의 다른 문제에 직면하게 된다. 특히 재료의 소성이방성은 집합조직과 밀접한 관계가 있는데^{18,19}, 자동차용 알루미늄합금의 소성이방성에 대한 연구는 국내에서도 많은 연구가 진행되어 왔다^{3,7-10}.

자동차용 알루미늄합금판재의 프레스성형 전 최종열처리조건은 소성이방성을 최소화하기 위해 대체로 O 처리나 T4 처리를 행하고 있으나⁷, 프레스 성형성 저하는 알루미늄합금판재가 갖고 있는 근본적인 문제로서²⁰ 이를 해결하기 위한 연구는 미진한 상태이다. 따라서 본 연구에서는 가공성 향상을 위해 추가되는 중간어닐링이 소성이방성에 어떠한 영향을 미치는가를 연구하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서 사용한 시험편의 화학조성을 표 1에 나타내었다.

시험편 제조는 750°C에서 용해한후 480°C에서 24시간 균질화처리하여 23×190×140 mm의 잉곳트를 제작하였다. 열간압연은 500°C에서 1시간 동안 예열하여 8 pass, 87% 압하율로 3 mm 까지 압연하였다. 중간어닐링 효과를 알아보기 위하여 중간어닐링을 행하지 않는 시험편(이후 A1)과 400°C

Table 1. Chemical compositions of Al-Mg alloy (wt.%)

Mg	Mn	Cu	Fe	Si	Ti	Zn	Al
5.72	0.28	0.31	0.14	0.07	0.02	0.01	bal.

에서 1시간 동안 가열한 뒤 공냉한 시험편(이후 A2)을 만들었다. 그 다음 냉간압연은 상온에서 총 67% 압하율로 압연하여 1 mm 두께의 판재를 제작하였다. 최종열처리는 O 처리와 T4 처리를 행하였다. O 처리는 350°C에서 5시간 가열한 뒤 공냉하였으며 T4 처리는 500°C에서 1시간 가열한 뒤 냉하였다.

소성이방성 계수(R) 측정

인장시험은 INSTRON 시험기를 사용하여 5 mm/min의 crosshead speed로서 일축 인장시험을 행하였다. 시험편은 ASTM E517-81와 E8M에 의거하여 압연방향에 대해 0°, 15°, 30°, 45°, 60°, 75°, 90°의 7개 방향에서 직사각형 시험편을 채취하였다. 시험편의 폭(W)과 두께(T)는 인장시험 전 초기 폭(Wi)와 두께(Ti) 값을 측정한 다음, 20%의 연신율을 준후 소성변형된 폭(Wf)과 두께(Tf) 값을 취하였다. 소성변형 계수(R), 평균소성변형계수(R_{ave}) 및 판면소성이방성계수(ΔR)은 아래 식 (1), (2), (3)으로부터 계산하였다.

$$R = \text{LN}(W_i/W_f) / \text{LN}(T_i/T_f) \tag{1}$$

$$R_{\text{ave}} = R(0) + 2R(45) + R(90) / 4 \tag{2}$$

$$R = R(0) - 2R(45) + R(90) / 2 \tag{3}$$

여기서 R(0), R(45), R(90)은 압연방향에 대해 0°, 45°, 90° 방향에서 얻어진 R값을 말한다.

집합조직관찰

집합조직은 RIGAKU 모델 x선 집합조직 고니오메터를 사용하여, Schulz 반사법으로 Cu_{Kα}, 35 kV/25 mA 조건에서 3

개의 불완전 극점도를 측정하였다. 3개의 불완전 극점도는 {111}, {200}, {220}면을 극각(α) 0° ≤ α ≤ 70°에서 5° 간격으로 측정하였다. 불완전 영역의 보정은 4N 고순도 알루미늄 분말을 이용하여 보정하였다. 방위분포함수(ODF)는 Bunge 법을 이용하여 급수전개방법(l_{max}=22)²¹⁾으로 계산한 뒤 방위 밀도값, f(g)을 구하였다.

3. 실험 결과

최종열처리 전 집합조직 변화

각 제조공정에서의 집합조직 관찰결과를 그림 1에 나타내었다. 열간압연 후 집합조직은 변형집합조직에서 주로 관찰되는 β-fiber(Cu-S-Bs)로서 Bs방위에서 최대 f(g)을 나타내며 Goss와 회전된 Cube 방위가 관찰된다. 중간어닐링 후 집합조직은 열간압연동안 발달된 집합조직이 거의 소멸하였다. 또한 회전된 Cube 방위가 지배적이며 집합조직은 미약하게 발달되어 있다. 냉간압연 후의 집합조직은 A1과 A2시험편 모두 변형집합조직이 잘 발달되어 있음을 알 수 있으며 재결정집합조직이 약간 남아 있음을 알 수 있다. A1 시험편의 경우 A2 시험편보다 β-fiber의 f(g)값이 더 높음을 알 수 있다. 이는 중간어닐링 처리한 A2 시험편의 경우에는 열간압연으로 축적된 내부에너지가 소비됨으로서 냉간압연 후 축적된 총 내부에너지량은 중간어닐링처리를 하지 않은 A1 시험편보다 감소하였기 때문이다.

O 처리

O 처리 후 집합조직관찰 결과를 그림 2에 나타내었다. 집

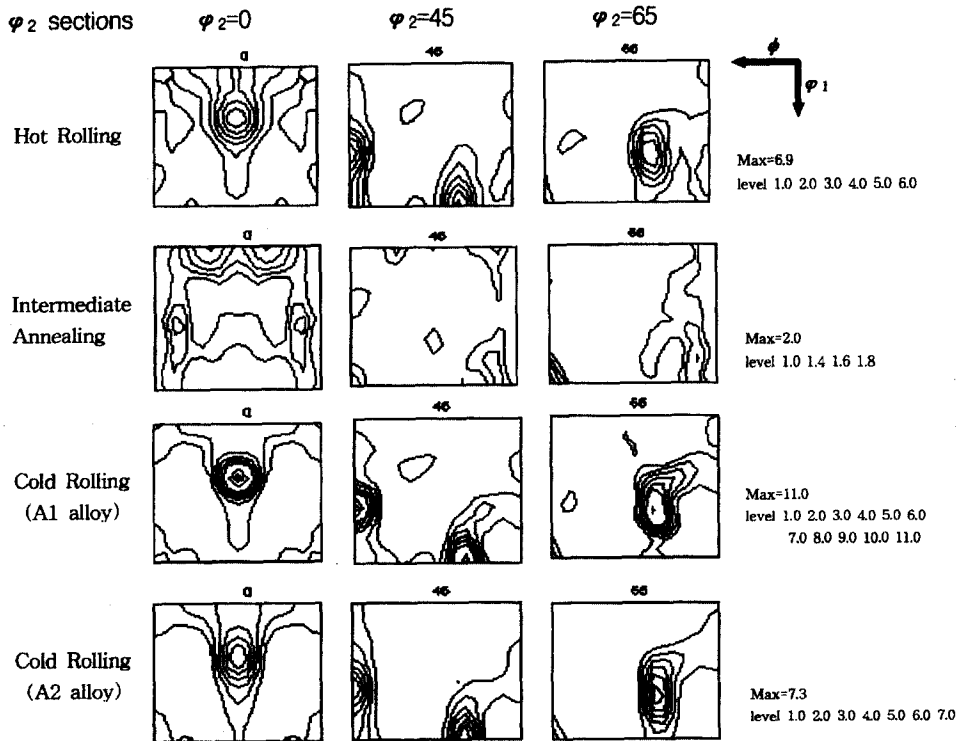


Fig. 1. ODF ϕ₂ sections(ϕ₁ = 0°, 45° 65°) of A1 and A2 alloys before final heat treatment.

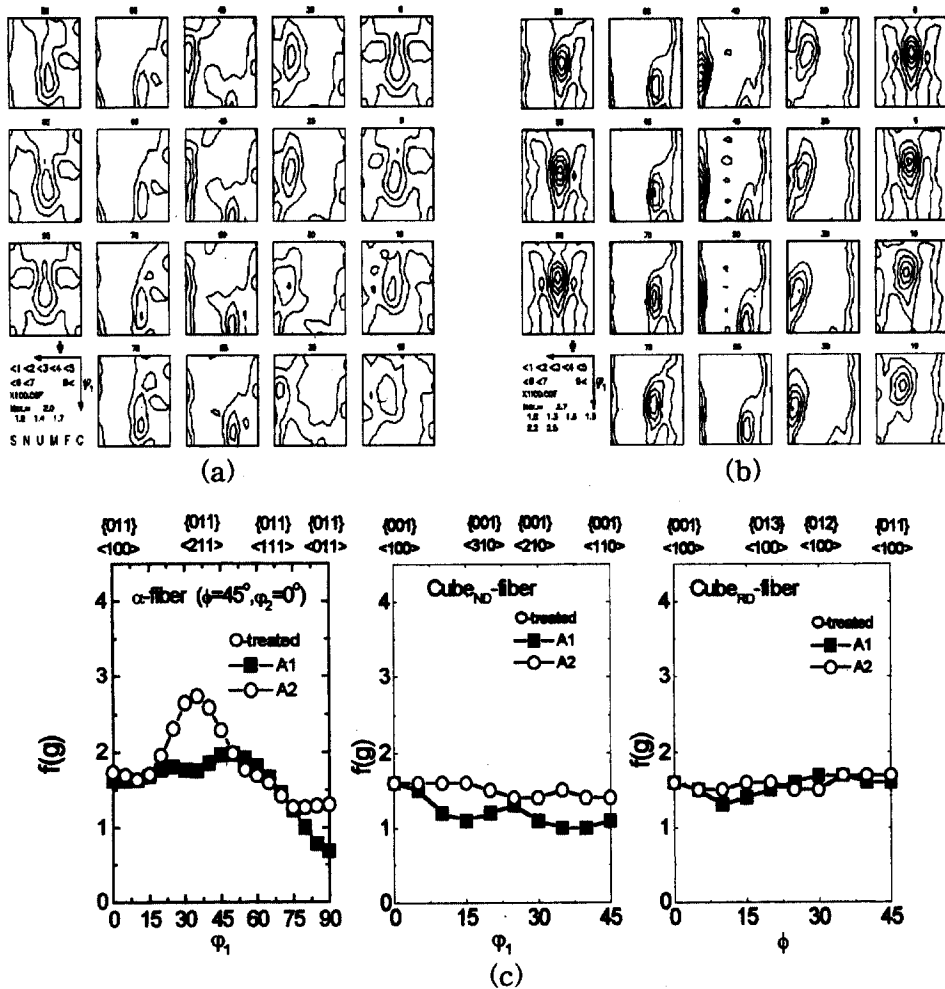


Fig. 2. ODF ϕ_2 sections and α -, $Cube_{ND}$ - and $Cube_{RD}$ -fiber in O-treated of A1 and A2 alloys.
 (a) ϕ_2 sections in O-treated A1 alloy
 (b) ϕ_2 sections in O-treated A2 alloy
 (c) α -, $Cube_{ND}$ - and $Cube_{RD}$ -fiber

합조직은 A1과 A2 시험편 모두 변형집합조직과 재결정집합조직이 약하게 발달되어 있다. A1 시험편은 A2 시험편에 비해 집합조직의 방위밀도값은 대체로 낮으며 Cu-S-Bs 방위의 방위밀도값도 낮음을 알 수 있다. A1 시험편의 경우 Goss 및 P- $\{011\}\langle 111 \rangle$ 방위가 발달된 반면 A2 시험편의 경우 $\{011\}\langle 211 \rangle$ 인 Bs 방위에서 방위밀도값이 최대를 보이고 있다. 열처리온도가 낮은 O 처리조건에서는 열간압연 후 중간 어닐링을 하지 않고 곧바로 냉간압연을 실시한 A1 시험편이 중간어닐링을 행한 A2 시험편 보다 재결정집합조직이 더 잘 발달되어 있음을 알 수 있다.

T4 처리

그림 3에 T4 처리 후 집합조직관찰 결과를 나타내었다. A2 시험편 보다 A1 시험편의 경우 재결정집합조직이 더 잘 발달되어 있음을 알 수 있다. T4 처리에 의한 재결정집합조직은 $Cube$ 방위보다 ND 방향으로 회전된 $Cube_{ND}$ -fiber가 보다 잘 발달되었음을 알 수 있다. T4 처리는 재결정이 완전하게 이루어지는 조건으로서 재결정집합조직이 지배적으로 발달됨을 알 수 있다. A2 시험편의 경우 A1 시험편 보다 재

결정집합조직이 덜 발달되어 있다. 이는 중간어닐링처리로 인해 T4 처리시 재결정에 필요한 축적된 내부에너지가 상대적으로 감소하였기 때문이다.

소성이방성

이방성의 영향을 규명하고자 압연방향에 대해서 7개 방향으로 인장시험을 행하여 얻은 R 값을 그림 4, 5에 나타내었다. 그림 4는 O 처리를 행한 후 측정된 R값으로서 인장시험을 통해 측정된 값과 집합조직 관찰 결과를 가지고 계산한 값을 함께 나타내었다. A1과 A2 시험편 모두 압연방향에 대해 45° 방향에서 최대값을 보인다. 전체적으로 R 값은 1이하의 값으로서 낮은 값을 보이고 있으며 A1 시험편이 A2 시험편 보다 R 값이 더 높게 나타났다. 인장시험 후 측정된 R 값과 집합조직으로 계산한 R 값이 거의 일치함을 알 수 있다. 그림 5는 T4 처리 후 측정된 R 값이다. R 값은 두 시험편 모두 1이하의 값으로서 45° 방향에서 최대값을 나타내고 있다. O 처리 후 측정된 R 값보다는 더 낮은 값을 보이고 있으며 실험치 R 값과 계산치 R 값은 다소 차이를 보이고 있으나 압연방향에 따른 R 값은 같은 경향을 나타내고

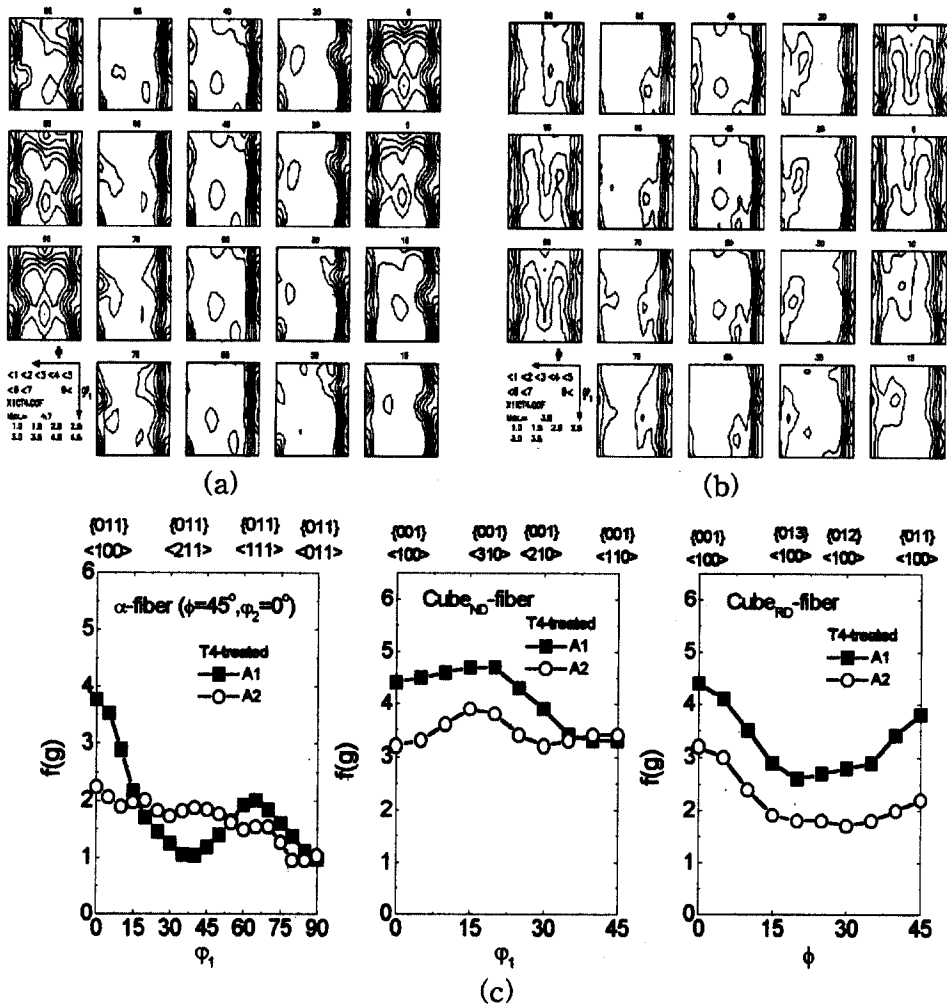


Fig. 3. ODF φ_2 sections and α -, $Cube_{ND}$ - and $Cube_{RD}$ - fiber in T4-treated of A1 and A2 alloys.
 (a) φ_2 sections in T4-treated A1 alloy
 (b) φ_2 sections in T4-treated A2 alloy
 (c) α -, $Cube_{ND}$ - and $Cube_{RD}$ - fiber

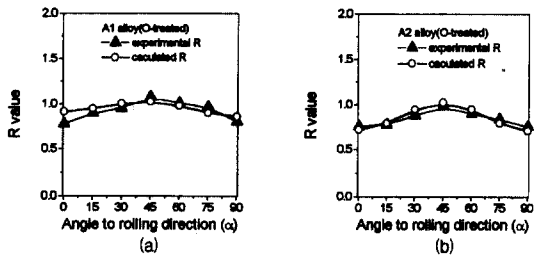


Fig. 4. Comparison of experimental R with calculated R value along angle to rolling direction in O treated A1 and A2 alloys.
 (a) A1 alloy (b) A2 alloy

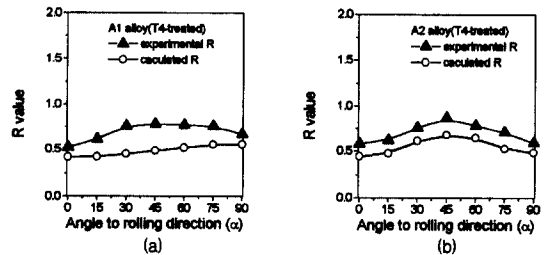


Fig. 5. Comparison of experimental R with calculated R value along angle to rolling direction in T4 treated A1 and A2 alloys.
 (a) A1 alloy (b) A2 alloy

있다. 그림 6에 성형성을 평가하는 평균소성변형계수(R_{ave})와 등방성을 평가하는 판면소성이방성계수(ΔR)를 나타내었다. 그림 6(a)의 실험치를 보면 O 처리후의 평균소성변형계수값은 A1 시험편이 A2 시험편 보다 더 높은 값을 나타내어 성형성이 우수할 것으로 예측되나 T4 처리한 시험편의 경우는 O 처리 때와는 반대로 A2 시험편이 더 높은 평균소성변형계수값을 나타낸다. 또한 등방성조건을 보면 O 처리경우에는 A1 시험편이 이방성이 크지만, T4 처리경우에는 A1 시험편이

이방성이 작다. 그림 6(b)의 계산치를 보면 그림 6(a)의 실험치와 비슷한 경향을 나타내나 값 차이는 다소 있다.

항복강도(YS) 및 가공경화지수(n)

인장시험 후 압연방향에 따른 항복강도와 가공경화지수를 그림 7, 8에 나타내었다. 일반적으로 가공경화지수(n)는 장출성형성을 평가하고 소성변형계수는 덤프로잉성을 평가하는 지표로 각각 사용된다. n 값이 크면 성형한계도에서 평면변형조

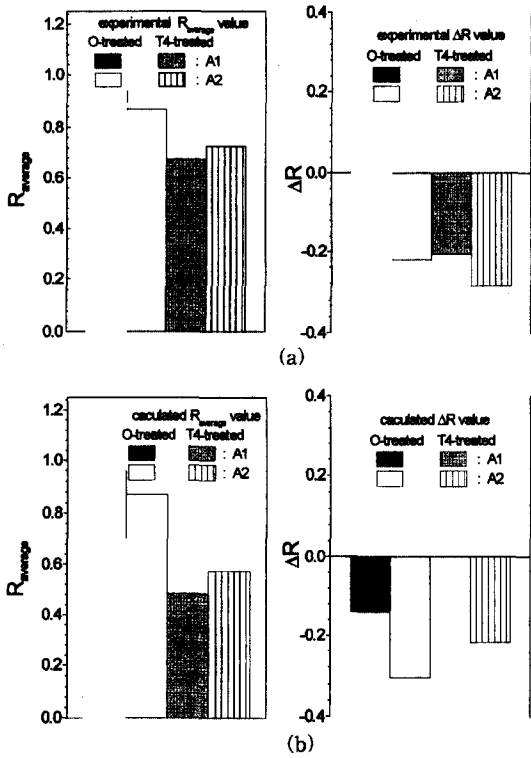


Fig. 6. The average R and ΔR value in O- and T4-treated A1 and A2 alloys (a) experimental values (b) calculated values.

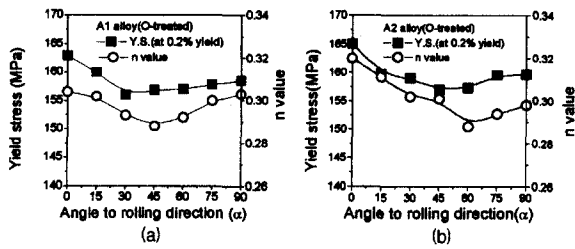


Fig. 7. The yield stress and n value along angle to rolling direction in O treated A1 and A2 alloys. (a) A1 alloy (b) A2 alloy

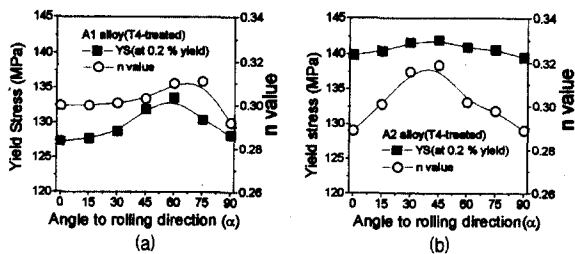


Fig. 8. The yield stress and n value along angle to rolling direction in T4 treated A1 and A2 alloys. (a) A1 alloy (b) A2 alloy

건일때의 성형한계값이 증가하며 균일 변형되어 원형 그리드는 변형 후 타원형에서 원형으로 변형되기 쉽다. 그림 7은 O 처리 후 측정된 값으로서 A1 시험편의 경우 항복강도는 156.01~162.87 MPa, n 값은 0.28~0.30, A2 시험편의 경우 항복강도는 156.99~165.03 MPa, n 값은 0.28~0.32로서 A2 시험편이 항복강도나 n 값이 약간 높게 나타났다. 또한 항복강

도나 n 값은 두 시험편 모두 압연방향에 대해 45° 보다는 0°와 90°에서 높게 나타났으나 최대값은 0°에서 나타났다. 그림 8에는 T4 처리 후 측정된 값을 나타내었다. 항복강도나 n 값은 압연방향에 대해서 30°~75° 영역에서 최대값을 보이고 있어 O 처리 때와는 반대양상을 나타내고 있다. A1 시험편의 경우 항복강도는 127.38~133.60 MPa, n 값은 0.29~0.31, A2 시험편의 경우 항복강도는 139.52~141.93 MPa, n 값은 0.29~0.32로서 T4 처리 후에도 O 처리 때와 같이 A2 시험편이 A1 시험편 보다 항복강도나 n 값이 더 높게 나타났다. 그러나 T4 처리는 O 처리와 비교해서 항복강도는 감소하였으나 n 값은 거의 일정한 값을 나타냄을 알 수 있다.

4. 고 찰

본 연구의 목적은 중간어닐링을 제조공정에 추가할 경우 야기되는 소성이방성에 미치는 영향을 관찰하는 것이다. 중간어닐링은 후속 냉간압연공정에서 변형집합조직의 발달을 억제 시킴으로서 최종열처리인 O 처리나 T4 처리시에 집합조직의 발달에 영향을 미쳤다. 중간어닐링을 행하지 않아 가공도가 증가된 A1 시험편은 중간어닐링을 행한 A2 시험편 보다 냉간압연집합조직의 방위밀도값이 더 높게 나타났다. 재결정은 변형으로 축적된 내부에너지를 가지고 일어난다는 것은 잘 알려진 사실이다. A1과 A2 시험편의 총 내부에너지를 정확하게 측정할 수 없으나 A1 시험편의 총 내부에너지는 A1 시험편이 A2 시험편 보다 더 크다는 것은 쉽게 유추할 수 있다. 자동차용 판재의 최종열처리는 성형성과 재료의 물성 향상을 위해 O 처리나 T4 처리를 행한다²²⁾. 본 실험에서 행

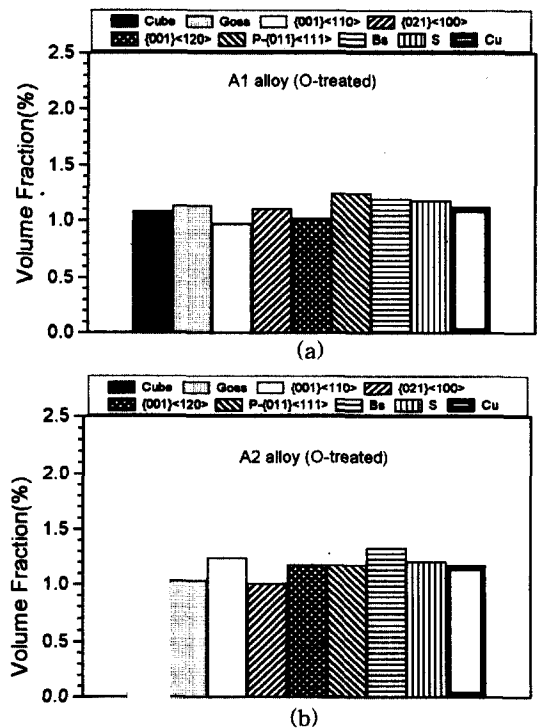


Fig. 9. The volume fraction of texture in O treated A1 and A2 alloys. (a) A1 alloy (b) A2 alloy

한 O 처리조건은 알루미늄합금의 재결정 열처리온도로서는 다소 낮은 온도영역이다. 따라서 A1과 A2 시험편 모두 집합조직의 발달은 미진한 상태였다. 하지만 그림 2와 그림 9에서 보면 두 시험편 모두 가공집합조직이 잔존하고 있고, A1 시험편은 A2 시험편 보다 가공집합조직은 감소한 반면 재결정 집합조직은 더 발달되어 있다. 이러한 집합조직의 차이는 이방성에 영향을 미치고 있다. 그림 4, 6, 7에서 보면 45° 방향에서 이방성을 나타내지만 A1 시험편이 A2 시험편 보다 R 값과 R_{ave} 값은 더 크게 나타났다. 하지만 항복강도와 가공경화지수 값은 낮게 나타났다. A1과 A2 시험편에서 R 값과 n 값(그림 4와 그림7)을 보면 압연방향에 대해서 반대 양상을 보이고 있다. R 값은 45°에서 최대치를 나타낸 반면 n 값은 최소값을 보이고 있다. R 값은 집합조직과 밀접한 관계가 있어 집합조직을 측정 한 후 R 값을 예측하는 연구가 지금까지 많이 진행되어 왔다^{7,8,23-26}. 계산치 R 값은 실험치와 거의 같은 값을 보이고 있다. 따라서 가공집합조직이 재결정 집합조직보다 더 발달되어 있을 경우, 45°에서 이방성을 야기 시키고 가공경화를 감소시켜 장출성형성이 저하될 것이다. T4 처리는 O 처리보다 처리온도가 높아서 재결정이 완전하게 이루어지는 조건이다. 따라서 집합조직을 보면 재결정 집합조직이 잘 발달되어 있다.(그림 3과 그림 10) 그림 9와 10에 보인 체적분율은 집합조직의 방위밀도값, $f(g)$ 를 이용하여 계산하였다. T4 처리시 안정방위는 두 시험편 모두 ND 방향으로 회전된 Cube 방위이다. A1 시험편은 A2 시험편보다 재결정 집합조직의 방위밀도값이 더 높으며 잔존 가공집합조직의 방위밀도는 낮다. 그림 6, 8, 10을 보면 두 시험편 모두 45°

이방성을 나타내고 있다. A2 시험편은 R 값과 R_{ave} 값이 A1 시험편 보다 더 높았고 ΔR 값도 높은 값을 나타내었다. R 값과 n 값을 비교해보면(그림 5, 8) R 값은 O 처리조건에서 보인 양상과 비슷하나 n 값은 O 처리조건에서 보인 양상과 반대의 결과로서 45° 부근에서 최대치를 보인다. 그림 5, 6에 보인 소성변형계수값을 보면 45°에서 최대치를 보이고 있어서 O 처리조건과 크게 다를 것이 없다. 하지만 실제 R 값에 영향을 미치고 있는 집합조직은 차이가 많다. T4 처리에서는 회전된 Cube 방위가 지배적으로 발달하였고 Goss 방위와 가공집합조직도 잔존한 상태였다. T4 처리는 Cube 방위보다도 회전된 Cube 방위가 R 값과 n 값에 많은 영향을 미쳤기 때문에 O 처리재와는 다른 결과를 보였다. 또한 중간어닐링의 추가는 T4 조건에서 성형성의 향상을 기대할 수 있으나 이방성이 증가됨을 알 수 있다.(그림 6(a)) 그리고 재결정 집합조직 중 회전된 Cube 방위의 발달은 45° 이방성을 나타내나, 이방성정도가 낮고 0°와 90°에서 장출성형성이 다소 뒤떨어지게 만들을 알 수 있다.(그림 5, 8)

5. 결 론

자동차용 Al-Mg 합금의 소성이방성에 미치는 중간어닐링 효과를 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 중간어닐링 처리는 냉간압연집합조직의 발달을 감소시킴으로서 최종열처리에 영향을 미쳤다.
2. O 처리재는 재결정이 완전하게 이루어지지 않았으며 중간어닐링을 행한 시험편은 재결정 집합조직이 보다 약하게 발달되었다.
3. O 처리재는 45°에서 이방성을 나타내었으며 장출성형성도 감소하였다. 중간어닐링을 행하지 않는 시험편은 R 및 R_{ave} 값이 더 높았으나 등방성과 장출성형성은 중간어닐링을 행한 시험편이 더 높았다.
4. T4 처리재는 회전된 Cube 방위가 잘 발달되어 있었지만 45° 이방성을 나타내었고 0°와 90°에서 장출성형성은 감소하였다. 중간어닐링을 행한 시험편이 더 높은 R 값과 R_{ave} 값을 나타내었으나 ΔR 값은 증가하였다.

REFERENCES

1. S. B. Kang and H. W. Kim: Bull. Kor. Inst. Mat. & Mater., **8** (1995) 245
2. H.W. Kim and S.B. Kang: Proceedings of the 2nd Pacific Rim International Conference on Advanced and Processing, (1995) 2203
3. Y. S. Liu, S.B. Kang and H. S. Ko: Scri. Mater., **37** (1997) 411
4. H. W. Kim and S. B. Kang: J. Kor. Inst. Met. & Mater., **35** (1997)
5. Structures and Properties of Aluminium: The Japan Inst. Ligh. Met., Tokyo, (1991) 260
6. G. Han, I. D. Choi and S. B. Kang: J. Kor. Met. & Mater., **34** (1996) 470
7. H. S. Ko, S. B. Kang: H. W. Kim and O. N. Yoon, J.

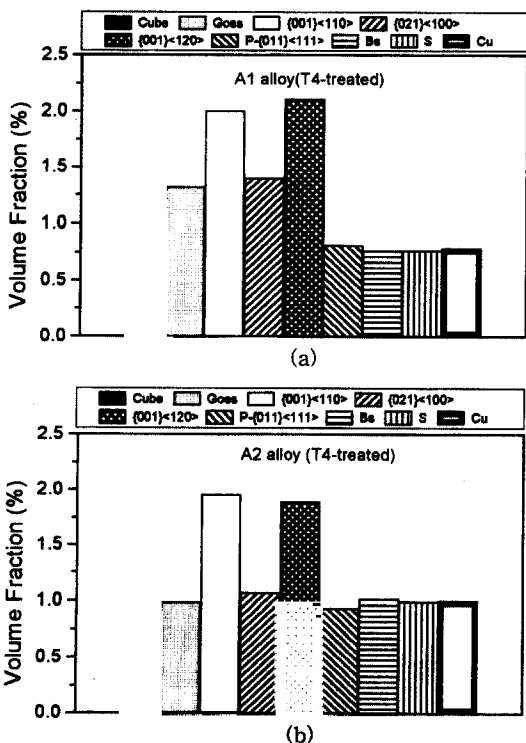


Fig. 10. The volume fraction of texture in T4 treated A1 and A2 alloys. (a) A1 alloy (b) A2 alloy

- Kor. Met. & Mater., **35** (1997) 664
8. H. S. Ko, S. B. Kang and H. W. Kim: J. Kor. Inst. Met. & Mater., **35** (1997) 1699
 9. S. B. Kang and H. W. Kim: Bull. Kor. Inst. Met. & Mater., **10** (1997) 761
 10. J. Hirsch: THERMEC'97, International Conference on Thermomechanical Processing of Steel & Other Materials, (1997) 1083
 11. H. Yoshinaga, S. Matoru and H. Kurishita: J. Japan Inst. Met., **48** (1984) 45
 12. S. Ikeno, Y. Uetani and S. Tada: J. Japan Inst. Met., **48** (1984) 1163
 13. T. Kobayashi, M. Niinomi and K. Degawa, Ligh. Met., **36** (1986) 718
 14. S. C. Maeng, S. I. Ryu, H. C. Choi and D. H. Shin: J. Kor. Inst. Met. & Mater., **28** (1990) 75
 15. V.W.C. Kuo and J.E.A. Strake: Metall. Trans. A, **14A** (1983) 435
 16. H. S. Ko, S. B. Kang: J. M. Lee and J. W. Lee, J. Kor. Inst. Met. & Mater., **36** (1998) 1427
 17. R. Shoji: FURUKAWA Elec. Co. Ltd. Tech. Rep., (1996) 45
 18. O. Engler and J. Hirsch: Mater, Sci, For., 217-222 (1996) 379
 19. Ph Lequeu and J.J.JJonas Metall: Trans., **A19** (1988) 107
 20. Technical Guid of Aluminium for Automobile, The Japan Inst. Ligh. Met., (1995)
 21. H.J. Bunge, Texture Analysis in Materials Science: Butterworths, (1982) 330
 22. A Study on the Development of High-Formability and High-Strength Aluminium Alloys. BSG074-2328.C, KIMM, (1998)
 23. S. Y. Li, X. M. Zhang and G. Gottstein: ICOTOM-11 (1996) 805
 24. Y. Zhou, J. J. Jonas, J. Savoie, A. Makinde, M. Jain, and S. R. MacEwen, ICOTOM-11 (1996) 920
 25. J. Hirsch: Mater. Sci. For. **242** (1997) 33
 26. Ph. Lequeu, F. Montheillet and J.J. Jonas: Symp. on textures in nonferrous metals and alloy, TMS-AIME (1984) 189