

급냉응고 및 기계적 합금화된 Al-Ti계 합금의 기계적 성질

최철진 · 박원욱*

한국기계연구원 재료공정연구부, *RASOM 겸임 연구원

Mechanical Properties of Al-Ti Base Alloys Processed Via Rapid Solidification and Mechanical Alloying

Chul-Jin Choi and Won-Wook Park

Korea Institute of Machinery & Metals, Changwon 641-010, Korea

(Received February 8, 1995)

ABSTRACT Rapidly solidified and mechanically alloyed Al-Ti base alloys were prepared by gas atomization and attritor milling separately. The gas atomized and the mechanically alloyed powders were consolidated after preheating at 450°C, and then heat treated isochronally for 1 hour to observe the microstructures and to investigate the mechanical properties. Stable phases of precipitates in the Al-Ti-Si and the Al-Ti-Zr alloys were identified as DO₂₂-(Al,Si)₃Ti and DO₂₃-Al₃(Ti, Zr) each. Among the alloys, the mechanically alloyed Al-10Ti-2Si alloy showed superior thermal stability and mechanical properties at elevated temperature. The additions of third elements, such as Si and Zr, to Al-Ti alloys seemed to improve the mechanical properties remarkably by stabilizing the microstructure and the precipitate phases in the consolidated alloys.

1. 서 론

경량구조용 알루미늄합금을 제조하여 기존의 항공기용 Ti합금을 고온용 Al으로 대체하려는 연구는 꾸준히 지속되어 현재 Alcoa Co.의 Al-Fe-Ce합금과 Allied Signal Inc.의 Al-Fe-V-Si합금 등은 거의 실용화에 근접한 단계에 와있다.¹⁻⁵⁾ 그러나, 알루미늄합금은 고온에서의 사용범위가 좁기 때문에 항공기 엔진재료로서 Ti을 대체하려는 시도에서 점차 동체 및 날개재료를 대체함으로써 고속화를 실현하려는 추세로 바뀌고 있다. 이에 따라 고온용 Al합금은 높은 온도(350°C)에서의 우수한 열안정성 및 기계적 특성과 아울러, 재료의 경량화, 열간 및 냉간가공성 향상이 연구개발의 관건이 되고 있다.

Al-천이금속합금계에 있어 지금까지는 Al-Fe, Al-Cr, Al-Mn합금 등이 주된 관심이 대상이었으나, 위에서 언급한 특성부여를 위해 최근에는 Al-Ti합금에 관한 연구가 활발히 수행되고 있다.⁶⁾ 특히

Al₃Ti의 용융점은 대부분의 다른 Al-rich 금속간 합금의 용융점보다 상대적으로 높고(~1350°C), 밀도도 상대적으로 낮을 뿐만 아니라(~3.3 g/cm³), Ti의 Al내에서의 확산속도가 늦어(D₄₉₀=1.69×10⁻¹⁴ cm²/s : 490°C에서의 확산계수), 석출물의 성장 속도가 매우 낮을 것으로 분석된다.⁷⁾ 그런데, Al-Ti합금은 열처리에 따른 시효경화현상이 뚜렷하지 않고, 석출물과 Al기지와의 높은 불일치도(misfit)로 인하여 석출물의 성장속도가 크므로, 제3원소를 첨가하여 시효경화의 유발과 아울러 석출상과 미세조직을 안정시키는 연구가 매우 중요한 시점에 있다.

따라서, 본 연구에서는 Al-Ti합금에 Si과 Zr을 첨가하여 급냉응고와 기계적 합금화법으로 분말을 제조하여 압출한 후 성형체의 기계적 특성과 석출상을 분석함으로써, 고온재료로서의 활용가능성을 분석함과 아울러 합금성분 및 제조공정에 따른 특성을 비교분석하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1. 급냉응고분말제조

급냉응고분말(RS-powder)을 제조하기 위해 먼저 모합금을 제조하였다. 모합금의 조성은 Al-10Ti-2Si (RS-ATS), Al-7Ti-5Zr(RS-ATZ)을 목표로 하였다. 합금의 용해는 고순도의 Al과 Al-10Ti, Al-25Si, Al-5Zr의 모합금을 이용하여 원하는 조성비로 칭량한 후 진공유도용해로에서 흑연도가니를 사용하여 용해하였다.

제조된 모합금을 재용해하여 Gas atomization법으로 급냉응고분말을 제조하였는데, 용탕은 3 kg으로 하였으며 용탕의 온도는 액상선보다 200°C 높게 가열하였다. 또한, 분사가스는 액체질소를 기화하여 사용하였고, 가스압력은 7기압으로 하였다. 분무조업은 구속형(confined type) 분무조업을 채택하였는데, 이때 용탕유출속도는 2.5 kg/min로 하였으며, 합금분말의 조성은 표 1과 같이 기계적 합금화 분말(MA-powder)과 같이 나타내었다.

2.2. 기계적 합금화 분말제조

합금설계는 Al-10wt%Ti(MA-AT)를 기본으로 하여 분산물의 양이 23 vol%로 일정하게 되도록 제 3의 원소인 Si 및 Zr를 첨가하여 목표조성이 대략 Al-10Ti-2Si(MA-ATS), Al-7Ti-5Zr(MA-ATZ)으로 되도록 기계적 합금화 분말(MA-powder)을 제조하였다(표 1).

본 실험에서 기계적 합금화를 위해 사용한 ball mill은 미국 Union Process사의 attritor이며 이때 사용한 볼은 직경 6 mm의 stainless steel ball이었다. 용기내에 분말의 산화를 방지하기 위해 Ar분위기를 사용하였으며, 기계적 합금화시 연성이 큰 Al의 과

잉압접을 방지하기 위해 스테아린산을 1 wt% 첨가하였다. 기계적 합금화는 attritor 용기내에 6 kg의 stainless steel ball과 100 g의 혼합분말을 혼입한 후 Ar가스를 유입시켜 290 rpm의 속도로 20시간 기계적 합금화하였다.

2.3. 분말의 성형 및 특성분석

제조된 분말은 광학현미경과 주사전자현미경으로 미세조직을 관찰 후 X-선 회절시험으로 상(phase) 분석하였으며, 분말을 성형하기 위해 외경 43 mm 이고 두께가 2 mm인 원통형의 6061 Al합금 캔을 제작하여 각 분말들을 tapping하면서 충전하였다. 충전된 캔은 동종의 Al pipe를 용접하여 450°C에서 1시간 가열한 후 약 7 ton/cm² 압력으로 일방향 가압하였으며, 밀봉을 위해 사용했던 Al 캔을 다시 decanning하여 직경 30 mm의 billet으로 가공한 성형체를 450°C에서 30분간 가열한 후 12:1의 비로 열간압출하였다. 열간압출시 다이 및 상부 펀치를 250°C 정도로 가열했으며, press의 최대 하중은 150 ton으로 설정하였다. Hot pressing 및 압출시에는 캔이나 성형체와 다이와의 마찰을 줄이기 위해 상부 펀치 및 다이에 흑연윤활제를 도포하였다.

또한, 압출체의 열적 안정성을 고찰하기 위해 각 성형체를 200~600°C까지의 온도에서 1시간씩 동시 간 열처리한 후 경도를 각각 측정하였으며, 기계적 강도 및 연신을 측정을 위해 gauge length 부의 직경이 4 mm인 인장시편을 가공하여 상온, 150, 300, 450°C에서 각각 인장시험하였다. 고온인장 및 압축 시험은 직경 8 mmφ×높이 12 mm의 시편을 각 시험온도에서 1시간 유지한 후 하중을 가했으며, strain rate는 2.08×10⁻³/sec으로 일정하게 하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 급냉응고합금 특성

그림 1은 gas atomization법으로 제조된 Al-10Ti-2Si 및 Al-7Ti-5Zr합금 분말중 Al-10Ti-2Si 분말의 형상을 나타내는 현미경 사진으로, 제조된 분말은 평균 수십 μm의 크기로 이루어져 있으며, 분말의 입형은 구형에 가까움을 알 수 있다. 분말의 크기가 작아질수록 분말은 구형으로 되며, 분말의 표면은 매끄럽고, 분말표면에 위성분말의 생성도 적었다.

Table 1. Chemical composition of gas atomized powders and mechanically alloyed powders (wt%)

합금	성분	Al	Ti	Si	Zr	Fe	C	O
RS-ATS	Bal	8.43	1.39	-	0.33	0.018	0.079	
RS-ATZ	Bal	6.40	-	4.76	0.18	0.009	0.033	
MA-AT	Bal	9.52	-	-	0.33	0.61	1.81	
MA-ATS	Bal	9.63	1.71	-	0.35	0.69	0.89	
MA-ATZ	Bal	6.54	-	4.10	0.70	0.78	0.81	

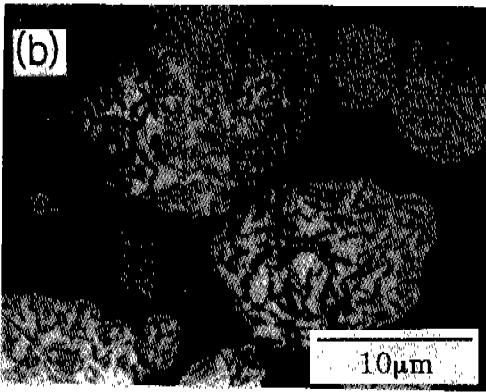
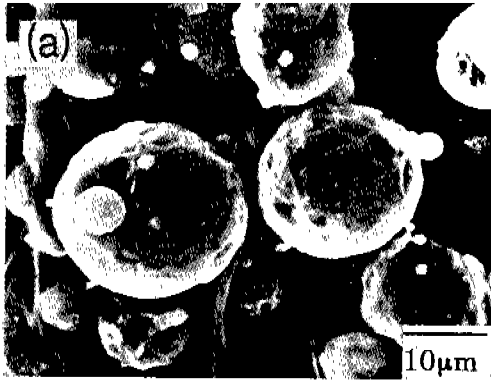


Fig. 1. SEM and optical micrographs of the gas-atomized Al-10Ti-2Si powder. (a) SEM image of fine spherical powders, (b) Optical micrograph of the etched powders.

조대한 분말의 경우에는 입형이 구형에서 점차 벗어나며, 분말표면도 거칠어지고, 표면에는 미세한 분말이 부착되어 생성되는 위성분말 수가 증가하였다. 분말의 형태는 atomization 조업시의 분무조건 및 합금조성에 따라 구형, 막대형, 판상형 등의 여러 형태를 나타낼 수 있으나, 본 분말의 제조조건에서는 구형의 분말이 제조되었으며, 분말의 형태로 보아 분말의 유동도는 양호한 것으로 생각된다.

그림 2는 gas atomization법에 의해 제조된 분말의 X-선 회절결과를 나타낸 것으로서, 사전 발표된 연구를 참조할 때^{8,9)} (a)의 Al-10Ti-2Si 합금의 경우에는 Al_3Ti 의 Al의 일부가 Si로 대체된 DO_{22} 결정구조의 $(Al,Si)_3Ti$ 상이 다수 분석되었으며, (b)의 Al-7Ti-5Zr 합금에서는 DO_{23} 결정구조의 $Al_3(Ti,Zr)$ 상이 정출한 것으로 해석되었다. 106 K/S의 급냉을 고범으로 제조한 얇은 리본에서 관찰되는 Al_3Ti 계

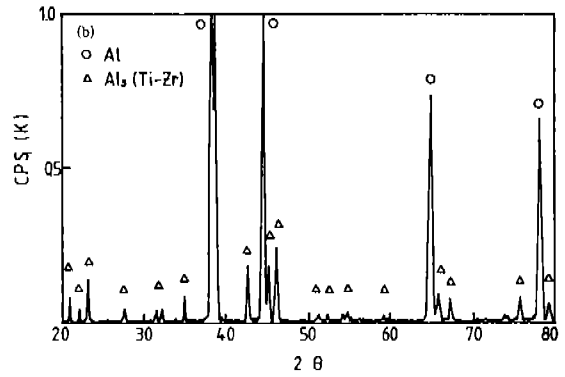
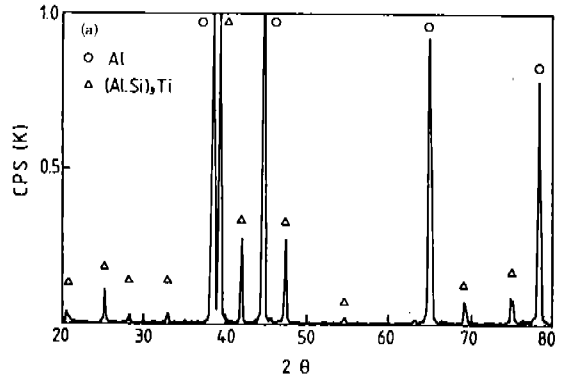


Fig. 2. X-ray diffraction patterns of the gas atomized powders. (a) Al-10Ti-2Si, (b) Al-2Ti-5Zr.

Li_2 -준안정 석출물은 첨가된 용질의 양이 많을 것으로 인하여 나타나지 않았다. 따라서, 준안정 석출물의 정합강화에 의한 시효경화현상은 본 실험의 경우 기대할 수 없으나 DO_{22} 및 DO_{23} 구조의 안정 석출물의 낮은 성장속도 및 열안정성은 향상될 것으로 예상되었다.

따라서, 그림 1에서 나타난 분말의 정출상은 X-선 회절실험결과를 고려할 때 평형상인 $(Al,Si)_3Ti$ 및 $Al_3(Ti,Zr)$ 인 것으로 여겨진다. Al-Ti 합금의 경우 정출물은 제조조건에 따라 판상(flake), 꽃잎(petal), 피상(blocky) 등의 여러 형태의 평형상으로 나타난다. 본 실험에서 관찰된 정출상은 그림에서와 같이 수지상조직으로 자란 꽃잎형태의 형상을 이루고 있으며, 관찰 단면의 위치에 따라 침상 또는 판상으로 관찰되고 있다. 이와같이 꽃잎형태의 Al_3Ti 가 나타난 것은 분말제조시 냉각속도가 크고 Ti함량이 크기 때문에 생성되는 것으로 여겨진다.

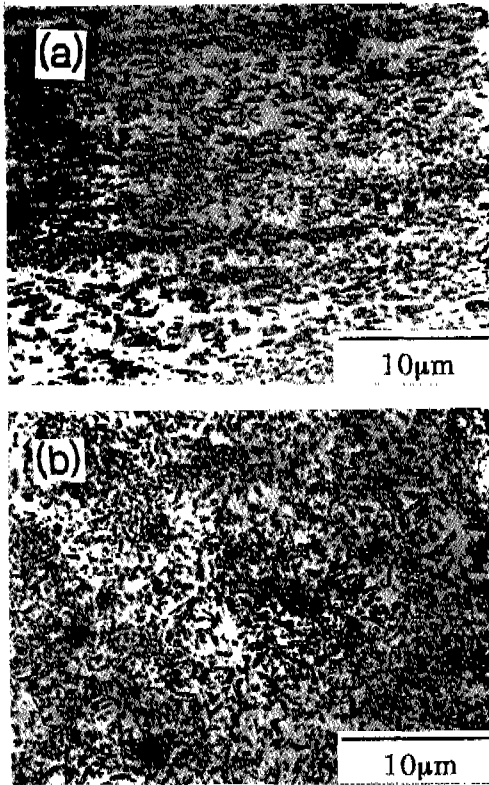


Fig. 3. Optical micrographs of the consolidated Al-10Ti-2Si alloy for the plane parallel (a), and perpendicular (b) to the extrusion direction.

그림 3은 Al-10Ti-2Si 합금의 압출방향 및 압출 방향의 수직방향에 대한 광학현미경 조직사진이다. 두 합금 모두 압출내에 미세한 평형상이 균일하게 분포하고 있음을 알 수 있다. 평형상의 크기는 1~2 µm이고, 부피분율은 약 20%이었다.

그림 4는 상온에서 600°C까지 각 온도에서 1시간 등시간 열처리 후의 경도변화를 나타낸 것이다. 급냉상태에서의 Vickers 미소 경도값은 Al-10Ti-2Si 합금이 약 85(kg/mm²), Al-7Ti-5Zr합금이 약 80(kg/mm²)로 낮은 편이나, Al-10Ti-2Si의 경우 500°C까지 경도값이 감소하지 않고 유지되어 열안정성이 매우 높은 것으로 나타났다. 이는 Si이 Al₃Ti에 고용되어 (Al,Si)₃Ti상이 석출됨으로써, 석출물의 성장 속도가 낮아짐과 아울러 부분적으로 정합강화현상이 일어나는 것으로 풀이된다.^{10,11)}

그림 5와 6은 각 합금 압출재를 인장시험했을 때의 항복강도, 인장강도 및 연신율을 나타낸 것이다. 두

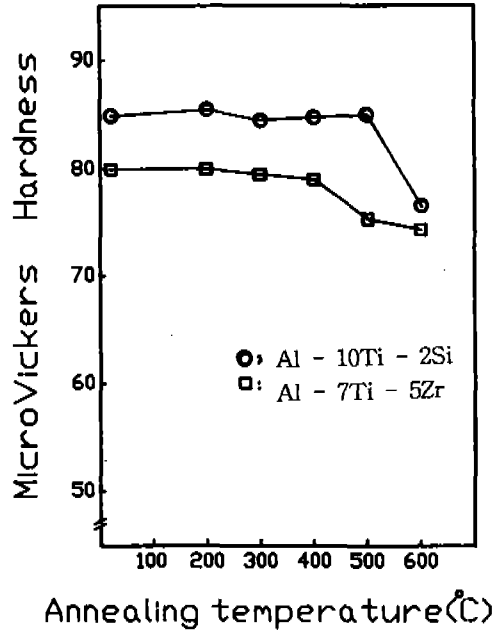


Fig. 4. Microhardness variation of the extruded alloys with annealing temperature.

합금의 강도는 기존에 개발된 급냉응고합금보다 현저히 낮은데, 이는 일반적인 급냉응고분말의 성형온도인 350~400°C보다 높은 450°C에서 분말을 열간 압출하여 기지와 분산상이 상대적으로 조대화되었으며 또한, Al-Ti계는 고·액구간이 넓기 때문에 초정상인 (Al,Si)₃Ti과 Al₃(Ti,Zr)상이 크게 성장한 것에 기인하는 것으로 풀이된다. 본 실험의 인장시험결과를 서로 비교해 보면, 항복강도 및 인장강도는 두 합금 모두 비슷하나 연신율은 Al-7Ti-5Zr합금이 고온에서 보다 우수함을 알 수 있다.

이같은 경도변화 및 연신율의 차이는 각 합금의 석출상과 기지와의 관계에서 생각해 볼 수 있다. Al-10Ti-2Si합금의 경우 석출상은 DO₂₂ 결정구조의 (Al,Si)₃Ti이며 격자상수는 $a = 3.803 \sim 3.817 \text{ \AA}$, $c = 8.565 \sim 8.604 \text{ \AA}$ 였고, Al-7Ti-5Zr합금의 경우의 석출상은 DO₂₃ 결정구조의 Al₃(Ti,Zr)이며 격자상수는 $a = 3.924 \sim 3.947 \text{ \AA}$, $c = 16.844 \sim 16.950 \text{ \AA}$ 였다. 한편 기지와 석출물의 불일치도(misfit)는 다음 식으로 표시된다.

$$\delta = \frac{100}{3} \left[2 \left(1 - \frac{a(\text{Al}_3\text{M})}{a_0} \right) + \left(\frac{c(\text{Al}_3\text{M})}{2(\text{or } 4) a_0} - 1 \right) \right]$$

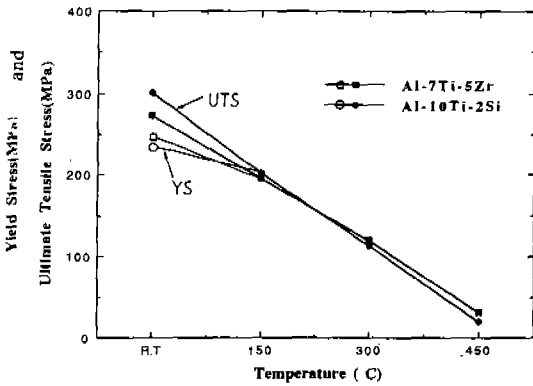


Fig. 5. A comparison of elevated temperature tensile yield strength and ultimate tensile strength of the extruded RS-powders.

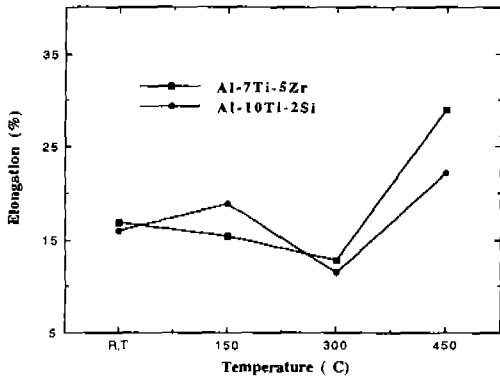


Fig. 6. Variation of elongation with temperature.

δ : 불일치도(%), a_0 : Al의 격자상수, $a(\text{Al}_3\text{M})$: 석출물의 a 축의 격자상수, $c(\text{Al}_3\text{M})$: 석출물의 c 축의 격자상수, $-\text{DO}_{22}$ 의 경우 $c/2$, DO_{23} 의 경우 $c/4$ 로 계산

위의 식을 이용하여 Al-10Ti-2Si 및 Al-7Ti-5Zr 합금의 불일치도를 계산해 보면, 전자의 경우는 5.98%, 후자의 경우는 3.23%였다. 따라서 Al-7Ti-5Zr 합금의 낮은 불일치도가 앞서의 경도 및 연신율에 크게 영향을 미쳤을 것이라 짐작된다. 일반적으로, 불일치도가 낮으면 상온경도 및 강도는 낮고 연신율은 높은 것으로 나타났다가 열처리함에 따라 400~450°C 구간에서 정합강화가 일어나는 것으로 보고되어 있다.¹²⁾ 그러나, 본 실험의 경우에는 높은 성형온도에 의해 Ll_2 구조의 정합상이 모두 DO_{22} 또는 DO_{23} 구조의 부정합 또는 부분정합상으로 이미 바뀌어 Al-7

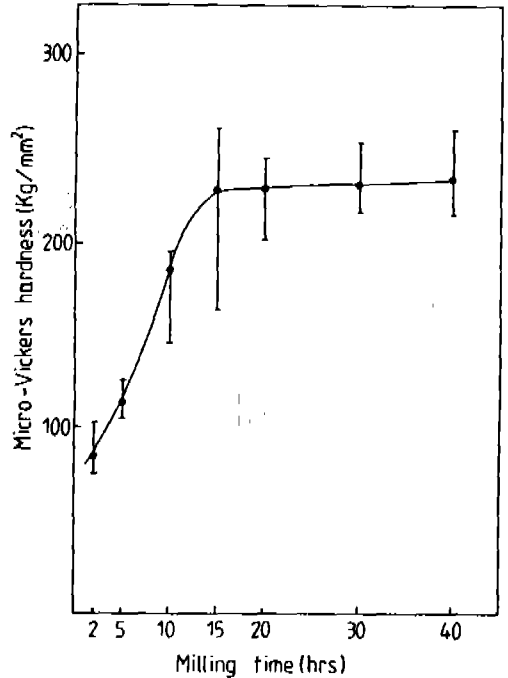


Fig. 7. Microhardness variation of the mechanically alloyed powders with milling time.

Ti-5Zr합금의 분해속도 및 석출물의 성장속도가 상대적으로 Al-10Ti-2Si합금보다 커짐에 따라 재료의 강화현상이 보이지 않고 기지가 더 빨리 연화한 것으로 풀이된다.

3.2. 기계적 합금화재료의 특성

그림 7은 milling 시간에 따른 분말의 미소경도를 나타낸 것으로 15시간까지는 볼의 충격력에 의한 가공경화로 인해 미세경도가 증가하는 경향을 보이며, 15시간 이후에는 가공경화와 회복의 균형에 의해 미세경도가 일정하게 유지된다. 따라서 본 실험에서는 20시간 이후에는 거의 일정한 미세조직을 갖는 기계적 합금화분말이 제조된다는 사실을 알 수 있다.

본 실험에서의 기계적 합금화분말은 초기에 큰 압축응력을 받아 판상으로 변형되며, 합금화가 진행됨에 따라 판상의 분말들이 강구 사이에서 압접되어 분말의 크기도 커지고 형상도 둥글게 나타나는데, 압접지배단계를 거친 분말들이 계속해서 압접과 파괴를 반복함에 따라 분말의 크기 및 미세조직이 일정한 정상상태에 이르게 된다. 정상상태로 분석되는

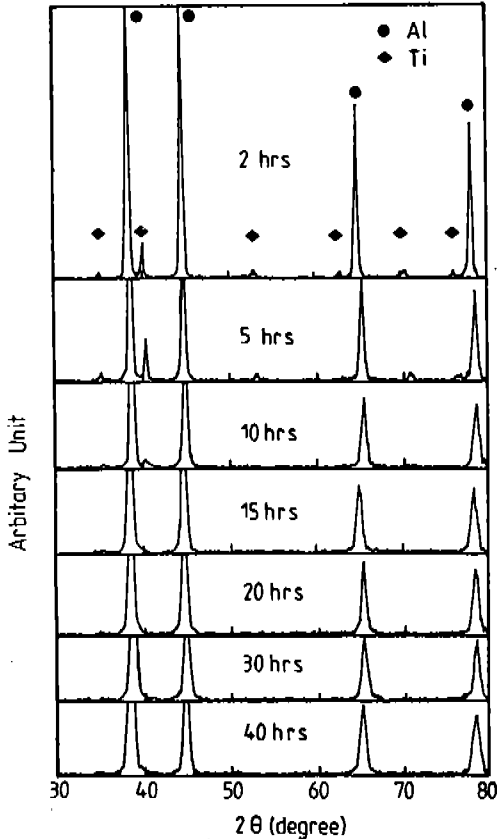


Fig. 8. Variation of X-ray diffraction patterns of the Al-Ti base composite powders with milling time.

20시간 기계적 합금화한 분말은 약 30 μm 정도 직경의 미세한 구상분말형태를 나타내었다.¹³⁻¹⁵⁾

그림 8은 milling 시간에 따른 기계적 합금화분말의 X-선 회절시험 결과를 나타낸 것이다. Milling 시간의 증가에 따라 Al 피크의 강도는 작아지며, 회절피크의 폭도 넓어지고 있다. Milling 시간이 10 시간 이상에서는 Ti 피크가 없어지는 것으로 보아 Ti 원자가 고용되는 것으로 판단된다. 이러한 현상은 불이 충돌할 때 큰 운동에너지를 갖기 때문에 분말은 국부적으로 가열되며, 심한 가공경화과 소성변형으로 인해 분말을 박막화함으로써 원자간에 확산거리가 짧아져 고체상태에서 Al과 Ti의 상호확산에 의해 Ti이 Al에 강제고용되어 고용체를 형성하는 것으로 판단된다. X-선 회절시험을 이용하여 석출물을 분석한 결과, 가스분무분말과는 달리 기계적 합금화된 Al-10Ti합금의 경우 400°C 부근에서 DO₂₂ 결정구조

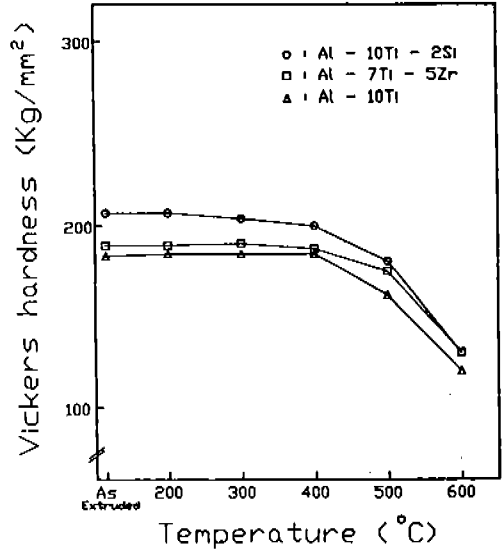


Fig. 9. Microhardness variation of the mechanically alloyed and extruded powders with annealing temperature.

의 (Al,Si)₃Ti이 형성되었으며, Al-7Ti-5Zr합금의 경우는 300°C 부근에서 DO₂₂구조의 Al₃(Ti,Zr)의 석출상이 형성되었다. 하지만 가공조절제에 의한 Al₂O₃나 Al₄C₃는 X-선 회절시험으로 검출되지 않았는데 이는 낮은 부피분율에 기인하는 것으로 생각된다.

이러한 기계적 합금화분말을 열간압출하여 성형재를 제조하였는데, 미세조직관찰에 의하면 금냉응고분말의 성형재에 비하여 조직이 너무 미세하여 결정립 및 석출상은 광학현미경으로 확인되지 않았고 단지 압출방향으로 산화물이 배열되어 있는 양상만 보였다.

그림 9는 압출재를 600°C까지 등시간(1 hr) 열처리했을 때 미소경도의 변화를 나타낸 것이다. 그림에서와 같이 400°C까지 경도의 변화는 거의 없는 것으로 보아 열적안정성이 매우 우수함을 보여준다. 또한 Al-10Ti-2Si, Al-7Ti-5Zr, Al-10Ti 순으로 경도가 높았는데, 이는 (Al,Si)₃Ti, Al₃(Ti,Zr)의 강도증가에의 기여가 높는데 연유하는 것으로 생각된다.

고온재료로서의 중요한 기계적 특성이 하나인 고온항복강도는 압축실험 결과, 그림 10과 같이 시험값이 얻어졌다. 상온에서의 항복강도는 Al 2018의 경우 280 MPa 정도로 낮는데 비해 기계적 합금법에

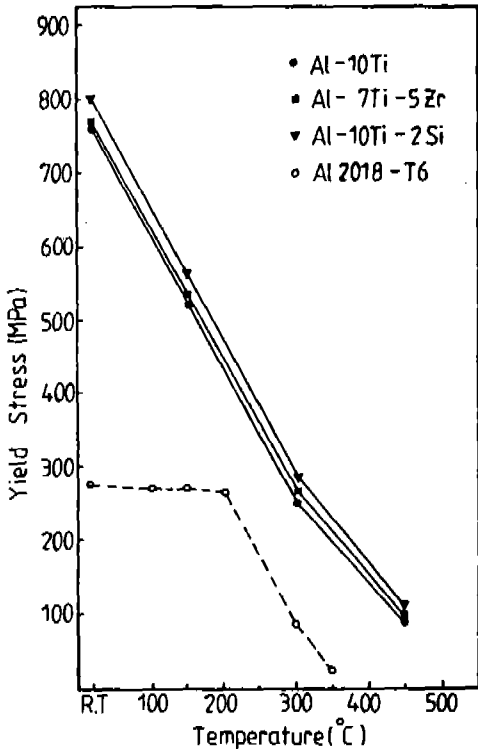


Fig. 10. A comparison of elevated temperature tensile yield strength of the extruded MA-powders.

의해 제조된 Al-Ti계 성형재는 약 800 MPa에 육박하는 높은 값을 가진다. 압축시험온도가 올라감에 따라 항복강도는 감소하지만, 300°C에서도 약 300 MPa 가까운 값을 유지하여 기존에 개발된 급냉용 고합금들과 비슷한 특성을 나타내고 있다. 한편 기계적 합금화법에 의한 Al-Ti계 성형재는 시료의 한계상 고온인장 실험을 하지 못해 정확한 연신율측정을 하지 못했으나 연신율은 Al_2O_3 , Al_4C_3 의 분산물로 인해 상대적으로 급냉용고재에 비해 떨어질 것으로 생각된다. 따라서 합금첨가성분을 조절하여 석출물의 부피분율을 조정하고, 석출상 및 미세조직의 열안정성을 향상시킬 경우, 고온재료로 활용가능성이 큰 것으로 기대된다.

3.3. 제조공정 및 기계적 성질 비교 분석

급냉용고된 Al-Ti-Si합금과 Al-Ti-Zr합금은 Si과 Zr 첨가에 의해 미세조직의 열안정성이 향상되며, 고온에서의 기계적 성질도 크게 증가된다. 그러나, 급냉에 의해서 고용될 수 있는 과포화고용한이 Ti의

경우 약 4 wt.% 내외로 제한되어 as-quenched 상태에서 primary precipitation에 의한 많은 조대한 석출물이 존재하므로 시효경화 및 분산강화효과가 제한되는 단점이 있다. 이에 비해 기계적 합금화법은 Al-Ti계 합금에서 Ti의 과포화고용한을 크게 늘릴 수 있으며 미세한 탄화물 및 산화물의 분산에 의한 강화효과를 얻을 수 있어 고온성질향상에 유리한 것으로 분석된다.

본 실험에서 제조된 분말성형체의 고온특성은 항복강도(급냉용고재: 인장시험, 기계적 합금화재: 압축시험)와 경도에 있어서, 기계적 합금화법으로 제조된 성형체가 훨씬 우수한 것으로 나타났다. 그러나, 정확한 측정이 어려웠던 기계적 합금화재의 연성은 급냉재료보다 매우 낮은 것으로 추정되므로, hardening phase의 균일한 분산과 성형공정에서의 분말 입자의 결합력증대, 합금첨가원소의 효과 등에 대한 보완이 필요하다. 또한, 성형온도가 본 실험의 경우 450°C로 결정되었으나 급냉용고재의 경우 350~400°C의 온도범위에서 hot pressing/hot extrusion할 경우 더 우수한 기계적 특성의 확보가 가능할 것으로 생각된다. 첨가원소의 양은 급냉용고의 경우 과포화고용한으로 제한하는 것이 바람직하나, 낮은 석출물 부피분율(v/o)로 인하여 분산강화효과가 저감되므로 과포화고용한이 큰 Cr, Fe, Mn 등의 2원 합금에 Ti, Si, Zr 등을 첨가하면, as-quenched 상태와 고온에서 높은 경도와 인장시험값의 기대가 가능한 것으로 해석되며, 아울러 냉각속도의 증대방안의 개발이 필요한 단계에 있는 것으로 보인다.

과포화고용체로부터의 석출거동 및 석출물의 상변화과정은 급냉법과 기계적 합금화법 모두 거의 비슷한 것으로 나타났으나, 급냉용고재에 비해 기계적 합금화재의 고온특성이 우수하였으며, 특히 기계적 합금화된 Al-10Ti-2Si가 기존의 고온용 알루미늄 합금보다 첨가된 용질량이 작은 것에 비하여 우수한 것으로 나타났다.

4. 결 론

1) 가스분무법과 기계적 합금화법으로 제조된 Al-10Ti-Si합금 분말에서는 DO_{22} 결정구조의 $(Al, Si)_3Ti$ 상이 관찰되었으며, Al-7Ti-5Zr 합금분말에서는 DO_{23} 결정구조의 $Al_3(Ti, Zr)$ 상이 존재하였는데, Ti와

Zr의 첨가에 의하여 안정 및 준안정 석출물의 열안정성이 향상됨으로써 우수한 기계적 특성을 얻을 수 있었다.

2) 금냉응고된 가스분무분말의 경우, 과포화고용한 증가의 한계로 인하여 Al기지내에 조대한 침상의 정출물들이 발견되었으나, 기계적 합금화된 분말의 경우에는 20시간 이상이 지난 정상상태에서 완전한 과포화고용체 합금의 형성이 가능하였다.

3) 본 실험에서 제조된 분말성형체의 고온특성은 항복강도와 경도에 있어서, 기계적 합금화법으로 제조된 성형체가 우수한 것으로 나타났다.

참 고 문 헌

1. C. Suryanarayana, F. H. Froes, S. Krishnamurthy and Y.-W. Kim : Int. J. Powd. Metall., (1990) 117.
2. T. F. Broderick and A. G. Jackson : Metal. Trans. A, **16** (1985) 1951.
3. K. Sankaren and N. J. Grant : Mater. Sci. Eng., **44** (1980) 213
4. W. L. Fink and L. A. Willy : Trans. AIME, **133** (1939) 69
5. K. Asboll and N. Ryum : J. Int. Met., **101** (1973) 212
6. S. Tsunekawa and M. E. Fine : Scr. Met., **16** (1982) 1967
7. W. E. Frazier : Ph. D. Dissertation, Drexel Univ., (1987)
8. 류봉선, 최철진, 박원옥 : 대한금속학회지, **32**(9), (1994) 1052
9. W. W. Park and T. H. Kim : Scr. Met., **22** (1988) 1709
10. S. Taunekawa and M. E. Fine : ibid., **16** (1982) 391
11. M. Zedalis and M. E. Fine : ibid., **17** (1983) 1247
12. W. W. Park, C. J. Choi and B. S. You : Proceedings of the Korea Australia Joint Seminar on Advanced Light Alloys, RASOM, Chungnam University, October 3~6 (1994) 101
13. J. S. Benjamin and T. E. Volin : Metall. Trans., **5** (1974) 1970
14. J. S. Benjamin : Sci. Am., **40** (1976) 234
15. J. S. Benjamin and M. J. Bomford : Metall. Trans., **8** (1977) 1301