[논 문] 한국재료학회지
Korean Journal of Materials Research
Vol. 6, No. 11 (1996)

기계적합금화한 Al-Ti합금의 고온인장특성에 미치는 Zr의 첨가와 등온열처리의 영향

김용덕 · 원형민 · 김선진
한양대학교 재료공학과

The Effects of Zr Addition and Isothermal Aging on the Elevated Temperature Tensile Properties of the Mechanically alloyed Al-Ti Alloys

Yong Deog Kim, Hyung Min Won and Seon Jin Kim
Dept. of Material Engineering, Hanyang University, Seoul Korea, 133-791

초 록 Al-8wt.%(Ti+Zr) 합금을 기계적합금화와 열간압출로 제조하여 Ti에 대한 Zr 첨가비와 등온열처리가 고온인장강도 및 변형거동에 미치는 영향에 대하여 조사하였다. Ti에 대한 Zr 첨가량의 비가 증가함에 따라 열간압출 시편의 상온 및 고온강도가 증가하였고, 400℃ 및 510℃에서 등온열처리에 따른 강도의 감소도 작게 나타났다. 이는 Zr 첨가량이 증가함에 따라 Al 기지와 Al_3Ti에 비해 작은 격자간불일치도를 갖는 $Al_3(Ti+Zr)$금속간화합물이 생성되고 고온열처리에 따른 조대화가 억제되었기 때문으로 판단되었다. 합금의 연성은 Zr 첨가량과 등온열처리에 관계없이 10% 이하로 낮게 나타났으며 인장 시험 온도가 고온일수록 취성파괴인 입계파괴가 지배적으로 일어났다. Al-Ti-Zr 합금의 변형에 필요한 활성화에너지는 순수한 Al 기지의 자기확산에 필요한 활성화에너지 142KJ/mol에 비해 573~783K 온도범위에서 1.5~1.8배 높은 값을 보였으며, Ti에 대한 Zr의 첨가량의 비가 증가할수록 보다 높은 값을 나타내었다.

Abstract The effects of Zr to Ti ratio and isothermal aging on the elevated temperature tensile strength and deformation behavior of mechanically alloyed Al-8wt.%(Ti+Zr) alloys were investigated. As the Zr to Ti ratio increased the tensile strengths of the as-hot-extruded specimens measured at room and elevated temperatures increased and the reduction of tensile strengths due to isothermal aging at 400℃ and 510℃ decreased. It was confirmed to be due to formation of the ternary $Al_3(Ti+Zr)$ intermetallic compound of which coarsening rate is smaller than Al_3Ti. Elongation of the present specimens were less than 10% and intergranular brittle fracture occurred predominantly with increasing test temperature.

The activation energy for deformation of Al-8wt.%(Ti+Zr) alloy was about 1.5~1.8 times higher than that for pure Al self-diffusion(142 KJ/mol) in the temperature range from 573K to 783K. In addition the activation energy increased with increasing Zr to Ti ratio.

1. 서 론

기계적합금화방법으로 제조된 Al-Ti 합금은 Al_3Ti 금속간화합물, Al_2O_3, Al_4C_3 등에 의한 분산강화효과로 고온에서도 우수한 기계적 특성을 나타내어 항공기의 일부 고온 구조 재료로 사용되는 Ti 합금을 대체할 수 있는 후보재료로써 많은 연구의 대상이 되어왔다[1,2]. 분산강화효과는 분산된 제2상이 10^{-2}~10^{-1} 부피분율을 갖고 5~100nm의 크기를 가질 때 가장 효과적인 것으로 알려져 있다[3]. 따라서 기계적합금화방법에 의해 형성된 합금내의 분상상들이 전위의 이동이나 입계들의 미끄러짐 운동을 억제함으로써 강화기구에 기여할 것으로 생각된다. 그러나 Al-Ti 합금은 400℃ 이상의 고온에서 장시간 노출될 경우 Al_3Ti

금속간화합물의 조대화로 인해 합금의 강도가 저하되는데 이러한 문제점은 Zr, V, Ce 등의 제3원소를 첨가하여 Al 기지와 Al_3Ti에 비해 작은 격자간 불일치도를 갖는 $Al_3(Ti+X)$ 삼원계 금속간화합물을 생성시킴으로써 분산입자의 조대화를 억제하여 개선시킬 수 있는 것으로 알려져 있다[4]. 제3첨가원소로서 Zr은 Al기지에 대해 Ti보다 작은 고용도와 느린 확산계수를 가지며[5,6], $DO_{22,23}$형 $Al_3(Ti+Zr)$ 금속간화합물 형성시 Al기지와 약 3.3%의 작은 격자간 불일치도를 갖기 때문에 5.22%의 불일치도를 갖는 Al_3Ti에 비해 우수한 열적안정성을 갖는 것으로 보고되었다[7]. 그러나 Zr첨가가 고온에서의 장시간 노출에 따른 합금의 인장강도와 연성에 미치는 영향에 대한 연구는 아직 이루어지지 않았다. 또한 기계적합금화한 합금의 고온변형기구에 대한 연구도 부족한 상태이다. 따라서 본 연구에서는 Al-Ti-Zr합금을 기계적합금화와 열간압출방법으로 제조하고 인장 특성과 파괴거동을 조사하였으며, 속도변화시험으로 활성화에너지를 구하여 고온변형기구를 고찰하였다.

2. 실 험 방 법

기계적합금화 및 성형

Al-8wt.%(Ti+Zr) 조성으로 Ti과 Zr의 원자비를 1 : 0, 3 : 1, 1 : 1로 변화시킨 분말을 기계적합금화하였다. 기계적합금화시 분말간의 과잉압접을 방지하기 위해 원료 분말에 2wt.%의 스테아린산을 가공조절제로 첨가하였다. 1.6 ℓ 용기크기의 attritor에 3/16 inch 스텐레스강 볼을 넣고 볼 대 분말의 장입비를 65 : 1로 하여 분말장입 후, 산화 방지를 위해 Ar gas를 흘려주면서 임펠러 회전속도 300rpm으로 선행연구결과에[7] 따라 기계적합금화가 충분히 이루어진다고 판단되는 20시간까지 기계적합금화하였으며 XRD 실험을 통하여 합금화 결과를 확인하였다. 얻어진 합금분말을 동캔에 채워 냉간압축하고 550℃에서 2시간 동안 탈가스처리를 거친 후 450℃에서 30 : 1의 압출비로 열간압출하였다.

인장시험

열간압출한 시편으로부터 ASTM E8M-88 subsize 규격인 총길이 60mm, 평행부길이 20mm, 직경 4mm로 인장시편을 가공하였다. Zr의 첨가량과 등온열처리에 따른 고온인장거동을 조사하기 위해 인장시편을 10^{-3}torr 진공 하에서 400℃와 510℃에서 1000시간까지 등온열처리한 후 상온, 400℃ 및 510℃에서 변형률 5×10^{-4} sec^{-1}로 인장시험을 수행하였다.

한편 고온변형기구를 고찰하기 위해 0.6~0.8T_m 사이의 온도범위인 300℃, 400℃와 510℃에서 5×10^{-4}, 10^{-3}, 5×10^{-3} sec^{-1}로 변형속도를 변화시키면서 이에따른 변형강도를 측정하고, 변형강도와 변형속도를 각각 그 온도에서의 탄성계수와 Al의 자기확산계수로 나누고 이때의 양대수 기울기 값으로 응력지수를 구한 후 변형을 위한 활성화에너지를 구하였다.

파면과 미세조직관찰

인장시험조건에 따른 재료의 파괴거동을 알아보기 위해 시험 후의 파면과 미세조직을 SEM과 TEM으로 관찰하였다. TEM시편은 jet-Polisher를 이용하여 thin foil로 제작하였다. 사용된 전해액은 Nital(33% HNO_3+67% CH_3OH)이고 -50℃에서 약 90mA를 가해 주었다.

3. 결과 및 고찰

기계적합금화 및 성형

Al-8wt.%(Ti+Zr) 혼합분말의 기계적합금화 거동은 Zr첨가비에 따라 큰 변화가 없었으며 대표적으로 Al-8wt.%(1Ti+1Zr) 조성분말의 기계적합금화 시간에 따른 분말의 X선 회절결과를 Fig. 1에 나타내었다. 기계적합금화가 완료되는 정상상태는 분말의 구형화 및 미세화의 포화, 분말미소경도값의 포화 그리고 X선 회절패턴에서 첨가원소 peak의 소멸[8~10] 등으로 결정되는 것으로 알려져 있다. 본 연구와 동일조성 분말의 기계적합금화 정상상태는 이미 선행연구에 의해 Zr의 첨가량과 관계없이 16시간 이후에 정상상태에 도달하는 것으로 보고된 바 있으며[7], 본 연구에서도 기계적합금화가 충분히 이루어지는 20시간 후에 Ti과 Zr의 회절 peak가 사라진 것을 재확인할 수 있었다.

기계적합금화한 Al-8wt.%Ti, Al-8wt.%(3Ti+1Zr) 및 Al-8wt.%(1Ti+1Zr)조성의 분말을 450℃에서 1540MPa의 압력으로 열간압출방법으로 성형한 결과 모든 시편은 98% 이상의 비이론밀도를 나타내었다. Fig. 2는 열간

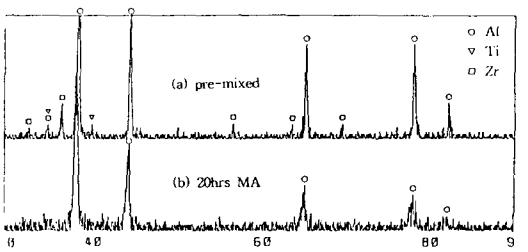


Fig. 1. XRD patterns of the Al-8wt.%(1Ti+1Zr) specimen at various milling times.

압출한 시편의 미세조직을 TEM으로 관찰한 사진이다. Al-8wt.%Ti합금에서는 등축형 200~400nm 크기의 분산입자를 관찰할 수 있었고(Fig. 2-(a)), Al-8wt.%(3Ti+1Zr)과 Al-8wt.%(1Ti+1Zr)합금은 Fig. 2-(a)에서와 같은 등축상 이외에도 100nm 크기 봉상의 분산상들이 균일하게 분포하는 것을 Fig. 2-(b), (c)처럼 관찰할 수 있었다. 제한시야회절패턴과 EDS로 분석한 결과 Al-8wt.%Ti합금에서는 등축형의 분산입자가 Al_3Ti로 확인되었으며, Zr이 첨가된 합금에서 나타난 봉상의 분산입자는 Tsunekawa 등의 결과[11]와 같이 Al_3Zr에 Ti이 고용되어 있는 $Al_3(Ti+Zr)$ 3원계 금속간화합물상으로 판단되었다(Fig. 3).

인장강도

기계적합금화와 열간압출방법으로 제조된 Al-8wt.%Ti, Al-8wt.%(3Ti+1Zr) 및 Al-8wt.%(1Ti+1Zr)합금의 등온열처리 온도와 시간, 인장 시험온도에 따른 최대인장강도값의 변화를 Fig. 4에 나타내었다. 등온열처리전 시편의 상온 최대인장강도는 Al-8wt.%Ti, Al-8wt.%(3Ti+1Zr), Al-8wt.%(1Ti+1Zr)의 경우 각각 400MPa, 433MPa, 485MPa로 Zr의 첨가량이 많을수록 높은 값을 갖는 경향을 보이고 있다. 이는 Zr이 Ti에 비해 높은 밀도를 갖기 때문에 8wt.%로 고정된 합금원소에서 Zr의 함량이 증가하게 되면 상대적으로 작은 부피분율(Table. 1)[7]의 분산입자를 갖게 되지만 Fig. 2에서 볼 수 있듯이 탈가스와 열간압출 등의 고온노출에 의한 분산입자의 조대화가 등온열처리전에 이미 진행되어 Zr의 첨가량이 많을수록 조대화억제 효과로 초기 상온 인장강도가 높은 값을 나타낸 것으로 생각된다.

400℃에서 1000시간동안 등온열처리한 세 조성 합금의 상온 최대인장강도는 등온열처리전에 비해 크게 감소되지는 않았으며 각각 390, 430, 453MPa로 Zr첨가량이 많을수록 높은 인장강도를 유지하였다. 그러나 400℃ 고온 인장시험에서는 등온열처리전 세조성 합금의 강도가 약 300MPa로 비슷한 반면에, 400℃에서 1000시간 등온열처리후의 고온인장강도는 각각 200.2, 275.4, 285.2MPa로 감소하였으며 Zr첨가량이 많을수록 감소폭이 작게 나타났다. Zr첨가량이 많을수록 높은 최대인장강도를 유지하는 것은 합금의 열적안정성에 관한 연구결과[7,12]와 같이 Zr첨가량이 증가함에 따라 $Al_3(Ti+Zr)$ 3원계 금속간화합물과 Al기지와의 격자간 불일치도가 감소하여 고온에서 장시간 노출에 따른 조대화가 억제되었기 때문으로 생각된다. 그리고 400℃ 인장시험에서 Zr첨가량이 많을수록 등온열처리에 따른 인장강도의 감소폭이 작게 나타나는 현상은 분산입자 크기와 고온에서 전위의 climb 속도와의 관계로 설명될 수 있다. 즉 climb 속도는 분산입자 주위의 응력장에 비례하고 응력장은 분산입자크기의 세제곱에 비례하므로[3] 분산입자의 조대화는 climb 속도를 증가시킨다[13]. 따라서 분산입자가 조대화됨에 따라 전위의 climb이 용이하기 때문에 인장강도가 감소하였으며, 특히 다른 조성보다 분산입자가 보다 조대화된 Al-8wt.%Ti 합금에서 인장강도의 감소폭이 커진 것으로 생각된다.

510℃에서 등온열처리한 시편의 상온 인장강도는 Fig. 4-(b)에서 볼 수 있듯이 세조성

Table. 1. Theoretically calculated volume fractions of the intermetallic compound in Al-8wt.%(Ti+Zr) alloys.

specimen	assumed phase	particle volume fraction(%)
Al-8wt.Ti	Al_3Ti	18.2
Al-8wt.%(3Ti+1Zr)	$Al_3(Ti_{0.75}Zr_{0.25})$	15.2
Al-8wt.%(1Ti+1Zr)	$Al_3(Ti_{0.5}Zr_{0.5})$	13.2

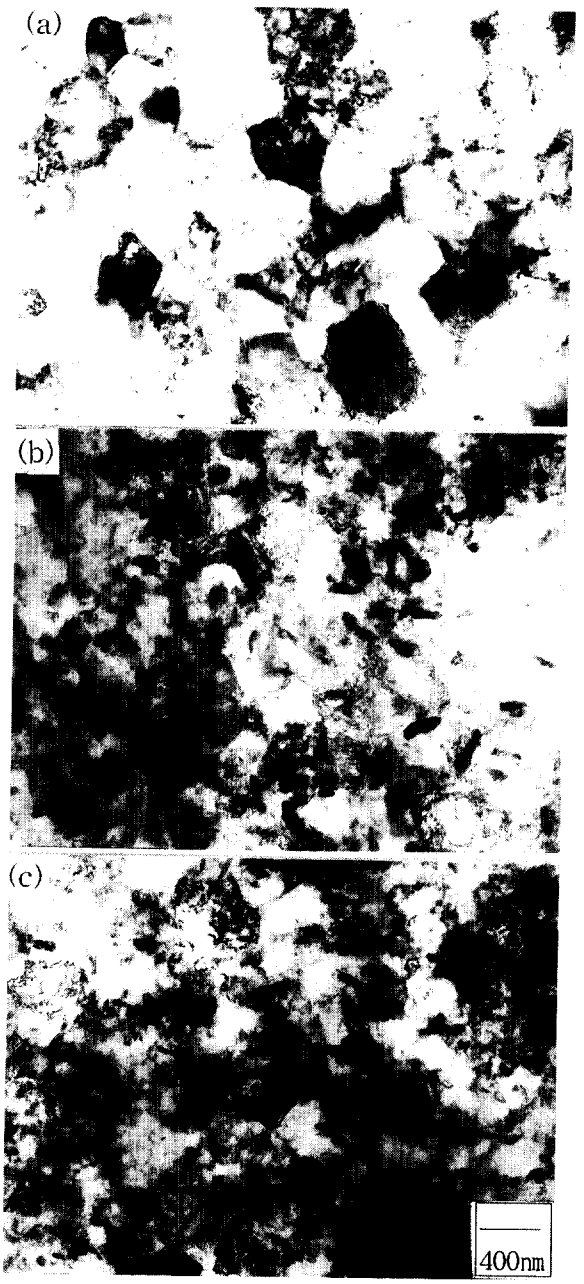


Fig. 2. TEM micrographs of the as-hot-extruded (a) Al-8wt.%Ti (b) Al-8wt.%(3Ti+1Zr) and (c) Al-8wt.%(1Ti+1Zr) specimens.

모두 등온열처리 100시간까지 강도값이 급격히 감소하다가 그이후에는 별다른 감소가 나타나지 않는 것을 볼 수있다. 100시간 등온열처리후의 상온최대인장강도는 Zr의 첨가비가 증가함에 따라 318, 340, 363MPa의 값을 나타내었다. 510℃고온인장강도는 등온열처리전에는 141, 184, 188MPa로 Zr의 첨가비가 높을수록 보다 높은 값을 보이지만, 500시간 등온열처리 이후에는 세조성 모두 100MPa로 거의 같아지는 것을 볼 수 있다. 400℃와 510℃에서 각각 100시간 열처리한 Al-8wt.%(1Ti+1Zr) 합금의 미세조직(Fig. 5)에서 볼 수 있듯이 400℃ 등온열처리에 비해 510℃ 등온열처리에서는 분산입자와 Al기지의 급격한 조대화가 일어나기 때문에 500시간 이후에는 분산강화효과가 작았기 때문으로 생각된다. Fig. 6은 인장시험온도에 따른 응력-변형곡선과 전위의 분포를 보여주는 TEM사진이다. 상온 인장시험인 Fig. 6-(a)를 보면 전위가 분산입자에 의해 고착되어 있는 형태를 볼 수 있는데 이는 인장시험온도가 상온일때 분산상이 전위의 이동을 효과적으로 방해하여 강화효과를 나타내는 것으로 생각된다. 반면에 인장시험온도가 510℃인 Fig. 6-(b)는 전위가 분산입자가 아닌 결정립계에 모여있는 것이 관찰되는데 이는 분산입자가 전위의 climb 등의 현상으로 전위의 이동을 효과적으로 억제하지 못한 것으로 생각된다.

연성

Al-Ti-Zr합금의 등온열처리 온도, 시간 및 인장시험온도에 따른 연성을 Fig. 7에 나타내었다. 세조성 모두 인장시험온도에 관계없이 400℃에서 등온열처리한 경우가 510℃에서 등온열처리한 경우보다 높은 연성을 보였으나 전반적으로 10%이하의 낮은 연성을 나타내었다. Al-8wt.%Ti합금은 등온열처리전 시편을 400℃에서 인장시험한 경우가 10%로 가장 높은 연성을 보였고, 400℃에서 1000시간 열처리한 후에는 5%로 감소되었다. Zr을 첨가한 Al-8wt.%(3Ti+1Zr)과 Al-8wt.%(1Ti+1Zr)합금은 400℃에서 열처리하여 상온인장시험한 경우가 6-7%정도로 가장 높은 연성을 보였다.

Fig. 7의 결과와 같이 연성은 인장시험과 등온열처리 온도가 낮을수록 높은 값을 나타내었으며 Zr첨가는 연성에 별다른 영향을 미치지 못하였다. 이 결과는 Al-8wt.%Ti합금의 상온, 400℃ 및 510℃에서 100시간 열처리하고 각각의 온도에서 인장시험한 시편의 파면 SEM사진(Fig. 8)에서 볼 수 있듯이 고온

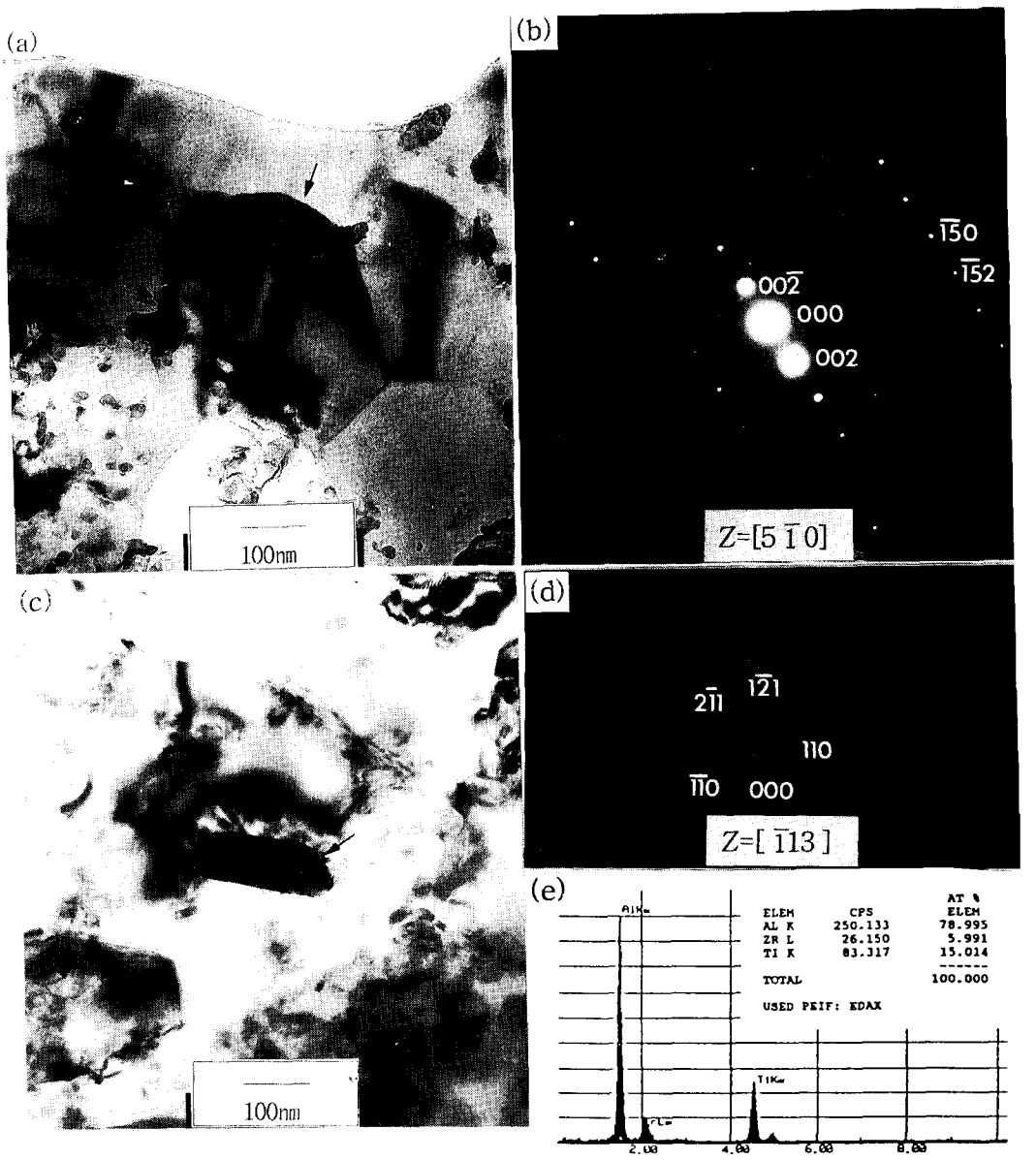


Fig. 3. TEM micrographs, SAD patterns and EDS spectrums of (a)(b) Al_3Ti in Al-8wt.%Ti (c)(d)(e) $Al_3(Zr+Ti)$ in Al-8wt.%(1Ti+1Zr) specimens.

으로 갈수록 결정립간의 계면분리로[3] 인한 입계파괴가 지배적으로 일어나기 때문에 고온변형시 crack의 생성위치로 작용하는 것으로 알려져있는[14] 입계의 분산입자로 인해 고온에서 보다 낮은 연성을 보인 것으로 생각된다. 따라서 Zr첨가에 의한 분산입자의 조대화억제 효과는 합금의 연성향상에 영향을 미치지 못한 것으로 생각된다.

고온변형거동

분산강화형합금에서 금속간화합물, 산화물 및 탄화물 등의 분산상들은 고온에서 열적으로 안정하여 고온변형시 전위 이동을 효과적으로 억제하므로 고온변형거동에 미치는 영향을 조사하는 것은 이 합금의 고온 응용에 중요한 평가가 될 수있다. 따라서 앞선 고온 인장결과와 속도변화시험을 이용하여 이 합금의

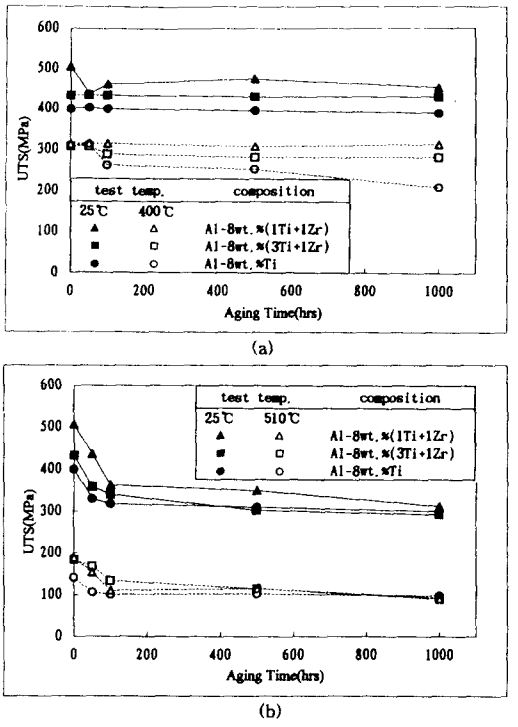


Fig. 4. Effect of isothermal aging time on the Ultimate Tensile Strength of Al-Ti and Al-Ti-Zr alloys isothermal aged and tensile tested at (a) 400℃ (b) 510℃.

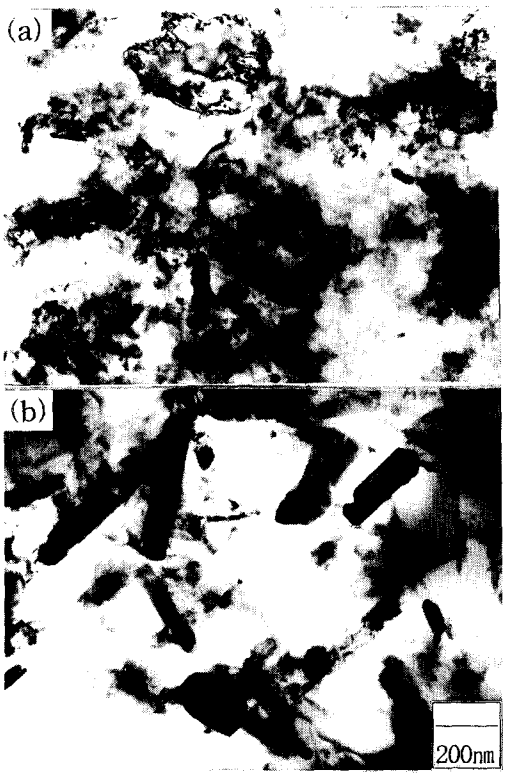


Fig. 5. TEM micrographs of mechanically alloyed Al-8wt.%(1Ti+1Zr) after isothermal aging for 100hrs; (a) 400℃ (b) 510℃.

고온 변형 활성화 에너지를 구하고 기지 조직인 Al의 자기확산에 필요한 활성화 에너지값과 비교하여 이 합금의 고온 변형거동을 고찰하였다.

300℃와 400℃ 및 510℃에서, 변형속도를 5×10^{-4}, 10^{-3}, 5×10^{-3}(cross head speed 0.6, 1.2, 6mm/min)로 변화시키며 측정한 변형강도를 식(1)에 대입하여 응력지수를 계산한 결과를 Table. 2.에 나타내었다. 일정변형 및 일정온도하에서 변형강도(σ)과 변형속도(ε)는 다음과 같은 관계를 따른다[15].

$$\sigma = C(\dot{\varepsilon})^{\frac{1}{n}}|_{\varepsilon,T} \quad \text{---------- (1)}$$

$$= n\left(\frac{dln\dot{\varepsilon}}{dln\sigma}\right)_{\varepsilon,T} = \frac{\sigma}{\dot{\varepsilon}}\left(\frac{d\dot{\varepsilon}}{d\sigma}\right)_{\varepsilon,T} = \frac{\Delta log\dot{\varepsilon}}{\Delta log\sigma}$$

$$= \frac{log\dot{\varepsilon}_2 - log\dot{\varepsilon}_1}{log\sigma_2 - log\sigma_1} \quad \text{---------- (2)}$$

n : 응력지수
C : 상수

$\dot{\varepsilon}_1$, ε_2 : 변형속도($\dot{\varepsilon}_2 > \varepsilon_1$)
σ_1, σ_2 : 변형속도가 $\dot{\varepsilon}_1$, ε_2 일때의 각각의 변형강도 ($\sigma_2 > \sigma_1$)

온도가 300℃, 400℃와 510℃로 증가할수록 Al-8wt.%Ti합금의 응력지수 n값은 24.2, 24.0, 15.2, Al-8wt.(3Ti+1Zr)은 35.8, 21.4, 13.6, Al-8wt.%(1Ti+1Zr)은 33.6, 21.2, 16.1로 세가지 조성 모두 온도가 증가할수록 점차로 감소함을 알 수 있다. 이는 일반적으로 고온으로 갈수록 분산입자가 전위슬립을 방해하는 억제력이 약해져서 변형속도와 변형강도에

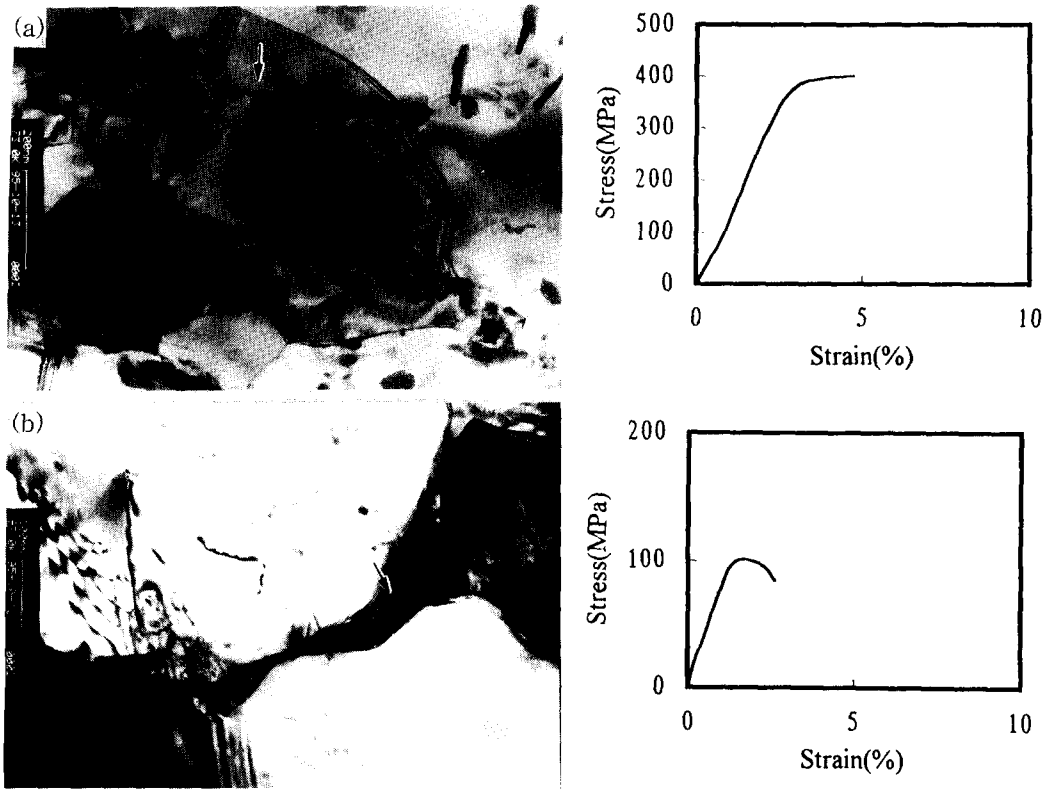


Fig. 6. TEM micrographs and σ-ε curves of the as-hot-extruded Al-8wt.%Ti specimen tensile tested at (a) 25℃ (b) 510℃.

Table. 2. Stress exponent with the various compositions and test temperatures.

	Test Temperature	Stress exponent
Al-8wt%Ti	300℃	24.2
	400℃	24.0
	510℃	15.2
Al-8wt%(3Ti+Zr)	300℃	35.8
	400℃	21.4
	510℃	13.6
Al-8wt%(Ti+Zr)	300℃	33.6
	400℃	21.2
	510℃	16.1

따른 변형속도민감계수m($=\frac{1}{n}$)이 증가하기 때문인 것으로 알려져있다[15].

Fig. 9에 변형속도, Al의 자기확산계수와 변형응력값을 그 온도에서 측정된 탄성계수값으로 나누어준 $\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{D}\right)$와 $\left(\frac{\sigma}{E}\right)$의 관계를 나타내었다. D값은 300℃~510℃ 온도범위에서 각 온도에서의 Al의 확산계수를 대입하였다. 온도에 따른 양대수관계의 기울기가 앞의 식(2)에서 계산된 Table. 1의 값과 거의 같음을 볼 수 있다. 그러므로 $\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{D}\right)$와 $\left(\frac{\sigma}{E}\right)$는 다음 식(3)과 같이 표현될 수 있다.

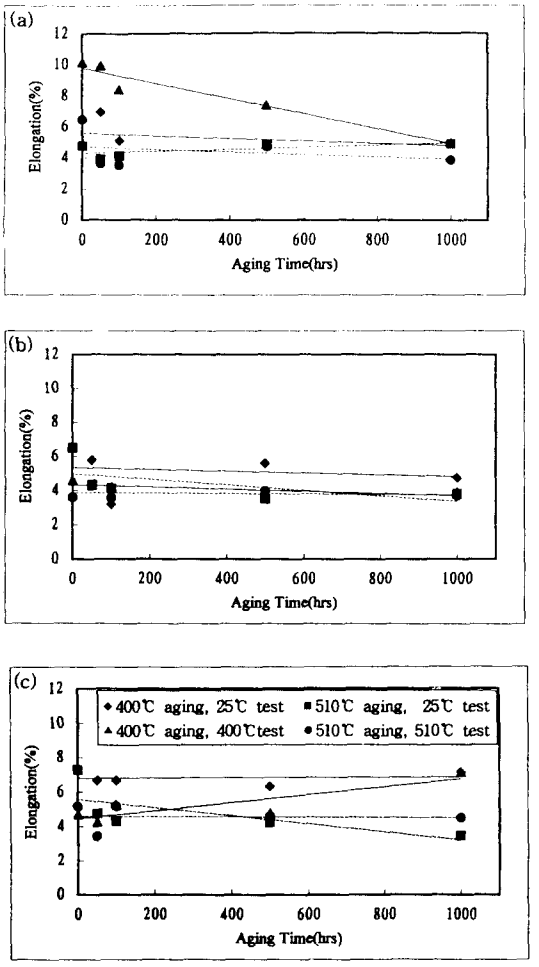


Fig. 7. Elongation of (a) Al-8wt.%Ti (b) Al-8wt.%(3Ti+1Zr) (c)Al-8wt.%(1Ti+1Zr) specimens.

$$\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{D}\right)=K\left(\frac{\sigma}{P}\right)^{n} \text{ 혹은 } \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{D}\right)$$

$$=A\,\mathbf{exp}\left(\frac{-Q}{RT}\right)\cdot\left(\frac{\dot{\sigma}}{\varepsilon}\right)^{n} \quad \text{———} \quad (3)$$

K, A : 내부조직에 관계된 재료상수
R : 기체상수 (8.314 J/mol · K)

따라서 식(3)에서, 일정한 변형률과 일정온도구간에서 $\log\left(\frac{\sigma}{E}\right)$와 $\frac{1}{T}$의 그래프는 직선관계를 가진다(Fig. 10) 이의 기울기로부터 소성변형을 위한 활성화 에너지는 다음 식 (4)로 계산된다.

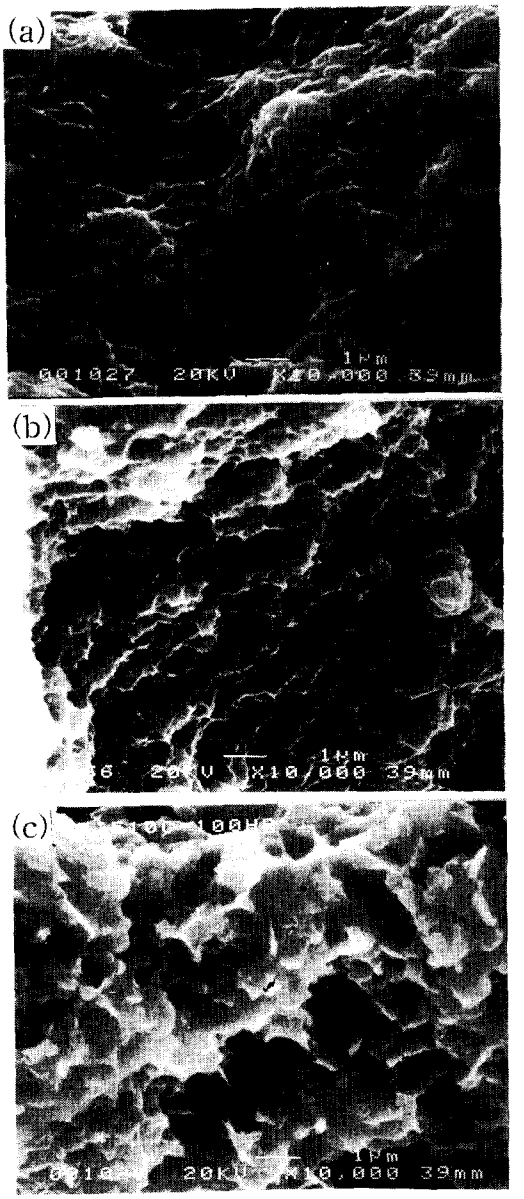


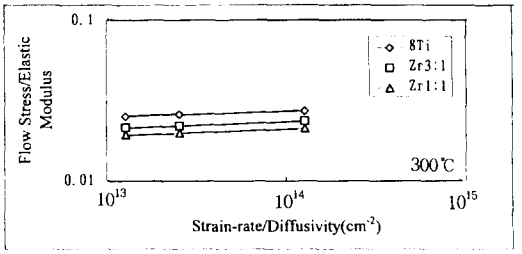
Fig. 8. Fracture surfaces of the 100hrs-aged Al-8wt.%Ti specimen tensile tested at (a) 25℃ (b) 400℃ (c) 510℃.

$$Q=2.303\cdot n\cdot R\cdot\frac{d\log\frac{\sigma}{E}}{d\left(\frac{1}{T}\right)} \quad \text{———} \quad (4)$$

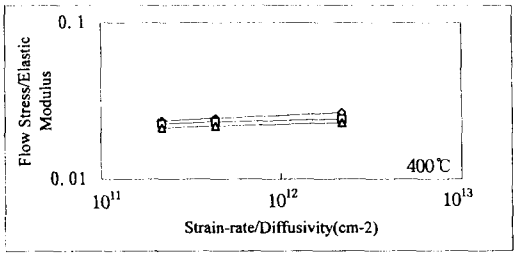
위 식으로부터 계산된 활성화에너지 Q값과 순수한 Al의 자기확산을 위한 활성화에너지와의 비를 Table. 3에 나타내었다. 573~783K에서 각각의 합금에 대하여 활성화에너지는

Table. 3. Activation energy and Elastic moudulus with the various compositions and temperature ranges.

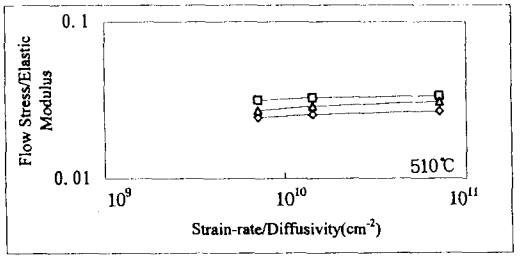
Temp.(K) / Composition	573~783	
	Q(KJ/mol)	Q/Q_{Al}(142KJ/mol)
Al-8wt.%Ti	213.3	1.50
Al-8wt.%(3Ti+1Zr)	217.2	1.53
Al-8wt.%(1Ti+1Zr)	253.9	1.79



(a)



(b)



(c)

Fig. 9. $\frac{\sigma}{E}$ *vs* $\frac{\dot{\varepsilon}}{D}$ relationship at various temperatures; (a) 300℃ (b) 400℃ (c) 510℃

213.3, 217.2, 253.9 KJ/mol로 순수한 Al의 자기확산을 위한 활성화에너지(142 KJ/mol)[16]에 비해 1.5, 1.53, 1.79배의 값을 보였으며 Zr첨가량이 많을수록 활성화에너지가 높은 값을 나타내었다. YANEY[17] 등에 의하면 Al-Fe-Ce합금은 523~573K의 온도구간에서 Al의 자기확산 활성화에너지의 1.4배 값을 나타내고, 723~773K에서는 약 3.6배의 값을 갖는다고 보고하였다. 즉, 523~573K에서는 주로 Orowan기구에 의해 변형이 지배되기 때문에 Al의 자기확산 활성화에너지와 비슷한 값을 보이며, 723~773K에서 3.6배의 높은 활성화에너지값은 기지상이외에도 석출입자 자체의 변형이 일어났기 때문이라고 제시하였다. 그러나 Al-Ti-Zr합금에서는 Al의 자기확산 활성화 에너지의 2배 이하의 비슷한 값을 보이며, 또한 Al-Fe-Ce합금에서 생성되는 $Al_{13}Fe_4$나 $Al_{10}Fe_2Ce$의 금속간화합물($T_m \approx 1200$℃)보다 높은 용융점을 갖는 Al_3Ti($T_m \approx 1400$℃)등의 금속간화합물이 변형되는 것은 상대적으로 어려울 것으로 생각된다. 따라서 본 시편의 경우 573~783K의 온도구간에서 Orowan기구가 주요 변형기구로 작용한 것으로 판단된다. 또한 Zr의 첨가량이 증가함에 따라 보다 높은 활성화에너지값을 나타내는 것은 삼원계 $Al_3(Ti+Zr)$분산상이 더 미세하게 분포

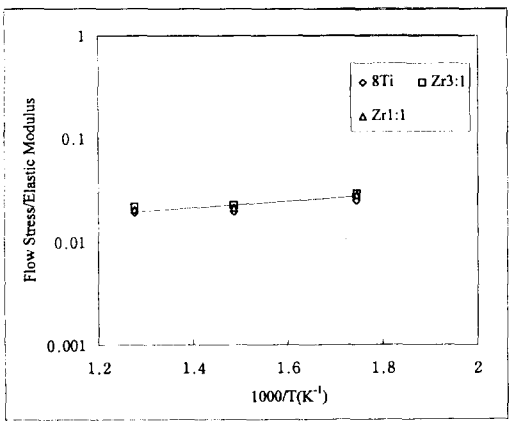


Fig. 10. $log(\frac{\sigma}{E})$ vs. 1/T at a fixed strain-rate(5×10^{-4}).

되어 전위이동을 효과적으로 억제한 결과로 생각된다.

4. 결 론

1) 기계적합금화와 열간압출로 제조된 Al-Ti-Zr합금은 Zr첨가량이 많을수록 상온 및 400℃, 510℃ 인장시험에서 보다 높은 인장강도를 보였다. 400℃ 등온열처리한 경우에도 Zr첨가로 인한 $Al_3(Ti-Zr)$ 3원계 금속간화합물의 조대화가 억제되어 Zr첨가량이 많아짐에 따라 높은 강도를 유지한 것으로 생각된다. 그러나 510℃에서는 500시간 등온열처리 이후에 Zr첨가량에 관계없이 모두 약 100MPa의 고온강도를 나타내었는데 이는 분산입자의 급격한 조대화 때문에 Zr첨가에 의한 분산강화효과가 나타나지 못했기 때문으로 생각된다.

2) 연성은 인장시험과 등온열처리 온도가 높을수록 낮은 값을 보였으며 전반적으로 10% 이하의 낮은 연성을 나타내었다. 인장시험 온도가 높을수록 입계파괴가 지배적으로 발생하고, 등온열처리 온도가 높을수록 입계의 분산입자가 급격히 조대화되기 때문에 결정립간의 계면분리가 쉽게 일어나 더 낮은 연성을 보인 것으로 생각된다.

3) 573~783K에서의 활성화에너지값은 순수한 Al의 자기확산을 위한 활성화에너지(142 KJ/mol)의 약 1.5~1.8배 값을 보였다 이는 573~783K의 온도구간에서 본 시험합금의 경우에는 Orowan기구가 주요 변형기구로 작용한 것으로 판단된다. 또한 Zr의 첨가량이 증가함에 따라 보다 높은 활성화에너지값을 나타낸 것은 $Al_3(Ti+Zr)$분산상이 미세하게 분포되어 전위이동을 더 효과적으로 억제하였기 때문으로 생각된다.

참 고 문 헌

1. J.A. Hawk, P.K. Mirchandani, R.C. Benn and H.G.F. Wilsdorf "Dispersion Strengthening Aluminum Alloys" edited by Y-W. Kim and W.M. Griffith (1988) 573
2. V.R. Para meswaran, J.R. Weertman and M.E. Fine, Scripta METAL. Vol. 23, 147-150
3. J.D. EMBURY, Metall. Trans. 16A (1985) 2191
4. William E. Frazier and James J. Thompson, "Modern development in P/M", Vol 21, (1989)
5. H.M. Lee, J. Lee, Z-H. Lee, Scripta Metall., 25 (1991) 517
6. T. Marumo, S. Fusikawa, and K-I. Hirano, J. Japan Inst. Light Metalls, 23 (1973) 17
7. 김준기, 김선진, "기계적합금화한 Al-8wt.%(Ti+Zr) 합금의 열적안정성에 미치는 Ti : Zr첨가비의 영향", 한국재료학회지 제 5 권 제 8호 (1995.12)
8. J.S. Benjamin, Materials Science Forum Vols. 88-90 (1992) 1-18
9. J.-H. Ahn, H.S. Chug(a), R. Watanabe and Y.H. Park(b), Materials Science Forum Vols. 88-90 (1992) 347-354
10. Y. Chen, R.Le Hazif and G. Martin, Materials Science Forum Vols. 88-90(1992) 35-42
11. S. Tsunekawa and M.E. Fine, Scripta Metall., 16 (1982) 391
12. M.S. Zedalis and M.E. Fine, Metall. Trans. A, 17 (1986) 2187
13. K. MATSUURA, Acta Met., Vol. 29, (1981) 643-650
14. R. Mignogna, R.D'Antonia, C.Maciag and K. Mukherjee, Met. Trans., Vol.1 (1970) 1771
15. R.F. Singer, W.C. Oliver and W.D.Nix,Met. Trans. A,11A, (1980) 1895
16. H.J. Frost and M.F. Ashby, Deformation Mechanism Maps (New York, NY : Pergamon Press, 1982) 20-59
17. D.L. Yaney and W.D. Nix, Metall. Trans. A, 18A (1987) 893