

기계적합금화한 Al-8wt.%(Ti+Zr)합금의 열적안정성에 미치는 Ti : Zr첨가비의 영향

김 준 기 · 김 선 진
한양대학교 재료공학과

The Effect of Ti to Zr Addition Ratio on the Thermal Stability of Mechanically Alloyed Al-8wt.%(Ti+Zr) Alloy

Jun-Ki Kim and Seon-Jin Kim
Dept. of Materials Engineering, Hanyang University, Seoul

초 록 기계적합금화한 Al-8wt.%(Ti+Zr)합금의 열적안정성에 미치는 Zr첨가의 영향에 대하여 조사하였다. Ti에 대한 Zr의 첨가비가 증가함에 따라 고온에서 장시간 노출에 따른 합금의 경도감소가 저하되어 합금의 열적안정성이 향상된 결과를 나타내었는데 이는 TEM 관찰결과 분산입자의 조대화가 억제되었기 때문이었다. XRD, SAD 및 EDS 분석결과 이러한 분산입자들은 DO₂₂와 DO₂₃구조를 갖는 Al₃(Ti+Zr)삼원계 금속간화합물이었으며 특히 DO₂₃ Al₃(Ti+Zr)은 Zr의 첨가비가 증가함에 따라 보다 작은 Al기지와 격자간불일치도를 갖는 방향으로 격자상수가 변화하여 합금의 열적안정성 향상에 주된 기여를 한 것으로 생각된다.

Abstract The effect of Zr content on the thermal stability of mechanically alloyed Al-8wt.%(Ti+Zr) alloys was investigated. As the Zr to Ti addition ratio increased the decrease of hardness due to the long time exposure at high temperature reduced so that the thermal stability of the alloy was improved. From the TEM work it was found that the coarsening of precipitates was responsible for the decrease of hardness and the coarsening of precipitates could be suppressed by the addition of Zr. XRD, SAD and EDS analyses confirmed that these precipitates were consisted of DO₂₂ and DO₂₃ type Al₃(Ti+Zr) ternary intermetallic compounds. Especially for the DO₂₃ Al₃(Ti+Zr), the lattice parameter changed toward the smaller lattice mismatch between the precipitate and Al matrix as the Zr content increased. Therefore, it was considered that the improvement of thermal stability of Al-8wt.%(Ti+Zr) alloys was due to the formation of the ternary Al₃(Ti+Zr) intermetallic compounds.

1. 서 론

기계적합금화 방법으로 제조되는 Al-Ti합금은 항공기의 일부 구조재료로 사용되는 고가의 Ti합금을 대체할 수 있는 후보재료로서 Al₄C₃, Al₂O₃ 및 금속간화합물인 Al₃Ti 등의 미세한 분산상과 이들에 의해 성장이 억제된 미세한 Al 결정립에 의해 고온에서도 우수한 열적안정성을 나타내는 것으로 알려져 있다¹⁻³⁾. 특히 Al₃Ti 금속간화합물은 Al합금의 강도와 stiffness 및 400°C 이상의 고온에서 합금의 toughness를 향상시키는 효과적인 분산입자로 보고되고 있다^{1, 4)}. 그러나 Al-Ti합금이 400°C

이상의 고온에서 장시간 노출될 경우에는 분산입자의 조대화로 인해 재료의 강도가 급격히 저하되는 문제점이 있으므로 보다 향상된 열적안정성을 갖도록 개선될 필요성이 요구되고 있다.

Submicron크기의 미세조직을 갖는 분산강화형 합금에서, 분산입자는 Orowan효과의 직접분산강화와 결정립성장 억제에 따른 Hall-Petch 효과의 간접분산강화기구로 작용하므로⁵⁾ 합금의 열적안정성을 향상시키기 위해서는 고온에서 이러한 분산입자의 조대화가 억제되어야 한다. 분산입자의 조대화에 대한 LSW이론에 의하면^{6, 7)} 느린 확산계수와 작은 고용한도를

가지면서 기지상과의 계면에너지가 최소인 분산입자, 즉 기지상과의 격자간불일치도가 최소가 되는 격자상수를 갖는 분산입자를 형성하는 합금원소를 첨가함으로써 분산강화입자의 조대화를 최소한으로 억제할 수 있을 것으로 알려져 있다. 따라서 Al-Ti합금내에 생성되는 Al_3Ti 금속간화합물과 Al과의 격자간불일치도를 최소화시키는 합금원소를 첨가함으로써 합금의 열적안정성을 향상시킬 수 있을 것으로 생각되어가지고 있다.

이러한 목적으로 제안된 첨가원소중의 하나인 Zr은 Al에 대하여 Ti보다도 작은 고용도와 느린 확산계수를 가지며, DO_{22} 형 Al_3Ti 과 비슷한 결정구조를 갖는 DO_{23} 형 Al_3Zr 금속간화합물을 형성하는 것으로 알려져 있다⁸⁾. Fine 등의 Al-2at.%(Ti+Zr)아크용융시편에 대한 X-선회절시험에 의하면⁹⁾ Ti와 Zr은 각각 DO_{22} 형과 DO_{23} 형의 Al_3X 금속간화합물을 형성하지만 상호고용되어 삼원계 금속간화합물을 형성하는 것으로 알려져 있다. 이러한 $Al_3(Ti+Zr)$ 삼원계 금속간화합물은 Zr의 원자비가 증가할수록 Al기지와의 격자간 불일치도가 감소하도록 격자상수가 변화하는데 Ti:Zr의 원자비가 3:1이 되는 조성에서 DO_{22} 에서 DO_{23} 결정구조로의 상전이기가 일어나는 것으로 보고되어 있다⁹⁾. 이에 따라 Al-Ti합금에 Zr을 첨가하면 Al기지와의 격자간불일치도가 감소된 삼원계 금속간화합물이 생성되어 이들 분산입자의 조대화가 억제됨으로써 합금의 열적안정성이 향상될 것으로 생각되어진다. 따라서 본 연구에서는 Ti:Zr의 첨가비를 변화시킨 Al-8wt.%(Ti+Zr)합금을 기계적합금화 방법으로 제조하여 Ti:Zr의 원자비에 따른 이들 합금의 열적안정성에 대하여 조사하였다.

2. 실험 방법

Ti와 Zr의 전체첨가량을 8wt.%로 고정시킨 Al-8wt.%(Ti+Zr)조성에 대하여 Ti:Zr의 원자비를 1:0, 3:1, 1:1로 혼합한 원료분말을 기계적합금화하여 합금분말을 제조하였다. 자체제작한 attritor에 3/16inch 스테인레스강 볼을 사용하여 볼:분말의 장입비를 65:1로 하고 가공조절제로서 스테아린산을 2wt.%첨가하여 300rpm의 회전속도로 기계적합금화를 하였다. 기계적합금화 시간을 달리한 분말의

미소경도와 X-선회절 시험을 통하여 기계적합금화 거동을 분석하였다. 열적안정성을 평가하기 위한 시편은 기계적합금화 정상상태의 분말을 진공열간압축방법으로 430°C에서 1시간 탈가스처리후 864MPa로 1시간동안 가압하여 제조하였으며 이들 시편을 430, 510°C에서 100시간까지 등온열처리하면서 Rockwell B scale로 경도변화를 측정하여 합금의 열적안정성을 평가하였다.

한편 각 시편의 열적안정성에 영향을 주는 것으로 알려진 합금내 분산입자의 상분석을 위해 550°C에서 450시간동안 등온열처리한 시편에서 전해추출한 추출잔유분과 표준 Si를 혼합하여 X-선회절시험을 하였으며 Choen방법으로¹⁰⁾ 금속간화합물의 격자상수를 계산하고 표준 Si의 격자상수로써 보정하였다. 전해추출에 사용된 전해액은 60g 8-hydroxyquinoline, 25g benzoic acid, 25ml chloroform, 200ml methanol이었으며 추출시의 전류밀도는 400mA/cm²로 유지하였다¹¹⁾. 합금의 미세조직관찰을 위한 TEM시편은 twin jet polisher를 사용하여 thin foil로 제작하였으며 사용된 전해액의 조성은 33ml nitric acid, 67ml methanol이고 -50°C에서 약 90mA의 전류를 가해주었다.

3. 결과 및 고찰

기계적합금화 및 성형

Fig. 1은 Al-8wt.%(Ti+Zr)혼합분말의 기계적합금화 시간에 대한 분말의 미소경도값의 변화를 나타낸 것으로 소량의 Zr첨가에 관계없이 약 16시간 이후부터 경도값이 포화되는 것을 볼 수 있다. 이는 최근에 발표된 Al-8wt.%(Ti+V)계의 경우와¹²⁾ 비슷한 거동으로서 Zr첨가량의 변화는 이들 분말의 기계적합금화 거동에 거의 영향을 주지 않은 것으로 판단되며 이러한 분말 미소경도값의 포화현상은 합금화가 완료되는 정상상태를 판단하는 기준중의 하나로 알려져 있다¹³⁻¹⁶⁾. Fig. 2-(a)와 (b)는 대표적으로 Ti:Zr의 원자비 3:1인 조성에 대하여 각각 초기 및 기계적합금화 16시간 분말의 X-선회절패턴이다. Fig. 2-(a)의 초기분말에서는 Ti와 Zr의 peak가 나타나는 반면에 기계적합금화한 분말인 Fig. 2-(b)에서는 이들 원소의 peak가 거의 소멸된 것을 볼 수 있다. 이는 기계적합금화가 진행되

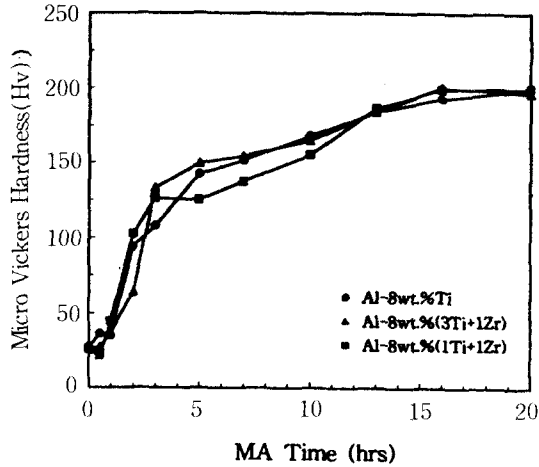


Fig. 1. The change of microhardness of Al-Ti and Al-Ti-Zr powders as a function of MA times.

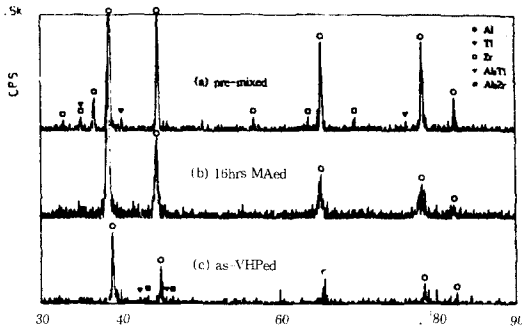


Fig. 2. XRD patterns for the Al-8wt.%(3Ti+1Zr) specimen after various treatment.

면서 Ti과 Zr입자가 점차 미세화되어 Al에 고용되기 때문으로 생각되며 따라서 이들 분말의 미소경도값의 포화화 X-선회절패턴에서의 peak의 소멸화로부터 기계적합금화 16시간 정도에서 정상상태에 도달한 것으로 판단된다.

기계적합금화 정상상태의 합금분말을 430°C에서 864MPa로 진공열간압축하여 제조한 성형체는 이론밀도의 99%이상의 충진률을 보였다. Fig. 2-(c)는 Ti; Zr의 첨가비 3 : 1인 조성에 대한 성형체의 X-선회절패턴으로 그림 2-(b)의 기계적합금화 정상상태의 분말에서는 관찰되지 않았던 Al₃X형의 금속간화합물상이 형성된 것을 볼 수 있다.

열적안정성과 미세조직

합금의 열적안정성을 평가하기 위한 430°C와 510°C에서의 등온열처리에 따른 경도값의 변화를 Fig. 3에 나타내었다. 등온열처리된 합

금의 경도는 Ti : Zr원자비 1 : 0, 3 : 1, 1 : 1에 대하여 각각 94, 91, 98 HRB로 Zr의 첨가비가 증가함에 따라 초기경도가 감소하는 경향을 보이지만 430°C에서의 장시간 노출에 따른 경도변화는 100시간 등온열처리후에 1 : 0의 경우 10HRB정도의 큰 감소를 보이는 반면에 3 : 1과 1 : 1은 각각 2, 0HRB로 경도 감소가 거의 없었다. 이러한 경향을 510°C 등온처리의 경우에서 보다 현저히 나타나고 있으며 10시간 이전에서 초기경도의 반전이 일어나 100시간 이후에는 1 : 0, 3 : 1, 1 : 1의 경도값이 각각 59, 68, 69 HRB로 Zr의 첨가비가 증가할수록 높은 경도값을 유지하는 것을 볼 수 있다. 이는 Zr의 함량이 증가할수록 합금의 열적안정성을 향상되는 것을 나타내는 결과로 특히 Zr을 첨가한 3 : 1, 1 : 1의 경우에 있어서는 Zr을 첨가하지 않은 1 : 0에 비해 열적안정성이 크게 향상되었음을 알 수 있다.

Fig. 4-(a), (b), (c)에서 A는 각각 Ti : Zr의 첨가비가 1 : 0, 3 : 1, 1 : 1인 합금의 등온열처리 전 시편에 대한 TEM 사진으로 세조성 모두 약 50nm크기로 분산입자를 갖는 sub-micron 미세조직임을 알 수 있다. 이러한 미세한 입자들은 510°C에서 100시간 등온열처리후에 Fig. 4-(a), (b), (c)의 B와 같이 수백 nm크기로 상당히 조대화된 것을 볼 수 있는데 이러한 고온에서의 장시간 노출에 따른 입자의 조대화는 합금의 강도를 저하시키는 주된 요인으로 알려져 있다. Fig. 4-(a), (b), (c)의 B에서 Ti : Zr의 비 1 : 0, 3 : 1, 1 : 1에

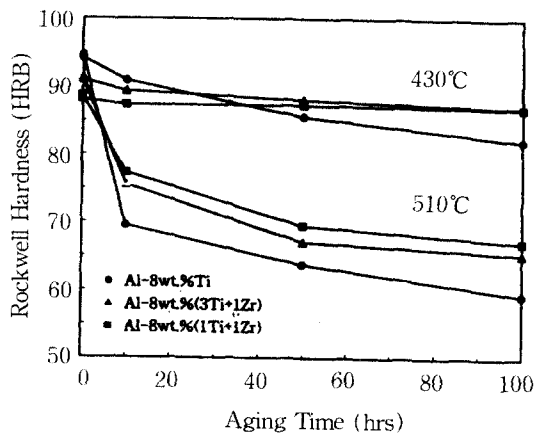
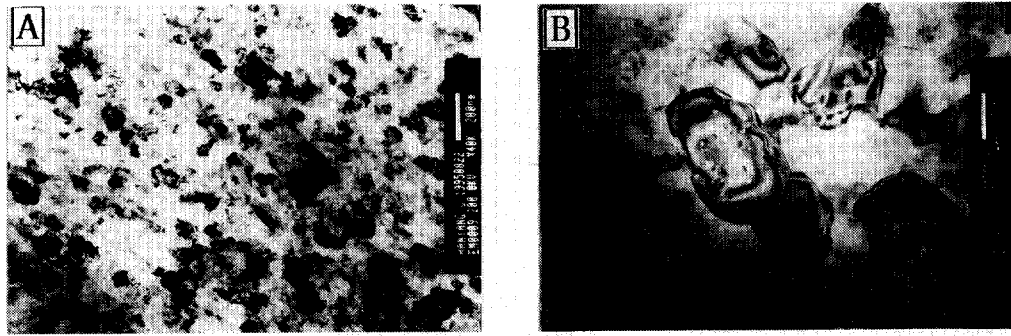
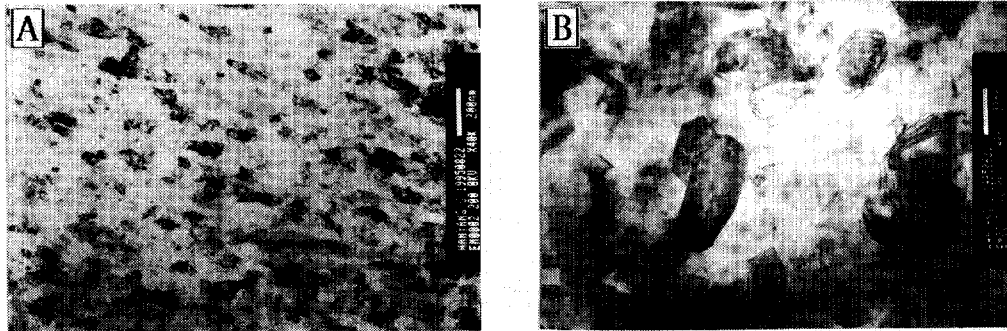


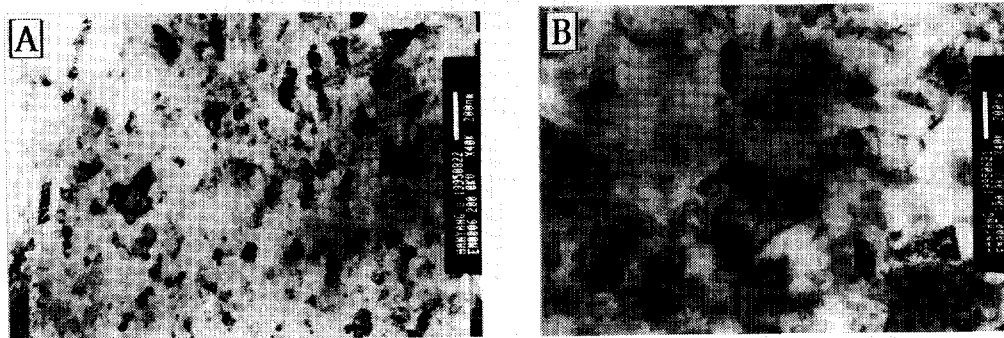
Fig. 3. Hardness variations of the specimens as a function of aging time at 430°C and 510°C.



(a) Al-8wt.%Ti



(b) Al-8wt.%(3Ti+1Zr)



(c) Al-8wt.%(1Ti+1Zr)

Fig. 4. TEM micrographs of the specimens (A) as-VHPed and (B) aged for 100hrs at 510°C.

대하여 입자의 크기는 약 300, 200, 150nm 정도로 Zr의 첨가비가 증가할수록 입자의 조대화가 억제되었는데 이러한 현상은 Zr이 첨가비가 증가할수록 합금의 경도감소가 둔화된 실험결과와 일치하는 것으로 Zr첨가에 따른 합금의 열적안정성 향상에 분산입자의 조대화가 Zr첨가에 의해 보다 억제된 결과임을 알

수 있다.

격자간불일치도

각 조성의 합금내에 생성된 금속간화합물 분산입자를 분석하기 위해 550°C에서 450시간동안 등온열처리한 성형체로부터 조대화된 석출물을 전해추출하여 측정된 X-선회절패턴을 Fig. 5에 나타내었다. 이들 회절패턴을 보

Table 1. Lattice Parameters of the Intermetallic Compounds and the Overall Lattice Mismatches Between Al Matrix and the Precipitates.

Specimen	type of intermetallic compound	a[Å]	c[Å]	overall lattice mismatch
Al-8wt.%Ti	DO ₂₂ Al ₃ Ti	3.8537	8.5839	5.22
Al-8wt.%(3Ti+1Zr)	DO ₂₂ Al ₃ Ti	3.8503	8.5843	5.28
	DO ₂₃ Al ₃ Ti	3.9272	16.8950	3.45
Al-8wt.%(1Ti+1Zr)	DO ₂₂ Al ₃ Ti	3.8581	8.5983	5.21
	DO ₂₃ Al ₃ Ti	3.9563	17.0436	3.27

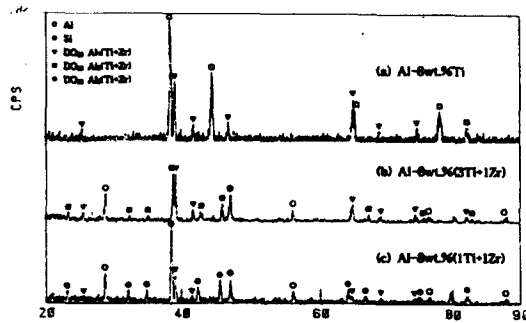


Fig. 5. XRD patterns of the specimens aged for 100hrs at 550°C.

면 제조성의 합금에는 모두 DO₂₂ Al₃Ti구조를 갖는 금속간화합물이 존재하며 Zr이 첨가된 경우에는 DO₂₃ Al₃Zr구조를 갖는 금속간화합물도 생성된 것을 알 수 있다. 이들 패턴으로부터 측정된 각 금속간화합물들의 격자상수와 이로부터 계산된 Al기지와의 격자간불일치도를 Table 1에 나타내었다. Ti : Zr의 원자비가 1 : 0, 3 : 1, 1 : 1로 Zr의 첨가비가 증가함에 따라 DO₂₃ Al₃Zr구조의 금속간화합물은 Al기지와의 격자간불일치도가 감소하는 방향으로 격자상수 변화를 보이고 있으나 DO₂₂ Al₃Ti 구조의 금속간화합물은 별다른 변화가 나타나지 않았다. 이는 아크용융한 Al-2at.%(Ti+Zr) 합금에 대한 Fine 등의⁹⁾ X-선 회절시험 결과와 일치하는 것으로 기계적합금화한 경우에도 기계적합금화시에 첨가되는 원소분말의 Ti : Zr원자비 3 : 1, 1 : 1과 일치되는 격자상수를 갖는 금속간화합물이 생성되었음을 확인할 수 있었다. Fig. 6은 이들 금속간화합물들에 대한 SAD 및 EDS 분석결과로 Zr첨가로

생성되는 DO₂₂ Al₃Ti 및 DO₂₃ Al₃Zr구조의 금속간화합물들은 각각 Ti-rich, Zr-rich인 삼원계의 Al₃(Ti+Zr)금속간화합물임을 알 수 있다. Table 1에서와 같이 Zr의 첨가비가 증가함에 따라 생성되는 금속간화합물들의 Al기지와의 격자간불일치도가 감소한다는 것은 석출물과 Al기지의 계면에너지가 감소됨을 나타내는 것으로 분산입자의 조대화에 관한 LSW이론에 의하면 Zr의 첨가비가 증가할수록 생성되는 분산입자의 조대화가 보다 억제될 수 있음을 의미한다. 이는 고온에서의 등온열처리에 따른 입자의 조대화가 Zr첨가에 의해 억제되어 합금의 열적안정성이 향상되었던 앞의 실험결과와 일치하는 것으로 Al-8wt.%(Ti+Zr)합금에서 Zr의 첨가비가 증가함에 따라 합금의 열적안정성이 향상되는 것은 주로 Al기지와 보다 작은 격자간불일치도를 갖는 DO₂₃ Al₃(Ti+Zr)삼원계 금속간화합물의 형성에 기인한 것으로 생각할 수 있다.

DO₂₂ Al₃(Ti+Zr)분산입자

DO₂₃ Al₃(Ti+Zr)에 비해 큰 Al기지와의 격자간불일치도를 갖는 DO₂₂ Al₃(Ti+Zr)석출물은 Fine 등이⁹⁾ 아크용융한 합금에서 Zr의 첨가비가 증가함에 따라 Ti : Zr의 원자비 3 : 1 정도의 조성에서 DO₂₃ Al₃(Ti+Zr)으로 천이 가 일어나는 것으로 보고하였으나 기계적합금화에 의한 본 합금의 경우에는 Fig. 5에서 알 수 있듯이 조성변화에 따른 DO₂₂ Al₃(Ti+Zr)과 DO₂₃ Al₃(Ti+Zr)의 상대적인 회절강도의 변화로부터 Zr의 첨가비가 증가할수록 DO₂₂ Al₃(Ti+Zr)의 생성량은 감소하지만 Ti : Zr의 첨가비가 1 : 1인 조성에서도 상당량이 존재

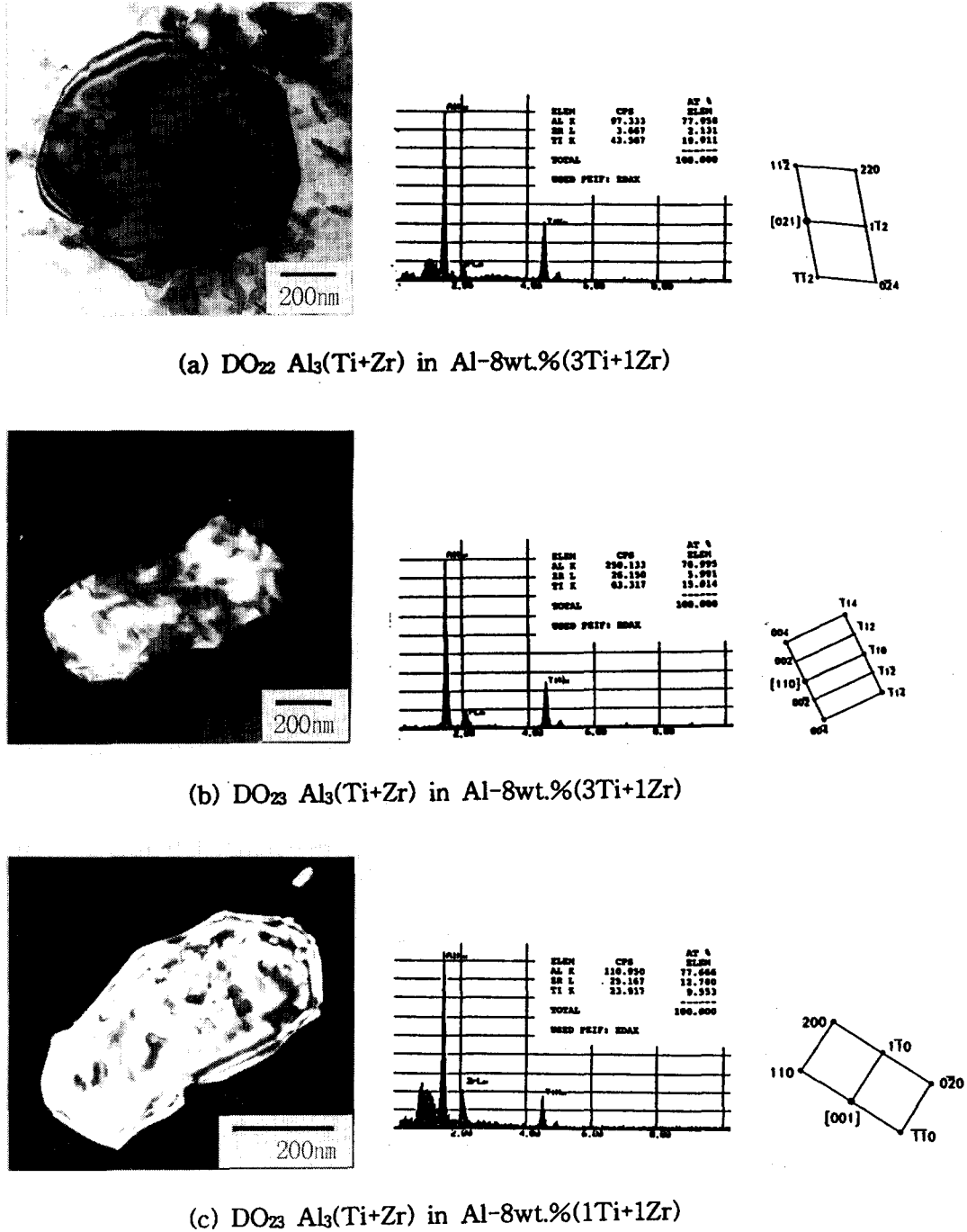


Fig. 6. STEM analyses of the intermetallic compounds.

하고 있는 것을 알 수 있다. 이는 기계적합금화 방법이 아크용융과 같은 주조방법에 비해 불균일한 공정인 것에 기인하여 균일한 합금화가 이루어지지 않은 Ti 입자들에 의해 Ti-rich 상인 $DO_{22} Al_3(Ti+Zr)$ 이 생성되었기 때

문인 것으로 생각된다. 이러한 $DO_{23} Al_3(Ti+Zr)$ 은 비교적 큰 Al기지와 격자간불일치도를 갖기 때문에 $DO_{23} Al_3(Ti+Zr)$ 에 비해 입자의 조대화가 클 것으로 생각할 수 있다. 그러나 Fig. 4와 같은 미세조직 관찰결과 Ti : Zr

의 원자비 3 : 1, 1 : 1인 합금내에서 주위의 입자들에 비해 크게 조대화된 입자는 발견할 수 없었으며 따라서 동일 조성의 합금에서는 $DO_{22} Al_3(Ti+Zr)$ 과 $DO_{23} Al_3(Ti+Zr)$ 입자가 비슷한 조대화속도를 갖는 것으로 판단된다. 이와 같이 $DO_{22} Al_3(Ti+Zr)$ 의 조대화가 Zr의 첨가비에 의존하는 반면에 Table 1에서와 같이 Zr첨가에 따른 Al과의 격자간불일치도의 변화가 거의 없는 것은 격자간불일치도 이외의 다른 요인도 $DO_{22} Al_3(Ti+Zr)$ 의 조대화 영향을 주기 때문으로 생각할 수 있다. 이러한 요인으로는 LSW이론으로부터 Al내의 Zr의 확산계수와 고용도를 고려해 볼 수 있다. Hawk 등¹⁷⁾에 의하면 Zr의 확산계수와 고용도의 곱인 DO_0 값은 $482^\circ C$ 에서 1.9×10^5 으로 Ti의 1.1×10^6 에 비해 작은 값을 갖는 것으로 보고되어 있다. 따라서 $DO_{22} Al_3(Ti+Zr)$ 의 조대화는 격자간불일치도 이외에 확산계수와 고용도에 의해서도 영향을 받는 것으로 생각할 수 있으며 Ti : Zr의 첨가비 3 : 1과 1 : 1인 합금내에 존재하는 $DO_{22} Al_3(Ti+Zr)$ 도 그 조대화를 고려할 때 합금의 열적안정성을 어느정도 향상시키는 요인으로 작용하는 것으로 판단된다.

합금의 초기경도와 열적안정성

Al-8wt.%(Ti+Zr)합금에서 Zr의 첨가는 Al기지과 작은 격자간불일치도를 갖는 $DO_{23} Al_3(Ti+Zr)$ 을 생성함으로써 분산입자의 조대화를 억제하여 합금의 열적안정성을 향상시킨 것으로 생각되어지나 그림 3에서와 같이 합금의 초기경도는 Zr의 첨가로 인해 오히려 감소되는 것을 볼 수 있다. 이러한 낮은 초기경도는 $430^\circ C$ 와 $510^\circ C$ 에서의 등온열처리에 따라 경도값의 반전이 일어나는 것을 볼 수 있으며 특히 $510^\circ C$ 에서는 등온열처리 10시간 이전에서 경도가 반전되어 열적안정성이 높은 조성일수록 높은 경도를 유지하고 있다. 또한 $430^\circ C$ 에서는 가장 낮은 열적안정성을 갖는 Ti : Zr의 첨가비 1 : 0인 조성이 등온열처리 30시간 근처에서 가장 낮은 경도값을 갖는 것으로 반전되었으며 3 : 1과 1 : 1의 경우는 100시간에서 반전이 시작되는 것을 볼 수 있다. 합금의 낮은 초기강도는 열적안정성 향상 효과를 감소시키는 요인으로 향상된 열적안정성에도 불구하고 초기의 강도차이에 의해 낮

은 강도를 유지하는 경우를 보일 수 있으므로 이에 대한 고찰이 필요하다. 이에 대하여 분산강화형 재료의 기지 자체의 강도에 대한 Wilsdorf의¹⁸⁾ 관계식으로 고려해 보면 다음과 같다.

$$\tau_M = 2C_a D G f \gamma_{P1}$$

$$\tau_M = \text{matrix mean stress}$$

$$C_a = \text{입자형태에 의존하는 accommodation factor}$$

$$D = \text{matrix와 입자의 탄성계수에 의한 함수}$$

$$G = \text{modulus of rigidity}$$

$$f = \text{입자의 부피비}$$

$$\gamma_{P1} = \text{소성전단변형}$$

Zr의 첨가로 생성되는 $DO_{23} Al_3(Ti+Zr)$ 은 $DO_{22} Al_3(Ti+Zr)$ 과 비슷한 형태와 크기를 가지며 $DO_{23} Al_3Zr$ 의 탄성계수(Young's modulus)는 $2.018 \times 10^2 GPa$ 로¹⁹⁾ $DO_{22} Al_3Ti$ 의 $2.157 \times 10^2 GPa$ 과¹⁹⁾ 큰 차이가 없다. 또한 두 금속간화합물의 변형에 있어서 이들간의 결정학적 차이에 의해 $DO_{23} Al_3Zr$ 는 slip이 주된 변형기구가 되는 반면에 $DO_{22} Al_3Ti$ 은 쌍정이 주된 변형기구가 되는 것으로 알려져 있지만²⁰⁾ 이러한 인자들은 상대적으로 저강도를 갖는 Al을 기지상으로 하는 본 합금에 대해서는 큰 차이를 나타내지 않을 것으로 생각된다. 따라서 $DO_{22} Al_3(Ti+Zr)$ 과 $DO_{23} Al_3(Ti+Zr)$ 의 특성차이를 무시한다면 합금의 초기경도에 가장 큰 영향을 미치는 요인은 이들 입자의 부피비 차이가 될 것이다. Zr은 Ti에 비해 큰 원자량을 갖는 원소이므로 동일 wt.%의 합금원소를 첨가한 본 합금의 경우 Zr을 첨가한 조성에 대해 $DO_{23} Al_3(Ti+Zr)$ 만이 생성된다고 가정하고 계산하면 Ti : Zr의 원자비 1 : 0, 3 : 1, 1 : 1인 조성에 대하여 생성되는 금속간화합물의 부피비는 각각 18, 15, 13vol.%로 상당한 차이를 보이는데 이러한 분산입자의 부피비 차이에 의해 Zr의 첨가비가 증가할수록 합금이 낮은 초기경도값을 갖는 것으로 생각된다.

4. 결 론

1) Al-8wt.%(Ti+Zr) 조성으로 Ti : Zr 1 : 0, 3 : 1, 1 : 1에 대한 분말의 기계적합금화는

Zr의 첨가비에 무관하게 16시간 정도에서 정상상태에 이르는 거동을 나타내었다.

2)성형체를 430°C와 510°C에서 100시간까지 등은열처리할 때론 정도값의 감소는 Zr의 첨가비가 증가할수록 둔회되어 합금의 열적안정성이 향상되었으며 이는 Zr의 첨가비가 증가할수록 금속간화합물 분산입자의 조대화가 억제되었기 때문으로 생각된다.

3)합금내에는 각각 DO₂₂ Al₃Ti구조와 DO₂₃ Al₃Zr구조를 갖는 두종류의 Al₃(Ti+Zr)삼원계 금속간화합물이 생성되었으며 특히 DO₂₃ Al₃(Ti+Zr)은 Zr의 첨가비가 증가할수록 Al기지와 격자간불일치도가 감소하도록 격자상수가 변화하여 분산입자의 조대화를 보다 억제함으로써 합금의 열적안정성 향상에 기여한 것으로 생각된다.

4)DO₂₃ Al₃(Ti+Zr)에 비해 격자상수의 변화가 거의 없고 비교적 큰 Al과의 격자간불일치도를 갖는 DO₂₂ Al₃(Ti+Zr)은 기계적합금화의 경우 Ti : Zr의 원자비가 1 : 1인 조성까지 존재하면서 DO₂₃ Al₃(Ti+Zr)과 비슷한 조대화 경향을 보였는데 이는 Zr의 Al내에서의 확산계수와 고용도가 Ti에 비해 작기 때문에 조대화가 억제된 것으로 생각되며 합금의 열적안정성 향상에 어느정도 기여하는 것으로 판단된다.

5)Zr첨가비의 증가는 합금의 초기경도를 저하시키는 현상을 보였는데 이는 Ti에 비해 무거운 원자량은 갖는 Zr을 첨가하였기 때문에 생성되는 금속간화합물의 부피비가 상대적으로 감소한 결과로 생각된다.

감사의 글

본 연구는 1994년도 한국과학재단 특정기초연구지원(KOSEF 92-2300-04)에 의하여 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참고 문헌

1. W.E. Frazier and M.J. Koczak, in "Dispersion Strengthened Aluminum Alloys", eds. Y.W. Kim and W.M. Griffith, TMS, p.573 (1988)
2. J.A. Hawk, K.R. Kimura and H.G.F. Wilsdorf, Scripta Met., 23, 119(1989)
3. P.K. Mirchandani, R.C. Benn and K.A. Heck, in "Light-Weight Alloys for Aerospace Applications", eds. E.W. Lee, E.H. Chia and N.J. Kim, TMS-AIME, p.33 (1989)
4. S.H. Wang, P.W. Kao and C.P. Chang, Scripta Met., 29, 323 (1993)
5. P.M. Hazzledine, Scripta Met., 26, 57 (1992)
6. K.C. Russell and F.H. Froes, J. Metals, 40, 29 (1988)
7. C.S. Jayanth, Philip Nash, J. Mater. Sci., 24, 3041 (1989)
8. L.F. Mondolfo, in Aluminum Alloys: Structure and Properties, Butterworths, 1979
9. S. Tsunekawa and M.E. Fine, Scripta Met., 16, 391 (1982)
10. Cullity, "Elements of X-Ray Diffraction", 2nd end., P.363
11. Lynette Angers, Doctorial Thesis, Evanston Illinois (1985)
12. 오준영, 박치승, 김선진, 한국재료학회, Vol. 4, No. 4, P484 (1994)
13. J.S. Benjamin, Met. Trans., 1, 1943 (1970)
14. J.S. Benjamin and M.J. Bomford, Met. Trans. A, 8A, 1301 (1977)
15. C. Suryanarayana, G.H. Chen and F.H. (Sam) Froes, Scripta Met. et Materialia, 26, 1727 (1992)
16. B.J.M. Aikin and T.H. Courtney, Met. Trans. A 24A, 647 (1993)
17. J.A. Hawk, L.M. Angers and H.G.F. Wilsdorf, in "Dispersion Strengthened Aluminum Alloys", eds. Y.W. Kim and W. M. Griffith, TMS, p.337 (1988)
18. H.G.F. Wilsdorf, ibid., p.3
19. M. Nakamura and K. Kimura, J. Mater. Sci., 26, 2208 (1991)
20. M. Yamaguchi and Y. Shirai, in "Dispersion Strengthened Aluminum Alloys", eds. Y.W. Kim and W.M. Griffith, TMS, p.721 (1988)