

AZ31B 마그네슘 합금의 기계적 특성에 미치는 열간압출의 영향

김용길 · 최학규* · 강민철** · 정해용*** · 배차현***†
경남지방 중소기업청, *창원기능대학 금속학과
한국마그네슘기술연구조합, *부경대학교 신소재공학부

Influence of Hot-Extrusion on Mechanical Properties of AZ31B Magnesium Alloy Sheet

Yong-Gil Kim, Hak-Kyu Choi*, Min-Cheol-Kang**, Hae-Yong Jeong***, Cha-Hurn Bae***†

Gyeongnam Regional Office, Small and Medium Business Administration, Changwon, 641-060

*Dept. of materials, Changwon Polytechnic College, Changwon, 641-772

**KMTRA(Korea Magnesium Technology Research Association), Changwon, 641-772

***Dept. of materials science and engineering, Pukyong National Univ., Busan, 608-739

(2004년 10월 21일 받음, 2004년 12월 22일 최종수정본 받음)

Abstract The microstructural changes by hot extrusion of AZ31B magnesium alloy were observed, and the relation to the tensile property was examined. The tensile properties as oriented longitudinal(L), half transverse(HT) and long transverse(LT) to the extrusion direction were investigated at 20°C, 100°C, 200°C, 300°C and 400°C, respectively. As the results, many recrystallized small grains distributed uniformly in large banded microstructures formed along the extrusion direction. The grain size of as-extruded specimen was around 30~150 μm . As increasing the test temperature the tensile and yield strength with respect to the angle between the axis of the tensile and the longitudinal direction in extrusion was decreased, but their elongation were increased and their deviation between L and LT specimens have disappeared from 300°C. This mechanical anisotropy was reduced at elevated temperatures and almost disappeared at 400°C. It was considered that the homogenization was occurred by the recrystallization and the change of slip system was occurred during tensile test process in elevated temperatures.

Key words AZ31B Mg alloy, hot extrusion, recrystallization, mechanical property, anisotropy

1. 서 론

마그네슘은 밀도가 1.74g/cm³로 가장 가벼운 금속원소로서 실용금속으로 사용시 비강도가 우수함은 물론 치수 안정성, 기계 가공성, 진동흡수능, 전자파 차폐성 등이 뛰어나 수송기계 및 전자부품 등의 구조용 재료로서 주목을 받고 있다. 마그네슘 합금 부품의 제조공정에는 사형 및 금형주조, 다이캐스팅 등 기존의 주조법 외에 저압 및 고압 금형주조, 용탕단조법, 반용융단조법, 급냉응고방법 등의 새로운 제조공정이 개발되고 있으며, 이러한 제조 공정 중 대량생산을 기반으로 하는 다이캐스팅에 의해 구조용 마그네슘 합금 부품이 대부분 생산되고 있다.

그러나 다이캐스팅이나 용탕단조법^{1,2)}에 의한 마그네슘 합금 부품의 제조공정은 소재를 액상 또는 반용융상으로 가열한 상태에서 제조하는 방법이므로 최종 제품에 기계적 특성을 저하시키는 주조조직과 응고수축, 기포 등의

주조결함이 잔류할 수 있고, 이러한 현상은 부품의 두께가 얇아질수록 더욱 증대된다. 이러한 단점을 보완하기 위해 최근 고온에서의 압출과 압연 및 프레스단조 공정에 대한 연구가 이루어져,^{3,4)} 부품의 표면상태가 주조품에 비해 우수한 제품을 얻을 수 있고, 표면처리시 거처야 하는 복잡한 공정단계를 생략할 수가 있다. 또한 표면처리공정 중에 발생하기 쉬운 결함을 감소시킴으로써 제조원가 절감과 생산성 향상은 물론 박육 제품도 생산이 가능한 것으로 알려져 있다.

그러나 마그네슘 합금은 결정구조가 조밀육방정(HCP)이므로 상온에서 소성가공이 곤란하고 고온 성형제품의 기계적 성질 또한 금속유동의 영향을 받기 쉽다. 특히 열용량이 작기 때문에 성형 속도 및 온도 등의 공정변수에 대한 조절이 어려우며, 열간성형 시 균열이 생기기 쉽고 성형 후 상온에서 제품의 기계적 특성 변화도 예상된다. 따라서 본 연구에서는 AZ31B(Mg-3Al-1Zn) 마그네슘 합금을 열간압출하고, 압출에 따라 형성된 미세조직과 이에 따른 상온 및 고온 인장특성을 조사하여 열

†E-Mail : baecha@pknu.ac.kr

간압연 및 프레스단조 등 고온 성형공정의 최적화 적용을 위한 기초자료를 얻고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서 사용한 AZ31B 마그네슘합금의 화학조성은 Table 1과 같으며, Table 2는 압출판재의 압출조건을 나타냈다. 압출판재는 압출비를 각각 68과 6.6으로 하여 두께 2 mm(이하 'T2재'라 칭함)와 20 mm(이하 'T20재'라 칭함)의 두 종류로 제조하였으며, 폭의 크기는 134 mm로 같게 하였다. T2재와 T20재의 미세조직 관찰은 2 g oxalic acid + 100 ml H₂O로 에칭하여 광학현미경으로 관찰하였으며, 표면관찰은 주사전자현미경을 이용하여 행하였다. 인장시험시 T2재는 ASTM B557 94규격에 의한 판상시편으로, T20재는 ASTM B557M 규격에 의한 subsize의 봉상으로 가공하였으며, 이때 변형속도는 2 mm/sec(독일, Zwick사, 10 ton)로 하였다. 고온 인장시험은 압출방향에 대하여 0°(Longitudinal, L), 45°(Half Transverse, HT), 90°(Long Transverse, LT)로 채취된 3종류의 T2재와 T20재에 대하여 20°C, 100°C, 200°C, 300°C, 400°C에서 각각 행하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 압출에 따른 미세조직의 변화

Fig. 1은 T2재와 T20재의 압출방향에 대하여 L(0°), HT(45°), LT(90°) 방향으로 채취된 시편의 종단면의 미

Table 1. Chemical compositions of AZ31B Mg alloy used. (wt.%).

Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Fe	Mg
3.10	1.07	0.30	0.05	0.003	0.001	0.04	Bal.

Table 2. The Conditions of extrusion process applied.

	Specsification	Condition
Extrusion m/c	M/C type	horizontal type
	container dimension	dia. 150 × 350 mm
	extrusion temperature	340°C
Billet	max. pressure	1,250 ton
	pouring temperature	680°C
	mold material	cast iron
	dimension	dia. 154 × 350 mm
Melting	homogenization treatment	390°C × 4 hrs
	melting temperature	720°C
	melting furnace type	electronic type
	melting atmosphere	SF ₆ + CO ₂ + air
	degas treatment	Ar gas bubbling

세조직을 나타낸 것이다.

Fig. 1에서 미세조직은 결정립의 크기가 30~150 μm 범위의 등축 결정립으로 형성되어 있고, 비교적 조대한 결정립 사이에 동적재결정으로 형성된 작은 등축의 결정립⁵⁾이 분포하고 있음을 알 수 있다. 또한 T20재 보다 압출비가 큰 T2재의 미세조직은 T20재 보다 조직이 미세하고 또한 압출에 따른 대상조직(banded structure)

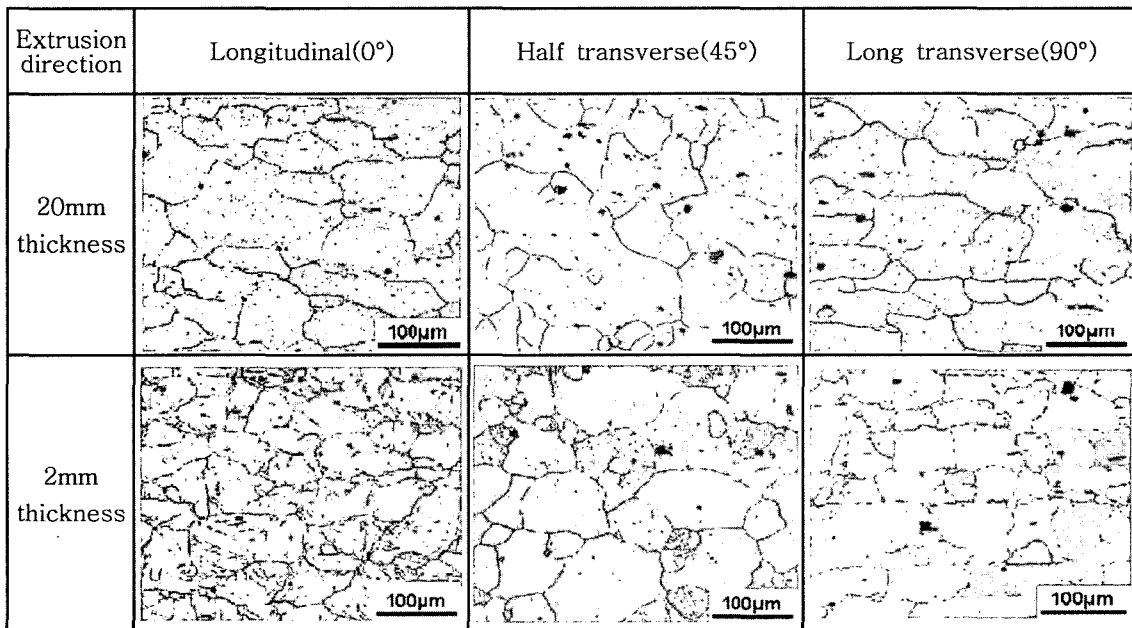


Fig. 1. The micrographs in the perpendicular cross section for L(0°), HT(45°) and LT(90°) direction of a hot-extruded AZ31B magnesium alloy.

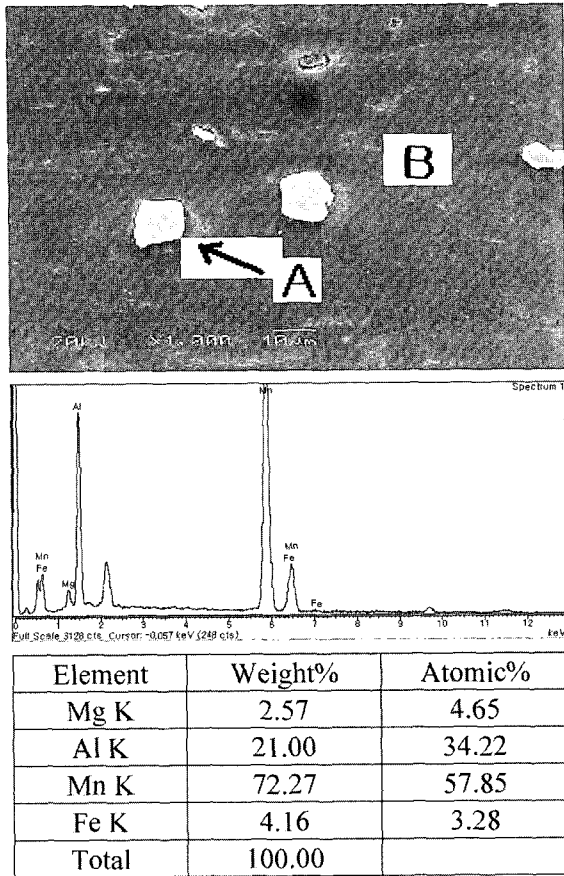


Fig. 2. SEM-EDS quantitative analysis for particles.

이 잘 형성되어 있음을 알 수 있다.

한편 압출방향에 대하여 L, HT 및 LT 방향 종단면의 미세조직은 T20재의 경우 결정립의 형상과 분포에서 별 차이가 나타나지 않았으나, 압출비가 큰 T2재의 경우는 결정립의 형상과 분포가 다르게 나타나고 있고 또한 방향성을 나타내고 있어 압출비의 영향이 작용하고 있음을 알 수 있다. 이처럼 압출방향에 따른 대상조직에서 결정립의 크기와 형상 및 분포가 다르게 나타나고 있는 것은 압출공정에서 압출비의 영향이 크게 작용하는 것으로 생각되지만 그 외에도 입자미세화와 빌렛제조시 냉각속도제어 등의 영향도 작용하고 있는 것으로 사료된다.

한편 Fig. 1의 결정립내에 분포하고 있는 검은 입자는 SEM-EDS 조사결과 Fig. 2의 결과와 같이 Mn-Al 화합물인 것으로 분석되었다.

3.2 상온 및 고온에서의 기계적 특성

Fig. 3와 Fig. 4는 열간 압출된 AZ31B 합금판재인 T2재와 T20재를 각각 압출방향, 즉 L방향으로 채취하여 온도변화(20°C, 100°C, 200°C, 300°C, 400°C)에 따른 인장강도와 항복강도 그리고 연신율을 각각 측정된 결과를 나타낸 것이다. 그림에서 알 수 있는 바와 같이 상

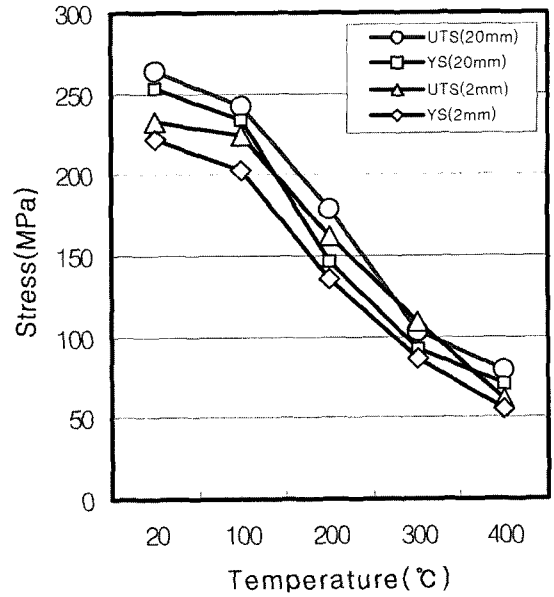


Fig. 3. Tensile properties of as-extruded AZ31B Mg alloy at a test temperature of 20, 100, 200, 300 and 400°C, respectively.

온으로부터 온도가 올라감에 따라 직선적으로 감소하여 400°C에서는 거의 동일한 값을 나타내고 있다. 이와 같은 강도변화는 두 시편 모두 상온에서의 값 보다 300°C 및 400°C에서의 강도 값이 약 1/4~1/5로 낮아지고 있음을 알 수 있다.

한편 Fig. 4에서 연신율은 상온에서 T20재의 연신율이 약 17% 정도로 T2재의 약 23% 보다 다소 낮게 나타나고 있으나, 온도가 올라감에 따라 직선적으로 증가하여 상온의 연신율보다 300~400°C의 연신율이 약 150~200% 증가하였다. 400°C에서는 거의 동일한 값을 나타내었다. T2재와 T20재의 이 같은 특성은 슬립계의 변화에 기인하는 것이 아닌가 판단된다. 즉, Al 등의 면심입방구조(FCC)를 갖는 금속은 12개의 슬립계가 존재하므로 상온에서 많은 양의 변형이 가능하므로 성형이 용이한 반면, 마그네슘의 격자구조는 조밀육방구조(HCP)이므로 슬립계는 기저면(basal plane), 피라미트면(pyramidal plane) 및 각주면(prismatic plane)의 3개로만 구성되어 실온에서의 소성변형을 어렵게 만든다. 또한 실온에서 마그네슘의 소성변형은 주로 기저면에서 방향으로 슬립과 피라미트면에서의 쌍정에 의해 발생한다. 하지만 마그네슘 합금 경우에도 성형온도 250°C 이상의 온도에서는 기저면 뿐만 아니라 피라미트면과 프리즘면에서 방향으로 슬립이 일어나며, 쌍정은 그다지 중요한 역할을 하지 못하고 추가적인 슬립계가 12개로 증가하게 되므로 열간가공을 통하여 원하는 모양으로 성형이 비교적 용이하게 가능하게 된다. 따라서 본 압출시험으로 제작된 AZ31B 마그네슘합금에서도 200°C 미만의 온도에서는 슬립에 의한 소

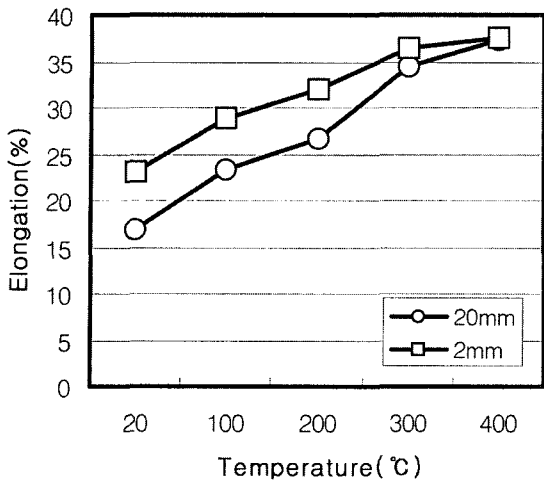


Fig. 4. Elongation of as hot-extruded AZ31B Mg alloy in tensile test at a temperature of 20, 100, 200, 300 and 400°C, respectively.

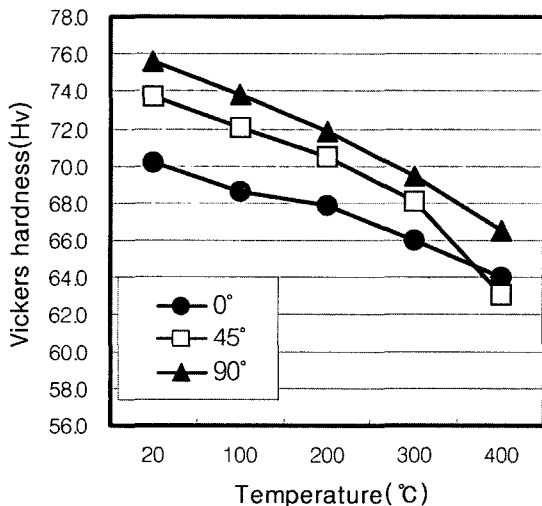


Fig. 5. Variation of hardness with the change of a test temperature and an extrusion axis direction in T2 specimen.

성변형이 그다지 크지 않기 때문에 연성이 크지 않으나 250°C 이상의 온도에서는 기저면 뿐만 아니라 피라밋면과 프리즘면에서도 추가적인 슬립계가 발생되어 연성이 급격히 증가하는 것으로 생각된다. 본 연구에 사용된 압출시편의 고온 인장실험의 결과에서도 이러한 경향과 일치함을 알 수 있다.

Fig. 5는 인장시험한 T2재의 온도 변화에 따른 Micro Vickers 경도 값을 측정된 결과이다. 압출방향에 대하여 L, HT 및 LT 방향으로 갈수록 경도 값이 크게 나타나고 있으나 뚜렷하게 구별될 만한 차이는 아니었고, 고온으로 갈수록 경도 값은 단순 감소하였다.

Fig. 6은 T2재 시편을 압출 축 방향에 따라 L, HT 및 LT 방향에 대하여 그리고 온도변화(20°C, 100°C,

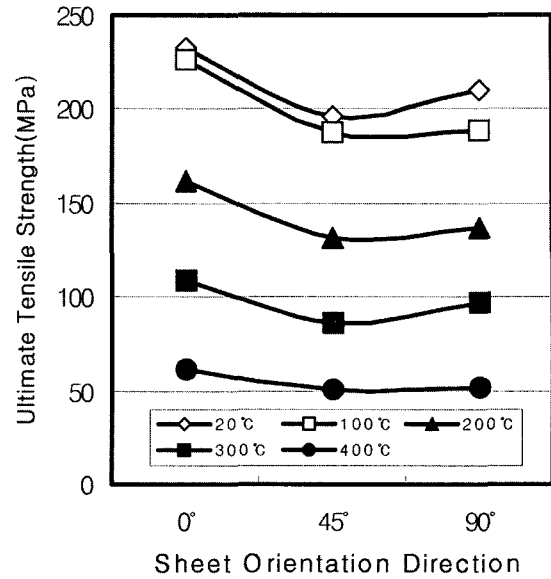


Fig. 6. Relationship between UTS and the angle between the longitudinal direction in hot extrusion and the tensile axis at a various temperature.

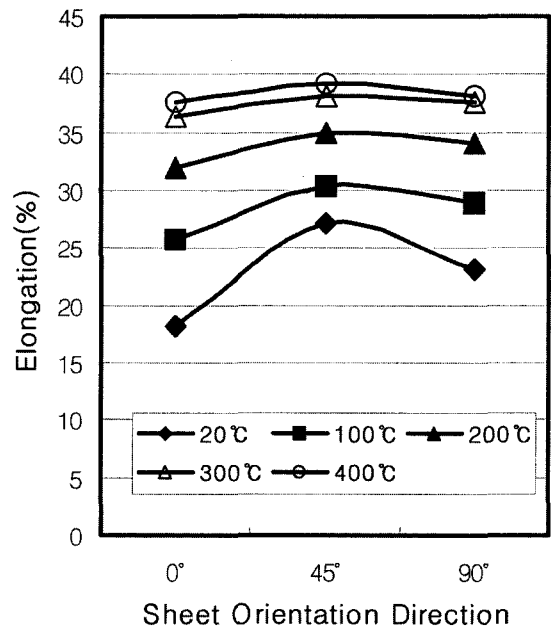


Fig. 7. Elongation with change in a various orientation from extrusion axis direction and a tensile temperature.

200°C, 300°C 및 400°C)에 따른 인장강도를 나타낸 것이다. L방향에서 인장강도가 가장 높은 반면 HT 방향에서 가장 낮게 나타났다. 이러한 인장강도의 이방성 경향은 낮은 온도(20°C)에서 뚜렷한 차이가 발생하고 있으나 온도의 증가에 따라 점차 작아지고, 그 차이는 작아져서 400°C에서는 인장강도 이방성이 거의 없어졌다.

Fig. 7은 T2재 시편의 L, HT 및 LT 방향에 대하여,

그리고 온도변화(20°C, 100°C, 200°C, 300°C 및 400°C)에 대한 연신율을 나타낸 것이다. 온도가 20°C와 100°C에서는 L, HT 및 LT 방향에 따라 연신율의 뚜렷한 차이가 발생했으나 온도증가에 따라 그 차이가 좁아지고 300°C와 400°C에서는 차이가 거의 없어졌다. 한편 20°C에서는 HT방향에서의 연신율이 가장 높았으며, Fig. 6의 인장강도의 경향처럼 연신율의 이방성 경향은 온도가 낮을수록 그 경향이 심하고 온도가 상승할수록 작아지고 있는 것은 F. Kaiser 등⁷⁾이 연구한 결과와 동일한 경향을 나타내고 있다. 이러한 이유는 압출축 방향에 따라 대상조직이 길게 형성되어 낮은 온도에서는 기계적 성질에 큰 영향을 준 것으로 생각되며, 가공온도가 높아짐으로써 기계적 이방성이 없어지는 것은 고온 인장시 동적 재결정이 발생하여 대상조직의 방향성이 소멸되어 균일화됨^{8,9)}으로써 생긴 것으로 판단된다.

3.3 파괴 특성

Fig. 8(a,b,c)은 T2재를 압출축 방향과 평행한 L방향, 45° 방위의 HT방향 그리고 수직인 LT방향에서 인장시험을 채취한 후 20°C, 100°C, 200°C, 300°C 및 400°C에서 각각 인장시험한 후 파단된 파단형태를 거시적으로 나타낸 것이다. Fig. 8(a)에 나타난 바와 같이 L방향 인장 중 200°C 이하의 온도에서는 인장축 방향으로 수직인 방향으로 파단됨으로써 취성적인 형태를 나타낸 반면 300°C와 400°C에서는 상당한 소성변형에 기인한 연성적인 파단 형태를 나타내고 있다. Fig. 8(b)는 압출방향에 대하여 45° 각도에서 채취된 HT방향 인장시험은 200°C 이하의 온도에서는 인장축 방향에 45° 방향으로 파단됨으로써 전단분리 형태를 나타낸 반면 400°C에서는 상당한 소성변형에 기인한 연성적인 파단 형태를 나타내고 있다. Fig. 8(c)는 압출방향에 대하여 수직각도에서 채취된 LT방향 인장시험은 200°C 이하의 온도에서는 인장축 방향에 수직 방향으로 파단됨으로써 취성적인 파괴 형태를 나타낸 반면 400°C에서는 상당한 소성변형에 기인한 연성적인 파단 형태를 나타내고 있다.

따라서 Fig. 8(a,b,c)에서 알 수 있는 바와 같이 매우 큰 압출비를 갖는 T2재의 인장특성의 이방성은 압출축 방향에 따라 우선배열하여 형성된 대상조직 같이 조직학적인 영향보다는 200°C와 300°C를 경계로 하여 결정학적으로 슬립계의 변화가 더 큰 영향을 미치는 것으로 판단되고, 이에 대한 상세한 연구가 필요하다고 생각된다.

Fig. 9는 T2재의 L방향에서 채취한 인장시험편의 고온 인장 후 파단된 파면을 주사전자현미경으로 관찰한 사진이다. Fig. 9(a)의 상온인장 후의 파단면은 Fig. 7의 연신율에 대응하여 결정립의 소성변형이 적기 때문에 비교적 취성적인 파면의 양상인 평탄한 가운데 인장응력의 수직방향으로의 벽개파면 양상을 나타내고 있다.

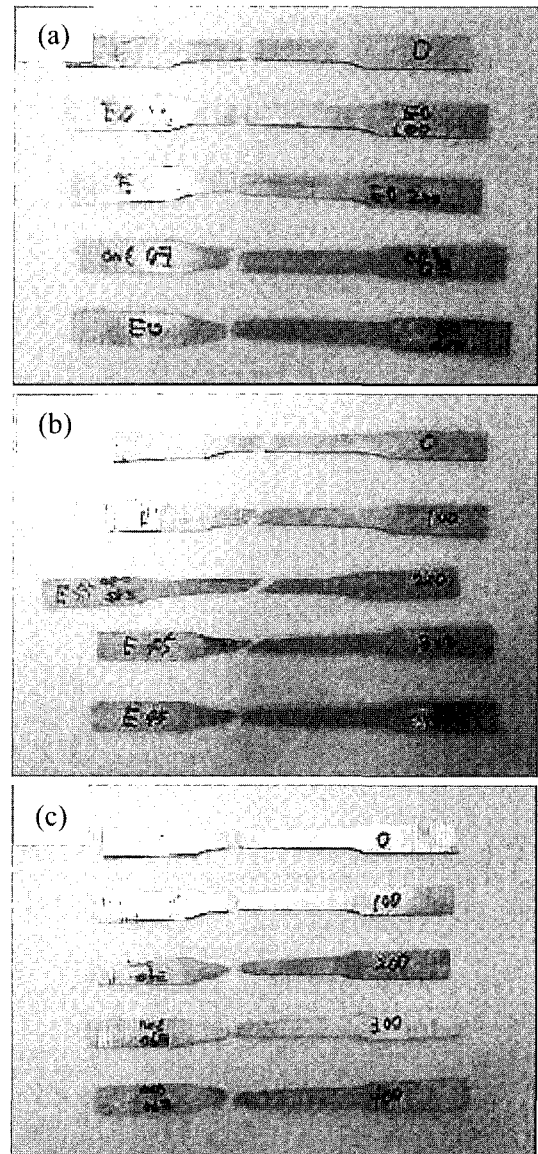


Fig. 8. Tensile failures of AZ31B Mg alloy; (a) L, (b) HT and (c) LT direction, at 20°C, 100°C, 200°C, 300°C and 400°C, respectively.

Fig. 9(b,c,d,e)의 고온인장 후의 파면은 소성변형에 수반하여 발생하는 전형적인 연성파괴의 특징인 딤플(dimple) 양상이 나타나고 있으며, 고온인장의 온도상승에 따라 Fig. 7의 연신율에 대응한 L방향에서의 연성파괴 양상을 보여주는 원형의 등축 딤플의 양과 크기가 증가됨과 동시에 이들의 성장 및 합체가 압출에 의한 대상조직의 방향성에 대한 영향이 없이 이루어져 커다란 크기의 공동(void)이 존재하고 있는 것이 관찰되고 있다.

4. 결 론

AZ31B(Mg-3Al-1Zn) 마그네슘 합금을 열간압출하고,

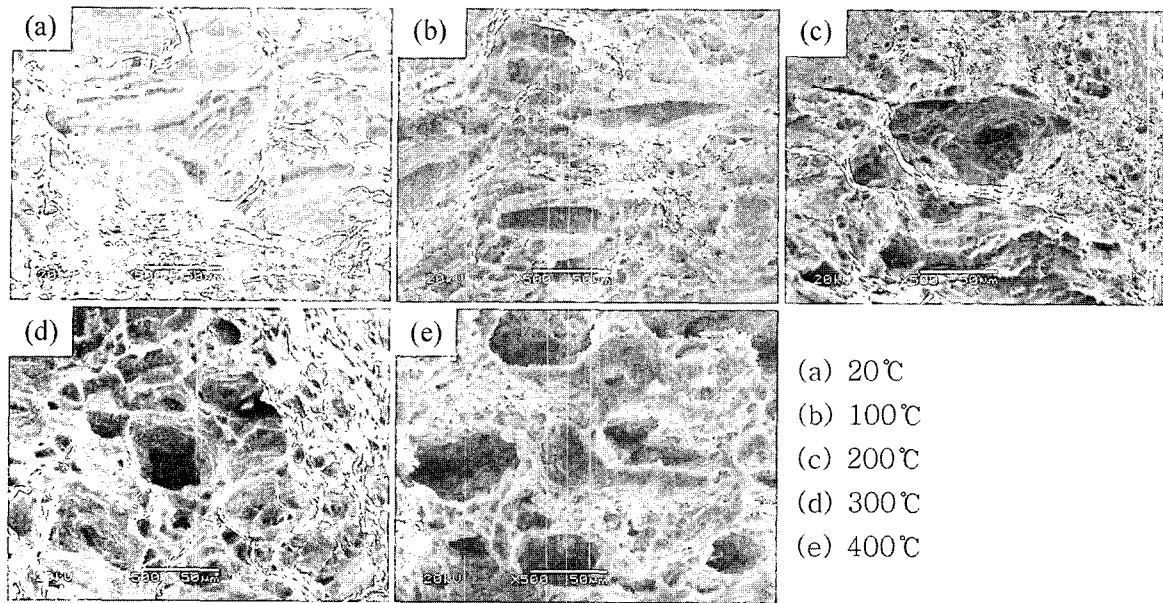


Fig. 9. Fractographs of longitudinal specimens ruptured at test temperatures.

압출에 따라 형성된 미세조직과 이에 따른 상온 및 고온인장 특성을 조사한 결과는 다음과 같다.

1. 압출비를 각각 68과 6.6으로 하여 두께 2 mm와 20 mm로 열간 압출한 결과 결정립의 크기는 30~150 μm 범위로 관찰되었고, 압출 축 방향에 따라 대상조직이 형성되었으며 열간 압출 동안 동적 재결정의 형성에 의한 것으로 여겨지는 미세한 등축정이 관찰되었다.

2. 압출시편을 20°C에서 400°C까지 고온 인장 시험한 결과, 100°C 이하의 낮은 온도에서는 L, HT 및 LT 방향에 따라 인장강도 및 항복강도 등의 기계적 특성 값의 차이가 뚜렷하였으나, 300°C부터는 그 값의 차이가 감소되어 400°C에서는 거의 근사한 값을 나타내었다.

3. 두께 2 mm의 시편에 대하여 압출방향에 따른 기계적 이방성 경향은 대상조직의 영향으로, 낮은 온도에서 뚜렷한 차이가 발생하였고 압출 축 방향과의 각도가 0°와 90°보다 45°에서 강도는 낮고 연신율은 높았다. 온도가 높아지면서 그 편차는 감소하여 400°C에서는 그 차이가 거의 소멸되었다. 이는 고온인장시험 동안 동적 재결정 형성으로 인하여 대상조직의 균질화로 방향성이 소멸된 영향으로 사료된다.

참 고 문 헌

1. Y. S. Ahn and F. Klein, J. of Korean Foundry's Society, **22**(4), 155 (2002).
2. Y. H. Hwang, S. H. Hur and C. P. Hong, J. of Korean Foundry's Society, **18**(3), 275 (1998).
3. T. Murai, S. Matsuda, S. Miyamoto and Y. Oki, J. of Japan Institute of Light Metals, **51**(10), 539 (2001).
4. E. Doege, K. Droder, J. of Materials Processing Technology **115**, 14 (2001).
5. Japan Magnesium Society, Handbook of Advanced Magnesium Technology, Kallos Publishing Co., LTD., 115 (2000).
6. J. P. Eom, S. G. Lim and B. Y. Hur, J. of Korean Foundry's Society, **20**(6), 395 (2000).
7. F. Kaiser, D. Letzig, J. Bohlen, A. Styczynski, Ch. Hartig, K. U. Kainer, Materials Science Forum **419-422**, 315 (2003).
8. M. T. Perez-Prado and O. A. Ruan, Scripta Materialia **46**, 149 (2002).
9. M. M. Avedesian and H. Baker, ASM Specialty Handbook, Magnesium and Magnesium Alloys, 28 (1999).