

저온 기계적 합금화한 nanocrystalline Al-5at.%Ti 합금의 압축변형거동

정경화 · 오영민 · 김선진
한양대학교 재료공학과

The Compressive Deformation Behavior of Nanocrystalline Al-5at.%Ti Alloy Prepared by Mechanical Alloying at Low Temperature

Kyong-Hwa Chong, Young-Min Oh and Seon-Jin Kim

Department of Materials Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791, Korea

(Received September 9, 1999)

Abstract Mechanical properties of nanocrystalline Al-5at.%Ti alloy were investigated through high temperature compression test. Al-5at.%Ti nanocrystalline metal powders, which had finer and more equiaxed shape than those produced at room temperature, were produced by mechanical alloying at low temperature. The powders were successfully consolidated to 99% of theoretical density by vacuum hot pressing. XRD and TEM analysis revealed that Al_3Ti intermetallic compounds formed inside powders and pure Al region with coarse grains formed between powders, especially at triple junction. Mechanical properties in terms of hardness and strength were improved by grain size refinement, but ductility decreased presumably due to the formation of the weak interfaces between Al pool and powders.

1. 서 론

기계적합금화 방법으로 제조되는 Al-Ti 합금은 항공기 등의 일부 구조재로 사용되는 고가의 Ti 합금을 대체할 수 있는 후보재료로서, 금속간 화합물인 Al_3Ti 및 Al_4C_3 , Al_2O_3 등의 미세한 분산상과, 이들에 의해 성장이 억제된 미세한 Al 결정립으로 인해 고온에서도 우수한 기계적 성질을 유지하는 것으로 알려져 있다.¹⁻²⁾ 그러나, 강도와 경도는 우수한 반면, 연성이 낮아 이로 인한 열악한 가공성이 합금의 실용화에 큰 문제점으로 남아 있다.

최근, 이러한 낮은 연성을 극복하기 위하여, 결정립 크기를 nano scale로 미세화시켜 연성의 증가를 얻으려는 시도가 진행되고 있다.³⁻¹⁰⁾ 지금까지의 연구결과에 의하면, 세라믹이나 금속간 화합물의 경우에는 결정립이 nano scale로 미세화 됨에 따라 grain boundary sliding의 발생이 용이해져 연성이 증가된다고 알려진 반면,⁷⁻¹⁰⁾ 순금속의 경우에는 결정립이 nano scale로 미세화 되면 강도와 경도는 증가하나 연성은 감소된다고 보고되고 있다.⁴⁻⁶⁾ 그러나,

순금속에서의 결정립 미세화가 세라믹이나 금속간 화합물의 경우와는 달리 연성을 감소시키는 이유에 대해서는 아직까지 명확히 밝혀진 바가 없고, 특히 Al-5at.%Ti와 같이 금속기지에 금속간화합물이 분산된 합금의 경우에는 결정립 nano화에 따른 기계적 성질의 변화에 대한 연구가 필요한 실정이다.

본 연구에서는, $-85^\circ C$ 의 저온에서 동적회복을 억제하며 기계적 합금화법으로 제조하여 미세한 입도와 결정립 크기를 갖는 Al-5at.%Ti nanocrystalline 금속분말과, 상온에서 제조하여 보다 조대한 입도와 결정립 크기를 갖는 Al-5at.%Ti nanocrystalline 금속분말을 진공열간압축하여, 금속간화합물의 생성에 의해 강화되고, 결정립 크기가 서로 다른 성형체를 제조한 후, 동일한 조건에서의 압축실험을 통하여, 분말입도와 결정립 크기 및 미세구조가 합금의 압축변형거동에 미치는 영향에 대하여 조사하였다.

2. 실험방법

원료분말로는 평균입도 $25 \mu m$ 의 Al분말(99.9%)과

Ti분말(99.9%)을 사용하였고, 과잉압접방지를 위한 공정제어제로서 스테아린산 2wt.%를 원료분말과 함께 1시간 동안 전식혼합하여 균질한 혼합분말로 만든 후, 기계적합금화 과정 중의 추가적인 산화를 방지하기 위하여 Ar 분위기의 glove box내에서 밀폐형 attritor에 장입하였다. 볼 대 분말의 중량비는 65:1이었으며, grinding media로 쓰인 볼과 attritor 용기의 재질은 SUS 304이었다.

기계적합금화는 Al의 동적회복을 억제하여 결정립을 미세화 시킬 수 있는 온도¹¹⁻¹²⁾인 -85°C 와, 비교 대상으로 상온을 선택하여 각각 60시간 동안 진행하였다. 상온 기계적합금화시에는 온도상승을 막기 위해 용기 외부에 상온의 물을 순환시켰고, 저온 기계적합금화시에는 극저온 냉매기를 이용, -120°C 로 냉각된 메탄올을 12시간 동안 용기외부에 순환시켜 장입된 볼과 분말이 충분히 냉각되도록 한 후에, 냉각된 메탄올을 계속 순환시키며 기계적합금화를 수행하였다. 기계적합금화 과정 중 용기 내부의 온도를 측정하기 위하여 attritor를 잠시 정지시키고 내부의 온도를 측정하여 -85°C 이하임을 확인하였다. 생성된 분말의 크기분포는 LDPSA로 조사하였으며, 결정립 크기는 XRD를 이용하여 Hall-Williamson 법으로 계산하였다. 분말의 형태는 광학현미경과 주사전자현미경으로 관찰하였다.

상온과 저온에서 제조한 합금분말을 Ar 분위기의 glove box 내에서 냉간 압축하여 약 70%의 밀도를 갖는 압분체를 제조하였고, 390°C , 1×10^{-2} torr 정도의 진공에서 2시간 동안 탈가스 과정을 거친 후, 최적성형조건으로 보고된 바와 같이,¹⁴⁾ 압축온도 390°C 에서 500 MPa의 압력으로 10분 동안 진공열간 압축하여 이론밀도의 99% 정도에 이르는 성형체를 제조하였다. 성형체의 밀도는 전자밀도측정계로 측정하였고, 진공열간압축결과 형성된 상은 XRD와 TEM 분석을 통하여 확인하였다.

진공열간압축한 성형체를 지름 8 mm, 길이 12 mm의 압축시편으로 가공하여 표면을 polishing한 후, 180°C 에서 1시간 동안 유지시켜 잔류응력을 제거하였다. 압축실험은 실험온도 $300 \sim 550^{\circ}\text{C}$, 변형속도 $10^{-3}\text{s}^{-1} \sim 10^0\text{s}^{-1}$ 의 실험조건에서 실행하여 압축변형거동을 조사하였다. 압축실험 후 미세구조의 변화를 관찰하기 위하여 주사전자현미경으로 파단면을 관찰하였고, 투과전자현미경으로 변형된 시편의 수직단면을

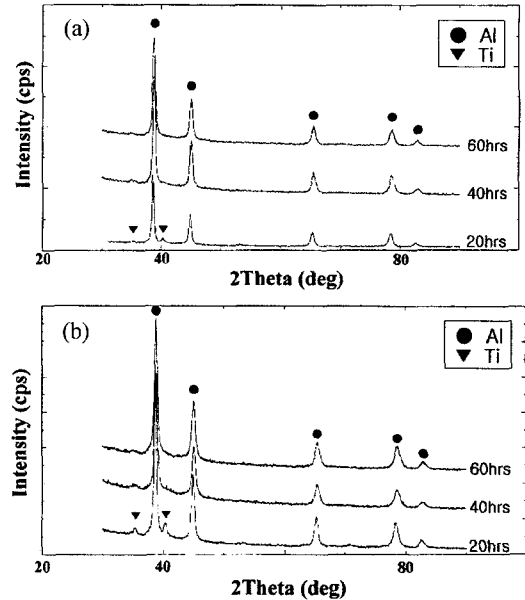


Fig. 1. XRD patterns of Al-5at.%Ti powders with milling times; (a) milled at room temperature, and (b) milled at low temperature (-85°C)

관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 기계적합금화 거동

상온 및 저온(-85°C)에서의 기계적합금화 시간에 따른 Al-5at.%Ti 합금의 XRD peak의 변화를 Fig. 1에 나타내었다. Fig. 1-(a)와 (b)에서 보여주는 바와 같이 상온과 저온 기계적합금화 모두 60시간 이전에 합금화 원소인 Ti의 peak가 사라진 것을 확인할 수 있었다. 또한, Fig. 2-(a)는 기계적합금화 시간에 따른 분말의 평균입도의 변화를 나타낸 것으로, 상온과 저온 기계적합금화 모두 합금화 시간이 증가할수록 평균입도가 작아지다가 60시간 이후에는 일정한 크기를 유지하는 것을 알 수 있었다. 이상의 실험결과로부터 본 실험에서는 60시간 동안의 기계적합금화로 충분한 합금화가 이루어진 것으로 판단하여 60시간 동안 기계적합금화한 분말을 압축실험을 위한 원료분말로 사용하였다.

Fig. 2-(a)에서는 상온에서 20시간 동안 기계적합금화한 분말의 입도가 초기원료분말보다 더 커진 것을 볼 수 있었는데, 이는 기계적합금화 과정 중 압

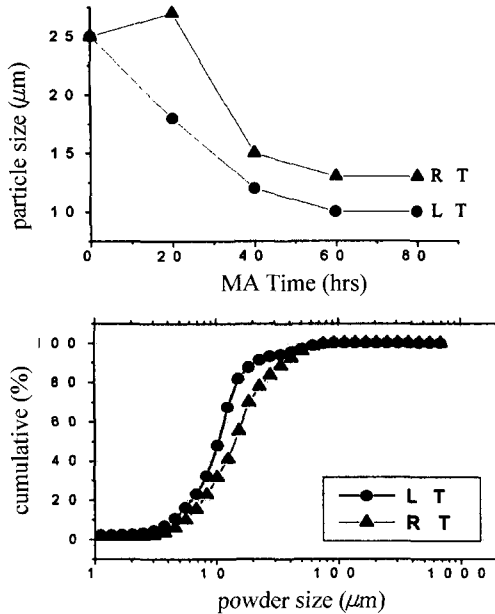


Fig. 2. Particle size of Al-5at.%Ti powders milled at room temperature and -85°C; (a) average particle size variation as a function of milling time, and (b) particle size distributions of 60 hrs milled powders.

접지배단계에 해당되기 때문이다. 그러나 저온 기계적합금화에서는 낮은 온도로 인해 압접이 감소하고 분쇄효과가 증가하여 이와 같은 현상이 관찰되지 않았다.¹³⁾

60시간 동안 상온과 저온에서 기계적합금화한 분말의 입도를 서로 비교하여 Fig. 2-(b)에 나타내었다. 저온 기계적합금화로 제조한 분말의 경우, 상온 기계적합금화로 제조한 분말보다 좁은 입도분포를 갖는 것을 확인할 수 있었다. 저온 기계적합금화로는 평균 결정립 크기 21 nm, 평균입도 9.5 μm의 분말을 얻은 반면, 상온 기계적합금화로는 평균결정립 크기 47 nm, 평균입도 15.5 μm의 분말을 얻어, 저온 기계적합금화 방법으로 보다 미세한 결정립과 입도를 갖는 분말을 얻을 수 있었다.

기계적합금화에 의해 생성되는 결정립의 크기는 기계적합금화 과정동안에 발생하는 결합의 형성과 동적회복이 균형을 이룰 때 결정된다. 그런데 H. Hallén이 보고한 바에 의하면, 고온에서는 dislocation climb이, 저온에서는 cross slip이 동적회복의 주된 변형기구로 작용하므로, 동적회복상수 Ω를 dislocation climb에 의한 동적회복상수인 Ω_{DC}와 cross slip에 의한 동적

회복상수인 Ω_{CS}로 나타낼 수 있다.¹¹⁾

$$\Omega = \Omega_{DC} + \Omega_{CS} \quad (1)$$

$$\Omega_{DC} = A \left(\frac{D_0}{\dot{\epsilon}} \right)^{1/3} \exp\left(-\frac{Q_m}{3RT}\right)$$

$$\Omega_{CS} = \Omega_0 \exp\left(\frac{\beta E b}{\gamma R}\right) \exp\left(-\frac{E b G_0}{\gamma R T}\right)$$

$$= C \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right)$$

위 식에서 Q_m은 dislocation climb에 대한 활성화 에너지, β는 상수, G₀는 0 K에서의 강성률, γ는 적층결합 폭, E는 적층결합에서의 부분전위의 단위길이 당 에너지이다. 위 식으로부터 순수 Al에 대한 동적회복상수는 다음과 같은 식으로 나타낼 수 있다.

$$\Omega_{DC} = 8083.7 \times \exp\left(-\frac{23801}{RT}\right)$$

$$\Omega_{CS} = 5.6 \times \exp\left(-\frac{162.8}{RT}\right)$$

위 두 식을 식 (1)에 대입하여 온도에 따른 동적회복상수의 변화를 Fig. 3에 나타내었다. Cross slip에 의한 동적회복상수는 100 K부근까지 급격히 증가하다가 그 이상에서는 일정한 값을 나타내어 상온과 -85°C(188 K)에서의 차이는 거의 없는 반면에, dislocation climb에 의한 동적회복상수는 200 K이하에서는 그 값이 거의 0이지만, 그 이상의 온도에서는 급격히 증가한다. 따라서, 본 실험에서 기계적합금화 온도로 선택한 저온(-85°C)에서는 dislocation climb에 의한 동적회복이 억제되어 재료내의 전위축적을

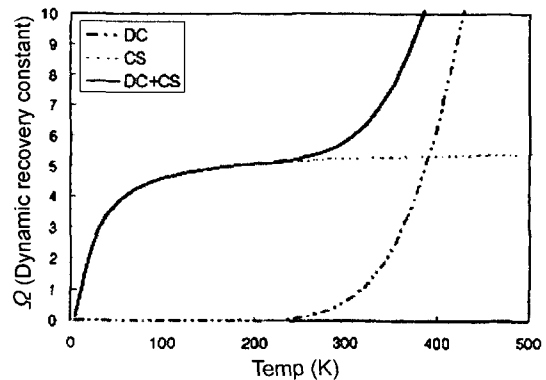


Fig. 3. Variation of dynamic recovery constant of pure Al as a function of temperature

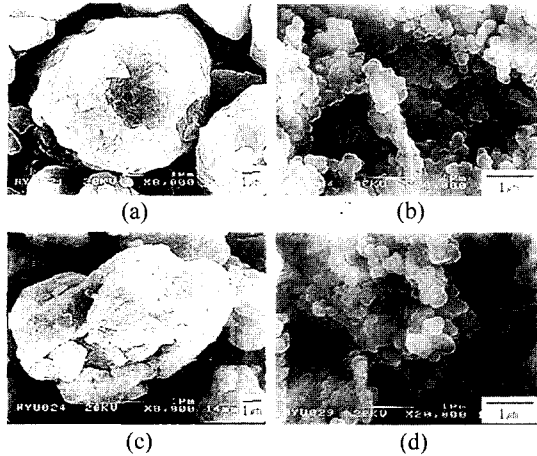


Fig. 4. SEM micrographs of as-milled powders; (a) milled at -85°C for 60 hrs, (b) higher magnification corresponding to (a), (c) milled at room temperature for 60 hrs, (d) higher magnification corresponding to (c).

증가시킴으로써 결정립과 분말크기가 미세화된 반면, 상은 기계적합금화에서는 동적회복억제 효과가 작기 때문에 생성된 분말의 결정립과 입도가 저온기계적합금화한 분말보다 조대하였다.¹¹⁻¹³⁾

상온과 저온 기계적합금화한 분말의 형태를 주사전자현미경으로 관찰한 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 상온에서 제조한 분말은 불규칙한 모양을 하고 있는 반면, 저온에서 제조한 분말은 구형에 가까운 모양으로, 크기도 상온에서 제조한 분말보다 작아, 입도분석 결과와 일치하였다. Fig. 4의 (b)와 (d)는 분말의 내부구조를 주사전자현미경으로 관찰한 결과이다. 기계적합금화로 생성된 분말의 내부는 아주 작은 구형 입자들로 구성되어 있었는데, 이러한 현상은 Benjamin이 보고한 바에 의하면, 기계적합금화로 미세화된 입자들이 표면적을 줄이기 위해 서로 응집되고, 입자들 사이에 압점이 일어나 분말을 형성했기 때문이다.¹⁷⁾

3.2. 진공열간압축한 성형체의 미세구조

진공열간압축한 시편의 미세구조를 투과전자현미경으로 관찰하여 Fig. 5와 Fig. 6에 나타내었다. Fig. 5에서 볼 수 있듯이, 분말내부는 수십 nm의 미세한 결정립들로 구성되어 있으며, 투과전자현미경 선택영역회절분석을 통하여 금속간화합물인 Al_3Ti 가 생성되어 기지금속인 Al과 혼재하고 있는 것을 확인할 수 있었다. 그러나, 기지금속인 Al의 결정립이 nano

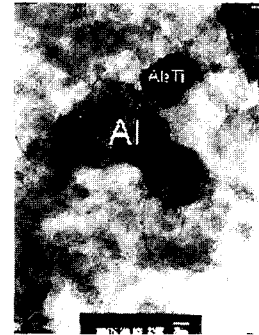


Fig. 5. TEM micrographs and corresponding SAD patterns of Al-5at.%Ti alloy consolidated from powders by vacuum hot pressing.

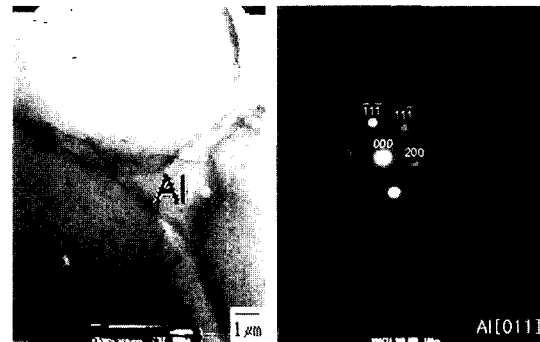


Fig. 6. TEM micrograph and corresponding SAD pattern of VHPed Al-5at.%Ti alloy.

scale로 미세화됨에 따라 금속간화합물인 Al_3Ti 의 결정립과 비슷한 크기를 갖게 되었기 때문에, 금속간화합물인 Al_3Ti 는 기지금속인 Al 결정립에 분산되지 않고 독립된 결정립을 이루고 있었다.

Fig. 6에서는 진공열간압축 후 성형체 내부의 분말과 분말사이에 새로운 상이 생긴 것을 확인할 수 있었다. 이 새로운 상은 주로 분말 사이의 triple junction에 위치하며, 결정립 크기는 수 μm 로 조대하였

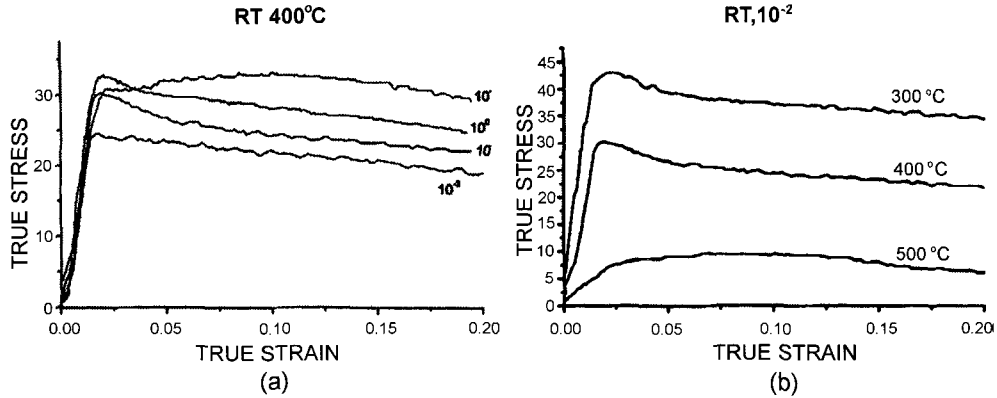


Fig. 7. Stress strain curves and compressive deformed specimens; (a) stress-strain curves of RT specimen at 400°C with various strain rates, (b) stress-strain curves of RT specimen at constant strain rate, $\dot{\epsilon}=10^{-2}$ with various temperatures.

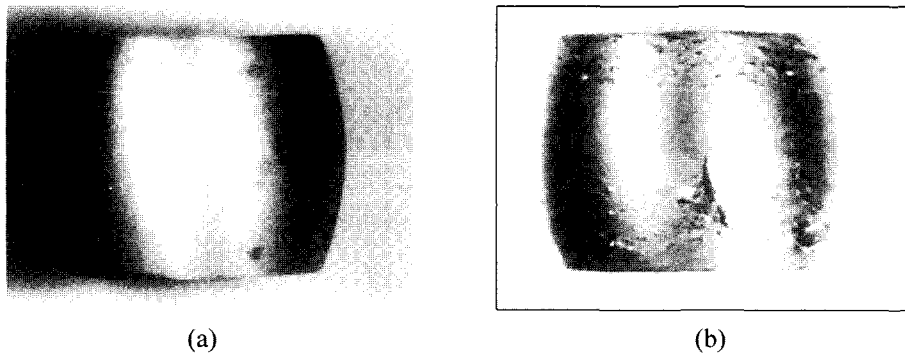


Fig. 8. Stress strain curves and compressive deformed specimens; (a) compressive deformed specimen at 550°C, $\dot{\epsilon}=10^{-1}$, $e=35\%$, (b) compressive deformed specimen at 550°C, $\dot{\epsilon}=10^{-3}$, $e=35\%$.

다. 투과전자현미경 선택영역회절점 분석을 통하여 이 상이 순수 Al 입을 확인하였으며, 그 분율은 저온 분말로 만든 시편(이하 저온시편으로 칭함)의 경우 평균 31.63%로, 상온 분말로 만든 시편(이하 상온시편으로 칭함)의 평균 10.62%보다 약 3배정도 많았다. 이러한 새로운 상, 즉 Al pool은 결정립 nano화에 따른 고확산 경로의 증가, 분말크기 미세화에 의한 표면적 증가에 따른 녹는점 강하현상, 진공열간 압축시 분말과 분말 사이의 국부적인 마찰, 그리고 금속간화합물인 Al_3Ti 의 생성시 발생한 열량 등으로 인해 Al이 고확산경로인 결정립계를 따라 나온 것으로, 저온 시편의 경우 상온 시편보다 더 미세한 결정립 크기를 갖기 때문에 확산도의 증가나 녹는점 강하현상 등이 상대적으로 커서 Al pool의 양이 더 많았다.

3.3. 압축변형거동

상온과 저온 시편을 압축실험하여 얻은 응력 대 변형곡선을 Fig. 7에 나타내었다. 같은 변형속도에서는 온도가 낮아질수록 재료의 최대강도가 증가하였고, 같은 온도에서는 변형속도가 빨라질수록 최대강도가 증가하였다. 변형속도 $10^{-1}s^{-1}$ 의 경우에는 다른 변형속도와는 달리, 상당량 변형된 후에 최대강도에도달하였다. Fig. 8은 550°C에서 변형속도 $10^{-1}s^{-1}$ 과 $10^{-3}s^{-1}$ 로 압축변형한 시편을 비교하여 나타낸 것으로, 변형속도 $10^{-1}s^{-1}$ 으로 압축한 시편의 연성이 더 큰 것을 확인할 수 있었다.

변형속도가 $10^{-1}s^{-1}$ 과 $100s^{-1}$ 일 경우, 상온 시편과 저온시편의 압축실험으로 얻은 응력 대 변형곡선을 비교하여 Fig. 9에 나타내었다. 400°C와 500°C 모두 저온시편의 강도가 상온시편보다 컸는데, 이러한 현

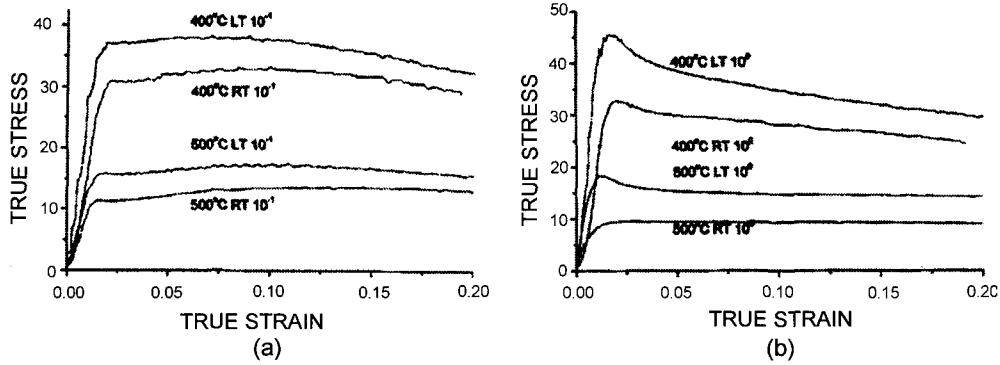


Fig. 9. Stress-strain curve comparison of LT and RT specimens at constant strain rate with different compression temperature; (a) $\dot{\epsilon}=10^{-1}$, and (b) $\dot{\epsilon}=10^0$.

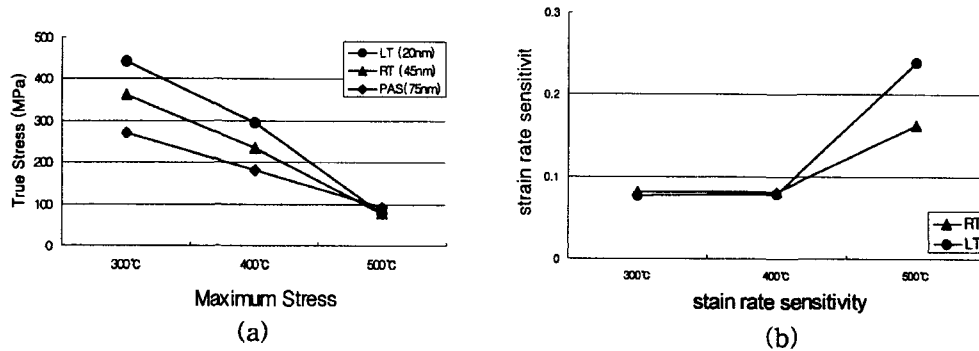


Fig. 10. Variation of maximum stress & strain rate sensitivity: (a) maximum stress variation as a function of temperature ($\dot{\epsilon}=10^{-3}$), (b) strain rate sensitivity as a function of temperature.

상은 저온시편이 상온시편보다 결정립 크기가 작아서 전위운동의 장애물로 작용하는 결정립계가 더 많으므로, 전위운동에 보다 큰 응력이 필요하기 때문이다.

변형속도가 $10^{-3}s^{-1}$ 일 때, 상온시편과 저온시편의 압축실험시 최대강도를 온도별로 비교하여 Fig. 10의 (a)에 나타내었다. 300°C와 400°C에서는 저온 기계적 합금화한 분말로 만든 시편의 경우가 상온 분말로 만든 시편의 경우보다 강도가 더 컸으나, 500°C에서는 상온 시편과 저온 시편의 최대 강도 차이가 사라졌다. Fig. 10의 (b)에는 온도에 따른 변형속도민감도의 변화를 나타내었다. 300°C와 400°C에서는 변형속도민감도 값이 0.1이하로 작았고, 상온시편과 저온시편 간의 차이도 거의 없었으나, 500°C에서 압축실험한 저온시편의 변형속도민감도는 0.24로 상온시편의 변형속도민감도인 0.16보다 컸다. 이러한 현상은 500°C 이상의 고온에서 Al pool이 연화되어 분말경계에서

미끄러짐을 유도하기 때문이며, 따라서 Al pool의 양이 더 많은 저온시편이 상온시편에 비해 온도증가에 따른 최대강도의 감소폭과 변형속도민감도가 컸다.

변형된 시편의 미세구조의 변화를 확인하기 위하여 시편의 수직단면을 투과전자현미경으로 관찰한 결과를 Fig. 11에 나타내었다. 300°C 압축실험시편에서는 분말이 응력에 수직인 방향으로 변형되었으나, 내부의 결정립들은 특정한 방향으로 변형된 모습은 관찰할 수 없었다. 500°C 압축실험시편에서는 분말이나 분말 내부의 결정립들이 특정한 방향으로 변형된 형태는 관찰할 수 없었다. 300°C 압축실험시편의 Al pool 영역에서는 분말과 Al pool 사이의 계면에 전위가 집적되어 있었는데, 이를 통해 Al pool과 분말 사이의 계면이 응력에 대해 가장 취약한 부분이라는 것을 확인할 수 있었다. 그러나 500°C 압축실험시편의 Al pool 영역에서는, 연화된 Al이 상당히 변형되

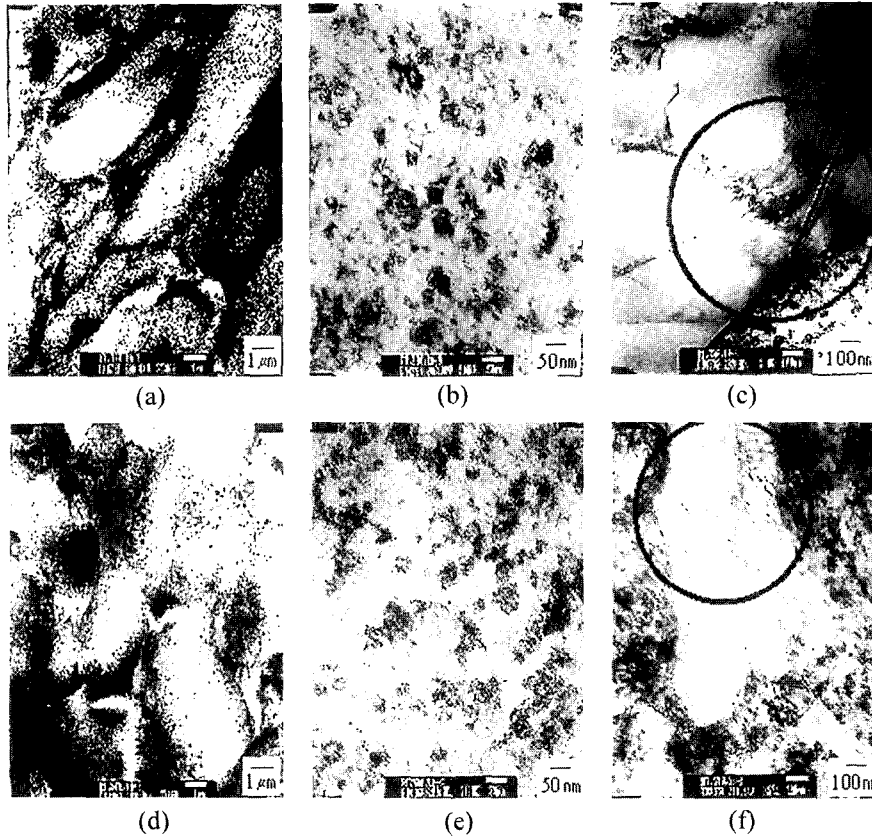


Fig. 11. TEM micrographs of compressive deformed specimen; (a), (b), (c) : compression tested RT specimen at 300°C, $\epsilon=10^{-3}$, (d), (e), (f) : compression tested RT specimen at 500°C, $\epsilon=10^{-3}$.

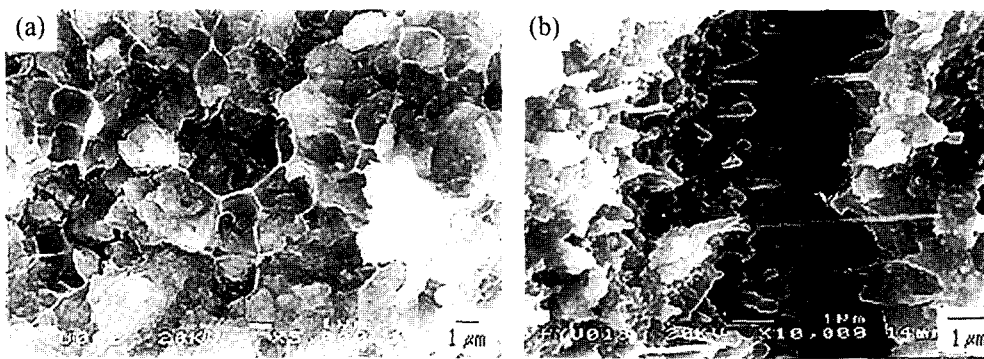


Fig. 12. SEM micrographs of fracture strfaces; (a) fractured at 300°C, and (b) fractured at 500°C.

어, 전위가 특정 부위에 집적되지 않고 전체 pool 영역에 골고루 분포하고 있었다. 이상의 결과로부터 300°C에서는 압축이 진행됨에 따라, 분말내부에서는 결정립계 미끄러짐이 일어났고, Al pool과 분말 사이

의 계면에 형성된 전위에 의해 계면이 취약해지면서 분말 사이가 분리되는 것으로 생각된다. 한편 500°C에서는 Al pool 영역에서의 전위의 운동과 분말계 미끄러짐이 주된 변형기구인 것으로 생각된다.

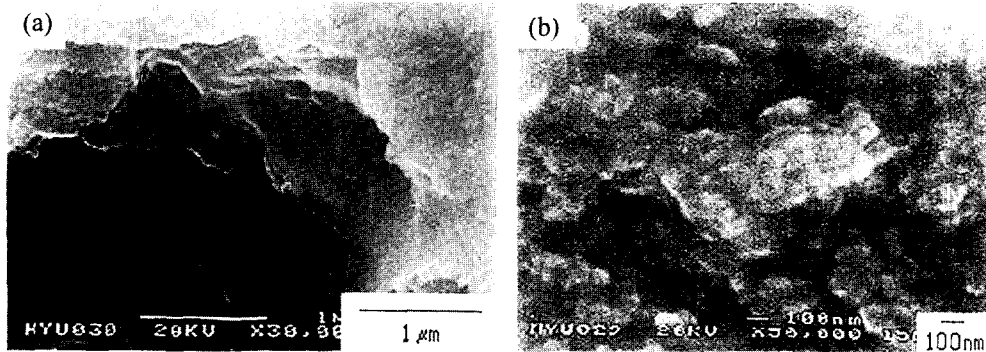


Fig. 13. SEM micrographs of fracture surfaces; (a) Al pool, (b) powder inside.

온도에 따른 파괴양상의 변화를 알아보기 위하여 Fig. 12에 재료의 파면을 주사전자현미경으로 관찰하여 나타내었다. 300°C 파면에서는 Al pool에서 분말들이 떨어져 나간 자리가 마치 분화구처럼 남아 있었는데, 이를 통해 분말과 Al pool 사이의 계면에 전위의 축적으로 인한 microcrack이 생기면서 파괴가 일어났음을 알 수 있었다. 이에 비해 500°C 파면에서는 300°C 파면에 존재하였던 분말이 떨어져 나가면서 생긴 분화구 모양의 파면은 존재하지 않았고, 대신 Al이 상당히 많이 변형되어 늘어서 있었다. 이러한 현상은 300°C에서 견고하게 존재하던 Al이 고온에서 충분히 연화되며 분말사이의 decohesion 현상을 억제하는데 기여하였기 때문으로 생각된다.

Al pool은 수 μm 정도의 조대한 결정립으로 구성된 반면에, 분말내부는 수십 nm의 미세한 결정립으로 구성되어 있기 때문에, 파면의 위치에 따라 파괴 양상이 다를 것으로 기대되었다. Fig. 13는 위치에 따른 파괴양상을 주사전자현미경으로 배율을 높여 관찰한 결과이다. Fig. 13-(a)에서 볼 수 있듯이, Al pool 영역에서 발생한 파면에서는 연성파괴의 형태를 볼 수 있는 반면,¹⁵⁾ Fig. 13-(b)에서처럼 분말표면이나 내부에 발생한 파면에서는 울퉁불퉁한 모습을 볼 수 있는데, 이는 Fig. 4-(b), (d)에서처럼 100 nm 이하의 작은 입자들로 구성된 분말내부에서 입자들의 decohesion이 일어났기 때문이다.

이상의 실험결과로부터 분말입계 미끄러짐이 주된 변형기구로 작용한다면, Al pool의 양이 많은 저온시편이 상온시편보다 더 큰 연성을 가지리라고 예측할 수 있다. 그러나 실제 실험결과에서는 Al pool과 분말사이의 계면이 많은 저온시편이 더 낮은 연성을 나

타내었다. 이것은 Al pool 영역에서의 전위의 운동이 분말 내부의 결정립계 미끄러짐이나 분말입계 미끄러짐보다 더 작은 응력으로도 가능하였기 때문에 전체적인 변형의 주된 변형기구로 작용하여, Al pool 내에서 증식된 전위가 Al pool과 분말 사이의 계면에 집적되어 microcrack을 형성함으로써 파괴를 일으켰기 때문으로 생각된다.

4. 결 론

1. 저온 기계적합금화로 동적회복을 억제함으로써 상온 기계적합금화에 비해 미세한 분말크기와 결정립 크기를 갖는 합금분말을 제조할 수 있었으며, 저온 기계적합금화한 분말이 상온 기계적합금화한 분말보다 좁은 입도 분포와 구형에 가까운 모양을 가지는 것을 확인할 수 있었다.

2. 압축실험시 비교적 낮은 실험온도인 300°C에서는 분말내부의 결정립들이 서로 미끄러짐으로써 분말이 응력방향에 수직하게 판형으로 변형되었으며, 이 결과 전위가 분말과 Al pool사이의 계면에 집적되어 microcrack을 형성함으로써 상대적으로 작은 변형으로도 파괴되었다. 비교적 높은 실험온도인 500°C에서는 분말사이에 위치한 Al pool이 연화되어 분말경계 미끄러짐을 일으킴으로써, 분말의 변형없이 성형체 전체의 변형을 가져와, 300°C보다 상대적으로 큰 변형 후 파괴되었다.

3. 진공열간 압축의 결과 분말사이에 생긴 Al pool은 분말사이의 decohesion을 억제하는 효과가 있는 것을 확인할 수 있었다. 그러나 Al pool이 연성의 향상에 기여한 것은 400°C 이상의 고온이었으며,

그 효과도 그리 크지 않아, 응력적으로 가장 취약한 부분인, Al pool과 분말 사이의 계면이 많은 저온시편이 상온시편에 비해 연성이 떨어졌다. 이와 같은 현상은 분말 내부의 결정립계 미끄러짐이 주된 변형기구로 작용하지 않고, 분말과 분말 사이의 Al pool 영역에서 전위의 운동이 주된 변형기구로 작용한 결과로 생각된다.

감사의 글

본 연구는 한양대학교의 지원으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. W. E. Franzier and M. J. Koczak in Dispersion Strengthened Aluminium Alloys, Y. W. Kim and W. M. Griffith, eds., (1988) 573.
2. S. H. Wang, P. W. Kao and C. P. Chang: Scripta Met., **29** (1993) 323.
3. J. Karc et al.: Nature, **330** (1987) 556.
4. R. W. Siegel, G. E. Fougere: Mat. Res. Soc. Symp. Proc. **362** (1995) 219.
5. P. G. Sanders, J. A. Eastman and J. R. Weertman: Acta mater., **45** (1997) 4019.
6. G. Liang, Q. Meng, Z. Li, E. Wang: Nanostructured Materials, **5** (1995) 673.
7. C. Suryanarayana: J. of Korean Powder Metallurgy Institute, **3** (1996) 233.
8. R. W. Siegel: Nanostructured Materials, **3** (1993) 1.
9. C. Suryanarayana: Metals and Materials, **2** (1996) 195.
10. R. D. Shull: Nanostructured Materials, **2** (1993) 213.
11. H. Hallen: Mat. Sci. Eng., **72** (1985) 119.
12. Y. Bergström and H. Hallen: Mat. Sci. Eng., **55** (1982) 49.
13. J. Xu, J. S. Yin and E. Ma : Nanostructured Materials, **8** (1997) 91.
14. 이경섭, 김선진, 강성균: 한국과학재단 보고서(MA 방법에 의한 Nanocrystalline Al-Ti 합금 개발 연구), KOSEF 95-0030-09-01-3.
15. Metals Handbook Ninth Edition: ASM, vol. 12, pp. 422, 425.
16. Birringer, R. Hahn, H. H. H. H. Karch, J. Gleiter, H: Defect and Diffusion Forum **59** (1998) 17.
17. J. S. Benjamin and T. E. Volin: Metallurgical Transactions, **5** (1974) 1929.