

기계적합금화한 Al-Ti 합금의 고온 인장 특성에 미치는 Ce의 첨가와 등온열처리의 영향

김준기 · 오영민 · 김용덕 · 김병철* · 김선진

한양대학교 재료공학과

*한국원자력연구소

Effects of Ce Addition and Isothermal Aging on the Elevated Temperature Tensile Properties of Mechanically Alloyed Al-Ti Alloys

Jun-Ki Kim, Young-Min Oh, Yong-Deog Kim, Byung-Chul Kim and Seon-Jin Kim

Dept. of Materials Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791, Korea

*Korea Atomic Research Institute, Taejeon, Korea

(1997년 3월 6일 받음, 1997년 4월 10일 최종수정본 받음)

초 록 기계적합금화 한 Al-Ti합금의 상온 및 고온 인장강도는 25at.% Ti을 Ce으로 치환함에 따라 증가하였다. 그러나 25at.% 이상의 Ce첨가는 합금의 인장강도를 감소시켰다. 이는 Ce이 적은 고용도 효과에 의해 금속간화합물의 조대화를 억제하여 합금의 강도를 증가시키지만 다량 첨가시에는 Ti에 비해 무거운 원자량으로 인해 분산상의 파괴분율을 감소시켜 합금의 강도가 오히려 저하시킨 것으로 생각된다. Ce의 첨가는 400°C와 510°C에서 합금의 열적안정성을 향상시키는 것으로 나타났다. 300~510°C 온도범위에서 측정된 Al-8wt.%(Ti+Ce)합금의 변형에 필요한 활성화에너지는 Al의 자기확산에 필요한 에너지(142kJ/mole)의 1.3~1.9배로 나타났다. 이로부터 Al-Ti-Ce 합금의 고온 변형은 Orwan 기구에 의한 것을 생각된다.

Abstract The room and elevated temperature tensile strength of mechanically alloyed Al-8wt.%Ti alloy increased by substituting Ce for Ti up to 25at.%. However, further substitution of Ce for Ti decreased the tensile strength. It was considered to be due to the decrease of volume fraction of Ce contained dispersoids. In the meantime, the decrease of tensile strength due to the isothermal aging was effectively reduced by the addition of Ce at 400°C but not 510°C. The activation energies for the deformation of Al-8wt.%(Ti+Ce) alloys measured at the temperatures between 300°C ~ 510°C were about 1.3~1.9 times higher than that for pure Al self-diffusion (142KJ/mole). Thus, it was considered that the elevated temperature deformation of Al-8wt.%(Ti+Ce) alloys was governed by Orwan mechanism.

1. 서 론

기계적합금화 방법으로 제조된 Al-Ti합금은 높은 비강도와 탄성계수를 갖고 고용점 분산상인 Al_3Ti 금속간화합물 형성으로 인해 400°C 정도의 고온에서도 우수한 기계적특성을 나타내어 항공기용 고온 구조재료로 많은 연구의 대상이 되어 왔다^{1,2)}. 분산강화효과는 분산상이 $10^{-2} \sim 10^{-1}$ 의 파괴분율을 갖고 5~100nm의 크기를 가질 때 가장 효과적인 것으로 알려져 있으며³⁾, 고온에서 안정한 기계적특성을 유지하기 위해서는 고온 장시간 노출시 분산입자의 조대화가 최대한 억제되어야 한다. 그러나 Al-Ti합금은 400°C 이상의 고온에서 장시간 노출될 경우 Al_3Ti 의 조대화로 인해 강도가 급격히 저하되는데 이러한 문제점은 Ce, V, Zr, Hf 등의 제 3 원소를 첨가함으로써 개선될 수 있는 것으로 알려져 있다^{4~6)}. 이러한 제 3 원소중 V, Zr, Hf 등은 Al_3Ti 에 비해 Al기지와 격자간불일치가 작은 $Al_3(Ti+X)$ 삼원계 금속간화합물을 형성함으로써 분산상의 조대화를 억제하여 열적안정성을 향상시키는 것으로 알려져 있다^{4,5)}.

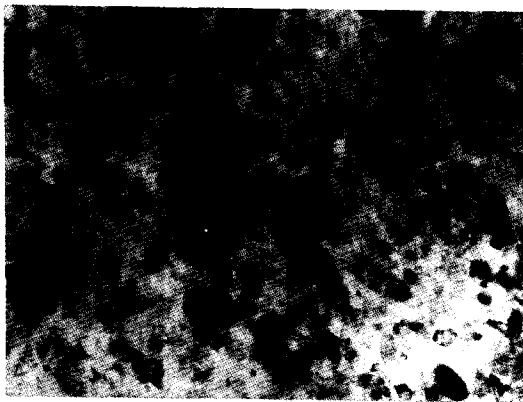
반면에 Ce의 경우는 생성되는 금속간화합물이 $Al_3(Ti+Ce)$ 과 $Al_4(Ce+Ti)$ 으로 Ce첨가량이 증가할수록 Al 기지와 격자간불일치가 증가하지만 Ce의 Al내 고용도(6.02×10^{19} atoms/cm³ at 482°C)가 $Ti(6.79 \times 10^{19}$ atoms/cm³ at 482°C)에 비해 작은 효과에 의해 금속간화합물의 조대화가 억제되는 것으로 보고된 바 있다⁶⁾. 그러나 이러한 Ce 첨가효과가 Al-Ti합금의 고온 인장강도와 고온에서 장시간 노출에 따른 열적안정성에 미치는 영향에 대해서는 아직 보고된 바가 없으며 이들 합금의 고온변형기구에 대한 연구도 없는 상태이다. 따라서 본 연구에서는 Al-Ti-Ce합금분말을 기계적합금화 방법으로 제조하고 열간압출방법으로 성형하여 고온 인장특성과 열적안정성을 조사하였으며, 속도변화시험을 통해 합금의 활성화에너지를 구하여 고온변형기구를 고찰하였다.

2. 실험 방법

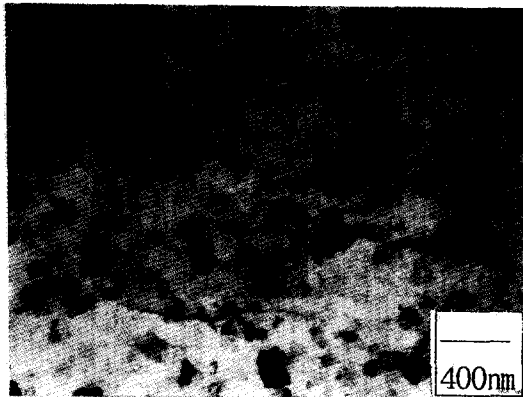
Al-8wt.%(Ti+Ce) 조성으로 합금원소의 첨가량을 고정하고 Ti:Ce의 원자비를 1:0, 3:1, 1:1로 변화시킨 원료



(a) Al-8wt.%Ti alloy



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



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

Fig. 1. TEM micrographs of as-extruded specimens.

분말을 attritor를 이용하여 기계적합금화하였다. 기계적합금화 시간은 본 합금분말의 경우 16시간 이후에 합금화가 이루어져 정상상태에 도달한다는 선행연구결과⁶⁾를 이용하여 20시간으로 하였으며 열간압출방법으로 성형체를 제조하였다. 성형체는 합금분말을 동켄에 냉간압축으로 충전하고 550℃에서 2시간동안 탈가스처리를 거친 후 450℃에서 30:1의 압출비로 열간압출하여 제조하였다. 열간압출한 성형체는 인장시험을 위해 ASTM E8M-88 subsize규격인 시편총길이 60mm, 평행부길이 20mm, 직경 4mm의 인장

시편으로 가공하였다.

Ce첨가의 영향과 등온열처리 조건에 따른 합금의 고온 인장거동을 조사하기 위하여 Ce첨가량을 변화시킨 각각의 인장시편을 10^{-3} torr의 진공으로 400℃와 510℃에서 1000시간까지 등온열처리한 후 상온, 400℃, 510℃에서 변형률 $5 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ 로 인장시험을 하였다. 또한 합금의 고온변형기구를 조사하기 위해 0.6~0.8Tm사이의 온도범위인 300℃, 400℃와 510℃에서 5×10^{-5} , 10^{-3} , $5 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ 로 변형속도를 변화시키면서 변형강도를 측정하였다. 측정된 변형강도와 변형속도를 각각 해당 온도에서의 탄성계수와 Al의 자기확산계수로 나누고 이때의 양대수 기울기 값으로 응력지수를 구하여 변형에 필요한 활성화에너지를 구하였다.

인장시험 조건에 따른 재료의 파괴거동을 분석하기 위해 시편의 파면과 미세조직을 SEM과 TEM으로 관찰하였다. 시편의 미세조직 관찰을 위한 TEM 시편은 twin jet polisher를 이용하여 thin foil로 제작하였으며 사용된 전해액은 33% HNO₃+67% CH₃OH이고 -50℃에서 90mA의 전류를 가해 주었다.

3. 결과 및 고찰

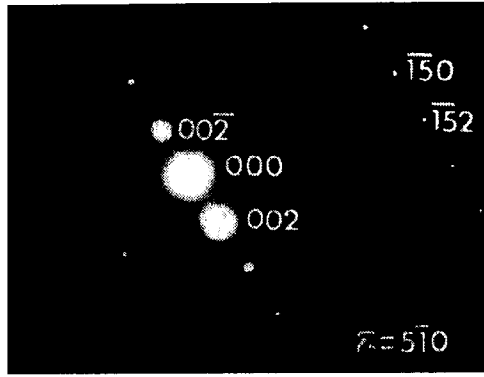
미세조직

기계적합금화한 Al-8wt.%Ti, Al-8wt.%(3Ti+1Ce) 및 Al-8wt.%(1Ti+1Ce) 조성의 분말을 450℃에서 1540MPa의 압력으로 열간압출하여 성형한 시편들은 98% 이상의 비이론밀도를 나타내었으며 TEM으로 관찰한 미세조직을 Fig. 1에 나타내었다. Fig. 1(a)의 Al-8wt.%Ti합금에서 탈가스처리와 열간압출 과정동안 생성된 분산상들의 크기는 200~400nm정도였으나, Fig. 1(b), (c)의 Ce이 첨가된 시편에서의 분산상들은 조대화가 억제되어 약 100nm정도 이하의 크기로 균일하게 분포하는 것을 볼 수 있다. Ti:Ce의 첨가비가 3:1과 1:1로 Ce첨가량이 증가한 경우에서 분산상의 크기에 있어서는 큰 차이를 보이지 않으나 분산상의 부피분율이 감소하는 경향을 볼 수 있다.

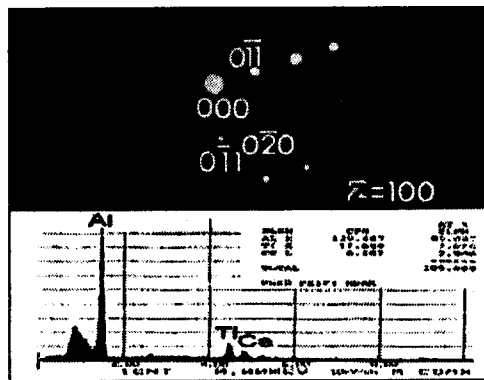
기계적합금화와 열간압축성형으로 제조된 Al-Ti-Ce합금의 경우에는 각각 Al₃Ti와 Al₄Ce 구조의 Al₃(Ti+Ce)와 Al₄(Ce+Ti)삼원계 금속간화합물이 생성되는 것으로 보고된 바가 있다⁶⁾. 본 연구의 열간압출성형으로 제조한 시편에서도 분산상들을 TEM 제한시야회절과 EDS로 분석한 결과인 Fig. 2에서 보여지는 바와 같이 Al-8wt.%Ti합금에는 Al₃Ti분산입자가, Ce을 첨가한 합금에는 Al₃(Ti+Ce)와 Al₄(Ce+Ti)삼원계 금속간화합물이 생성된 것을 확인할 수 있었다.

인장강도

Al-8wt.%Ti, Al-8wt.%(3Ti+1Ce) 및 Al-8wt.%(1Ti+1Ce)합금의 인장시험온도와 400℃ 및 510℃에서 등온열처리에 따른 최대인장강도값을 Fig. 3에 나타내었다. 등온열처리전 시편의 상온 최대인장강도는 Ti:Ce의 비가 1:0, 3:1, 1:1인 경우 각각 400, 422, 364MPa로 3:1합금이 가장 높은 최대인장강도를 나타내었고 Ce의 첨가량이



(a) Al_3Ti in Al-8Wt.%Ti alloy



(b) $Al_3(Ti+Ce)$ in Al-8Wt.%(3Ti+1Ce) alloy

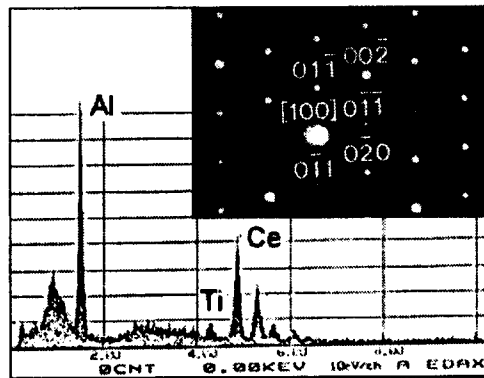
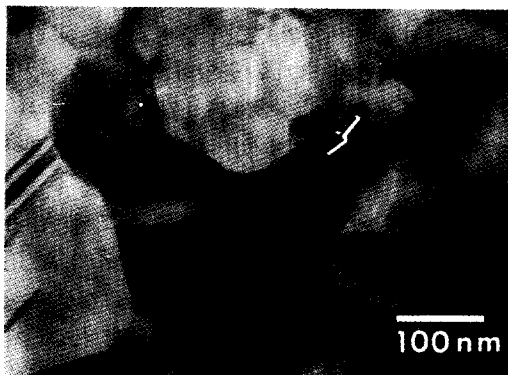
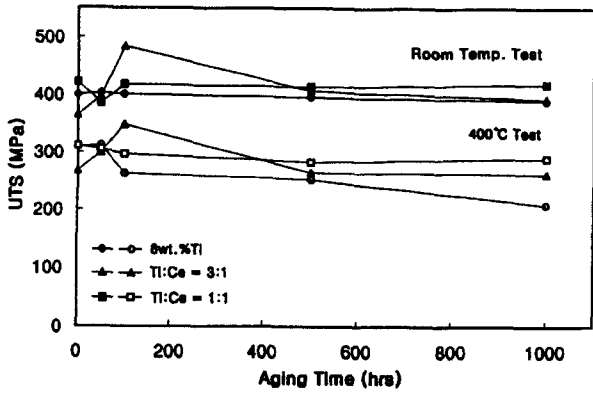


Fig. 2. TEM micrograph, SAD pattern and EDS analysis of dispersoids of Al-Ti-Ce alloys.

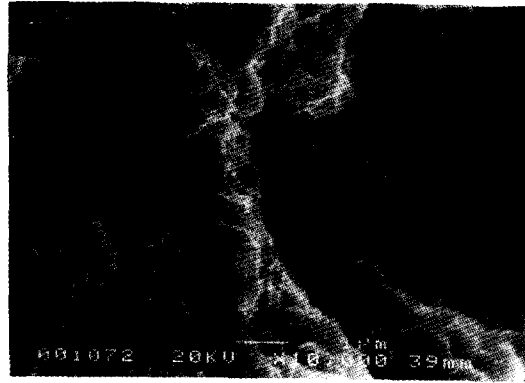
증가하여 Ti:Ce의 비가 1:1인 경우는 Ce을 첨가하지 않은 Al-8wt.%Ti합금보다도 낮은 최대인장강도를 보였다. 또한 등온열처리전 시편의 400℃와 510℃ 고온 최대인장강도도 비슷한 결과를 나타내어 400℃의 경우 Ti:Ce 첨가비 1:0, 3:1, 1:1에 대해 각각 300, 310, 260MPa이었고 510℃의 경우 각각 141, 191, 151MPa로 Ti:Ce첨가비가 3:1인 합금이 가장 높은 강도를 나타내었다.

Ce은 Ti에 비해 작은 Al기지내 고용도를 갖기 때문에 분산상의 조대화를 억제할 수 있는 것으로 보고된 바가 있

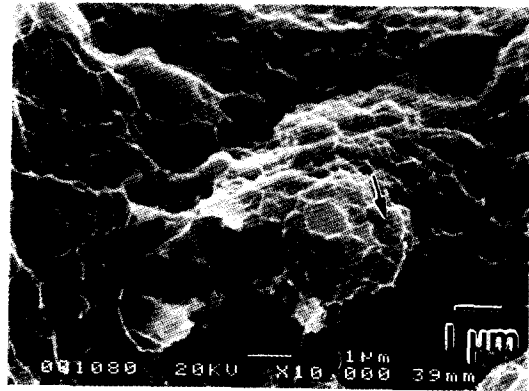
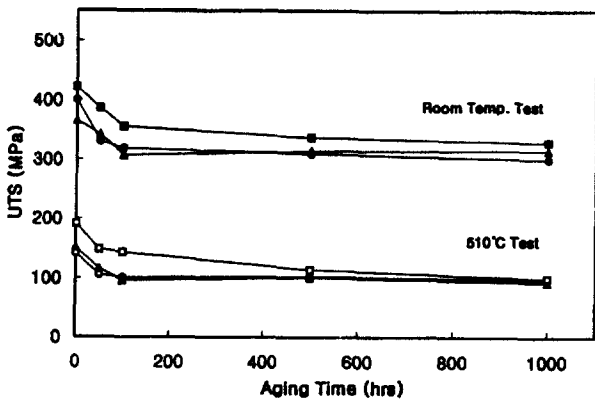
으며¹⁾ 시편의 미세조직 사진인 Fig. 1에서도 Ce을 첨가한 합금이 Ce을 첨가하지 않은 합금에 비해 미세한 분산상을 갖는 것을 확인한 바 있다. 그러나 Ce을 1:1로 첨가한 합금은 미세한 분산상에도 불구하고 오히려 Ce을 첨가하지 않은 합금보다도 낮은 강도를 보이고 있는데 이는 Ti에 비해 무거운 원소인 Ce을 합금원소의 첨가량을 8wt.%로 고정하여 첨가하였기 때문으로 생각된다. Ce의 원자량은 Ti의 47.9에 비해 3배 정도 무거운 140.1이므로 Ti:Ce의 첨가비가 3:1, 1:1합금의 경우 첨가되는 합금원소의 원자비



(a) Aged and tested at 400°C



(a) As-extruded

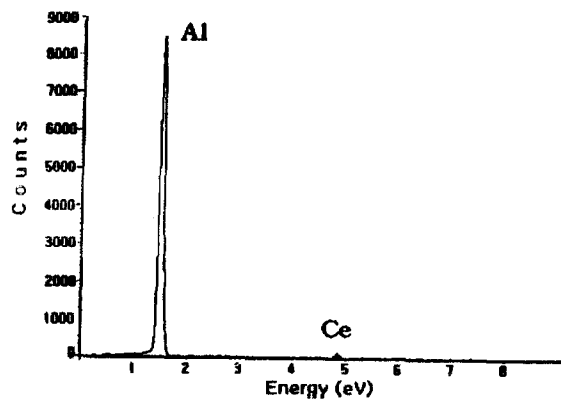


(b) aged for 50hrs at 400°C

Fig. 3. The room and elevated temperature UTS of Al-Ti-Ce alloys as a function of the isothermal aging time.

(at.%)는 각각 Ce를 첨가하지 않은 합금의 83%, 67%에 불과하다. Ce를 첨가한 합금에서는 $Al_3(Ti+Ce)$ 과 $Al_2(Ce+Ti)$ 의 두종류 금속간화합물이 생성되어 정확한 부피분율을 알 수는 없지만 Ce첨가시 합금원자수의 감소는 생성되는 분산상의 부피분율을 감소시킬 것으로 생각된다. 따라서 Ce를 1:1로 첨가한 합금의 경우 Ce를 첨가하지 않은 합금에 비해 상온 및 고온 인장강도가 낮은 것은 Ce첨가에 의한 분산상의 조대화 억제효과보다도 분산상의 부피분율 감소에 의한 강도저하가 컸기 때문으로 생각된다. 한편 Ti:Ce를 3:1로 첨가한 합금이 가장 높은 인장강도를 보인 것은 적은 양의 Ce첨가로 분산상의 부피분율 감소가 작아 Ce의 조대화 억제효과가 보다 우세하게 나타났기 때문으로 생각된다.

400°C에서 등온열처리 시간에 따른 합금의 상온 및 400°C 고온 인장강도를 Fig. 3-(a)에 나타내었다. 400°C에서 1000시간동안 등온열처리한 시편의 상온 인장강도는 Ti:Ce의 첨가비 1:0, 3:1, 1:1인 합금에 대해 각각 390, 418, 392MPa로 등온열처리전의 상온 인장강도인 400, 422, 364MPa를 거의 유지하는 것을 볼 수 있다. 한편 400°C에서 1000시간 등온열처리한 시편의 400°C 고온 인장강도는 각각 208, 289, 261MPa로 등온열처리전 합금의 400°C 고온 인장강도인 300, 310, 260MPa에 비해 Ce를 첨가하지 않은 Al-8wt.%Ti합금의 인장강도만 상당히 감소하였고



(c) EDS analysis of particle of (b)

Fig. 4. Fracture surface of Al-8wt.%(1Ti+1Ce) specimens tensile tested at room temperature.

Ce를 첨가한 합금은 등온열처리전 강도를 거의 유지하는 우수한 열적안정성을 보였다.

한편 Ti:Ce첨가비 1:1인합금의 경우에는 상온 및 400°C 인장강도가 등온열처리 100시간까지 급격히 증가하다가 이후에 다시 감소는 현상을 볼 수 있다. 기계적합금화로 제조된 합금에서 등온열처리에 따른 인장강도의 증가현상에 대해 Hawk 등¹¹⁾은 합금의 제조과정동안 석출되지 못하고 과고용되어 남아 있던 첨가원소가 등온열처리동안 추가

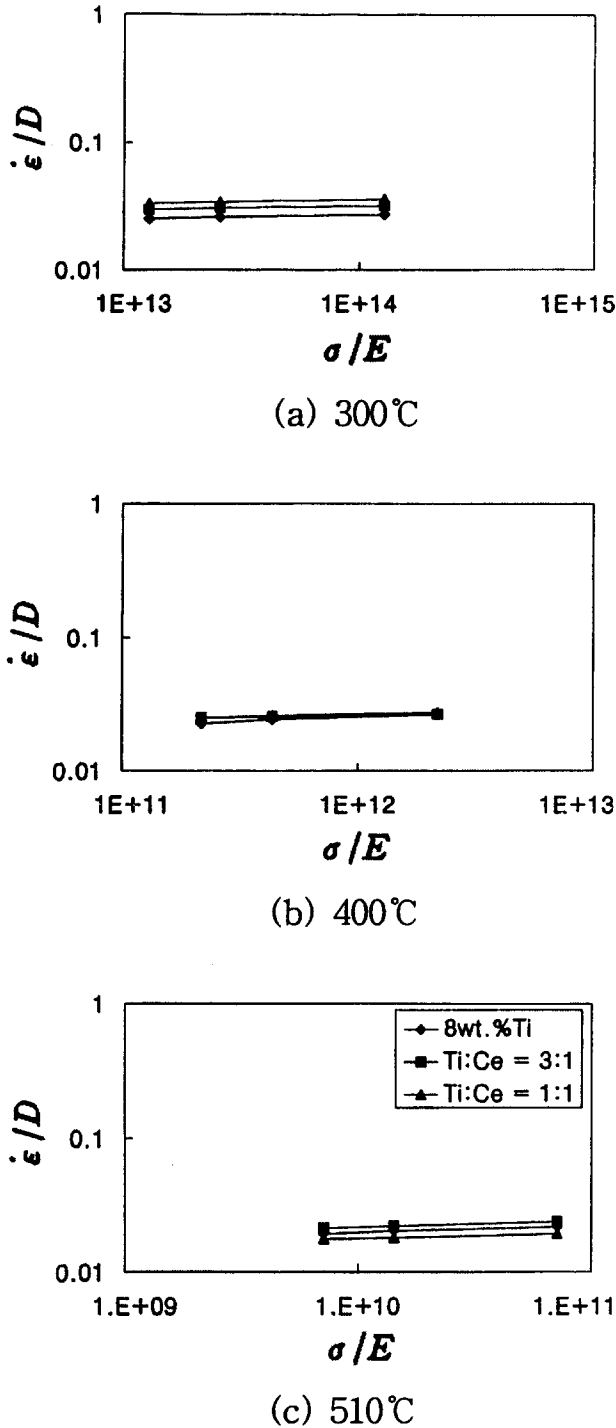


Fig.5. σ/E vs. $\dot{\epsilon}/D$ relationships at various temperatures.

로 석출되면서 강도증가 효과를 나타내는 것으로 예상한 바 있으나 이를 직접 확인하지는 못하였다. 이를 확인하기 위해 등온열처리된 시편과 400°C에서 50시간동안 등온열처리한 시편의 상온 인장시험후 표면을 SEM으로 관찰하여 Fig. 4에 나타내었다. Fig. 4-(b)의 등온열처리한 시편의 표면에서는 Fig. 4-(a)의 등온열처리된 시편의 표면에서 관찰되지 않았던 facet내부에 존재하는 미세한 입자를 볼 수 있다. 이러한 입자는 EDS 분석에서 Al과 Ce만이 검출된 것으로 보아 Al₄Ce 금속간화합물로 추정된다. Al₄Ce는 Al₃Ti에 비해 Al기지와 큰 격자간불일치를 이루는 결정

구조로 Al₄(Ce+Ti)이 주된 분산상이 되는 Ti:Ce첨가비 1:1합금의 경우 금속간화합물과 Al기지와 격자간불일치도가 12.4%로 1:0과 3:1의 경우인 5.2%와 5.9%에 비해 급격히 증가되는 것으로 보고되어 있다⁶⁾. 기지상과 큰 격자간불일치를 이루는 석출물의 경우 계면에너지가 증가되어 핵생성이 어렵다는 것은 잘 알려져 있는 사실이다. 따라서 Ti:Ce의 첨가비 1:1합금에서는 Al기지와 큰 격자간불일치도를 갖는 Al₄Ce의 석출이 지연되었다가 등온열처리에 의해 추가로 석출되면서 합금의 인장강도가 증가하는 현상을 보인 것으로 생각된다.

합금내 분산상의 조대화를 가속시켜 합금의 열적안정성 차이를 관찰하기 위한 510°C 등온열처리에 따른 시편의 상온 및 고온 인장강도는 Fig. 3-(b)에 나타내었다. 510°C 등온열처리한 시편의 상온 인장강도는 등온열처리 100시간에서 Ti:Ce의 첨가비 1:0, 3:1, 1:1에 대해 각각 318, 354, 306MPa로 Ce을 3:1로 첨가한 합금이 가장 높은 인장강도를 보였으나 500시간 이후에는 세조성 합금의 상온 인장강도가 모두 약 310MPa로 강도의 차이가 크지 않은 것으로 나타났다. 510°C 고온 인장강도도 비슷한 경향을 나타내어 100시간에서 Ce을 첨가하지 않은 합금과 1:1로 첨가한 합금이 100MPa정도인데 비해 Ce을 3:1첨가한 합금이 145MPa로 가장 높은 강도를 나타내었으며 500시간 이후에는 세조성 합금 모두 100MPa로 거의 같은 강도를 갖는 것으로 나타났다.

510°C 등온열처리 초기에서 Ti:Ce의 첨가비가 3:1인 합금이 가장 높은 강도를 유지하는 것은 등온열처리된 시편의 인장강도에서 관찰한 바와 같이 분산상과 Al기지와 격자간불일치도 증가에 따른 조대화 가속효과보다도 Ce의 작은 고용도에 따른 조대화 억제효과가 우세하였기 때문으로 생각된다. 또한 Ce을 1:1로 첨가한 합금이 Ce을 첨가하지 않은 합금과 비슷한 강도를 보이는 것은 분산상의 조대화에 대한 위의 두가지 효과이외에도 많은 양의 Ce첨가에 의해 분산상의 파괴분률이 상당히 감소되었기 때문으로 생각된다. 한편 510°C 등온열처리에서 100시간 이후에는 세조성 합금간의 인장강도 차이가 크지 않은데 이는 합금의 열적안정성에 관한 연구¹³⁾에서도 보고된 바와 같이 510°C의 고온에서는 Ce을 첨가한 합금의 분산상도 등온열처리 초기에 약 500nm 이상으로 급격히 조대화되어 분산강화에 효과적인 5~100nm크기를 상당히 벗어나므로 분산상의 크기차이에 따른 강도차이가 적었던 것으로 생각된다. 400°C 등온열처리에서 Ti:Ce비가 1:1인 경우에 나타났던 급격한 강도 증가-감소 현상은 510°C 열처리에서는 관찰되지 않았는데 이는 510°C에서 과고용되었던 합금원소의 빠른 확산으로 추가석출이 빠르게 진행되었기 때문인 것으로 생각된다.

고온 변형기구

MA Al-Ti-Ce합금에 대한 고온 인장시험 결과와 인장속도 변화시험을 통해 합금의 고온변형에 필요한 활성화에너지를 구하고 Al기지의 자기확산에 필요한 활성화에너지와 비교하여 합금의 고온 변형거동을 고찰하여 보았다. 일

Table 1. The values of stress exponent of Al-Ti-Ce alloys at the various test temperatures.

Composition \ Test Temperature	300°C	400°C	510°C
Al-8wt%Ti	24.2	24.0	15.2
Al-8wt%(3Ti+1Ce)	34.5	33.5	19.6
Al-8wt%(1Ti+1Ce)	29.7	24.7	21.8

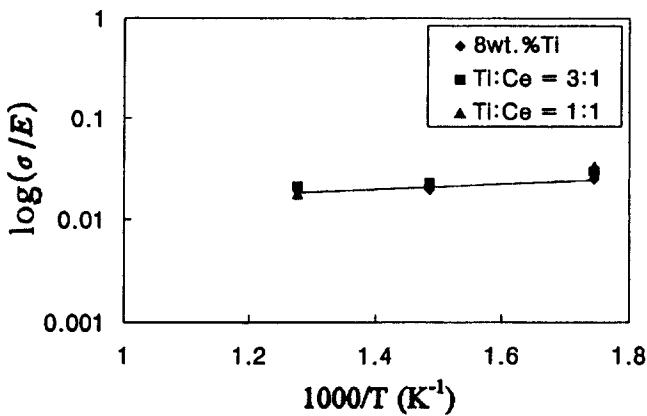


Fig. 6. $\log(\sigma/E)$ vs. $1/T$ plot of Al-Ti-Ce alloys at a fixed strain rate of 5×10^{-4} .

정변형 및 일정온도 하에서 변형강도(σ)와 변형속도($\dot{\epsilon}$)는 다음과 같은 관계식을 따른다⁷⁾.

$$\sigma = C(\dot{\epsilon})^{\frac{1}{n}} \quad \epsilon, T \quad (1)$$

$$n = \left(\frac{d \ln \dot{\epsilon}}{d \ln \sigma} \right)_{\epsilon, T} = \frac{\sigma}{\dot{\epsilon}} \left(\frac{d \dot{\epsilon}}{d \sigma} \right)_{\epsilon, T} = \frac{d \log \dot{\epsilon}}{d \log \sigma} = \frac{\log \dot{\epsilon}_2 - \log \dot{\epsilon}_1}{\log \sigma_2 - \log \sigma_1} \quad (2)$$

- n : 응력지수
- C : 상수
- $\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2$: 변형속도 ($\dot{\epsilon}_2 > \dot{\epsilon}_1$)
- σ_1, σ_2 : 변형속도가 $\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2$ 일때의 각각의 변형강도 ($\sigma_2 > \sigma_1$)

300°C와 400°C 및 510°C에서 변형속도를 $5 \times 10^{-4}, 10^{-3}, 5 \times 10^{-3}$ (cross head speed 0.6, 1.2, 6mm/min)로 변화시키면서 측정된 변형강도를 식 (1)에 대입하여 계산한 응력지수를 Table. 1에 나타내었다. 시험온도 300°C, 400°C, 510°C에 대하여 Al-8wt.%Ti합금의 응력지수 n값은 각각 24.2, 24.0, 15.2이며 Al-8wt.(3Ti+1Ce)은 각각 34.5, 33.5, 19.61이고 Al-8wt.%(1Ti+1Ce)은 각각 29.7, 24.7, 21.8로 세조성 합금 모두 온도가 증가함에 따라 n값이 감소하는 것을 알 수 있다. 이는 일반적으로 고온일수록 분산입자가 전위슬립을 방해하는 억제력이 약해져서 변형속도와 변형강도에 따른 변형속도민감계수 $m(=1/n)$ 이 증가하기 때문으로 알려져있다⁷⁾.

변형속도와 Al의 자기확산계수, 변형응력값을 각 온도에서 측정된 탄성계수값으로 나누어준 $(\dot{\epsilon}/D)$ 와 (σ/E) 의 관계를 Fig. 5에 나타내었다. D값으로는 각 시험온도에서의 Al의 확산계수를 대입하였다. Fig. 5의 온도에 따른 양대수 관계의 기울기는 앞의 식(2)로부터 계산된 Table. 1의 n

값과 거의 같으므로 $(\dot{\epsilon}/D)$ 와 (σ/E) 는 다음의 식(3)과 같이 표현될 수 있다.

$$\left(\frac{\dot{\epsilon}}{D} \right) = K \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n \quad \text{혹은} \quad \left(\frac{\dot{\epsilon}}{D} \right) = A \exp\left(\frac{-Q}{RT} \right) \cdot \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n \quad (3)$$

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

식 (3)에서, 일정한 변형률과 일정 온도구간에서 $\log(\sigma/E)$ 와 $1/T$ 의 그래프는 Fig. 6에 나타낸 바와 같이 직선관계를 갖는다. 이러한 기울기로부터 소성변형을 위한 활성화 에너지는 다음과 같이 계산된다.

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

식 (4)로부터 계산된 활성화에너지 Q값과 순수한 Al의 자기확산을 위한 활성화에너지(142KJ/mol)⁸⁾와의 비를 Table. 2에 나타내었다. 300~510°C에서 각 조성의 합금은 186.9~269.7KJ/mol의 활성화에너지값을 나타내었는데 이는 순수한 Al의 자기확산을 위한 활성화에너지의 약 1.3~1.9배의 값이다. Yaney 등에 의하면⁹⁾ Al-Fe-Ce합금의 경우 250~300°C의 온도구간에서 합금의 변형에 필요한 활성화에너지는 Al의 자기확산 활성화에너지의 1.4배로 Orowan기구가 주된 변형기구가 되지만 450~500°C에서는 약 3.6배의 활성화에너지 값을 갖는데 이는 기지상 이외에 석출입자 자체의 변형이 일어났기 때문이라고 보고한 바가 있다. 본 연구의 Al-Ti-Ce합금의 경우에는 300~510°C의 온도범위에서 변형에 필요한 활성화에너지가 Al의 자기확산 활성화에너지의 2배 이하로 비슷한 값을 보이며, 또한 생성된 Al₃Ti금속간화합물의 용융점이 1400°C로 Al-Fe-Ce합금에서 생성되는 Al₁₃Fe₄나 Al₁₀Fe₂Ce금속간화합물의 용융점($T_m \approx 1200^\circ\text{C}$)보다 높아 금속간화합물의 변형이 상대적으로 어려울 것으로 생각된다. 따라서 Al-Ti-Ce합금의 경우에 300~510°C의 온도구간에서는 Orowan기구가 주요 변형기구로 작용한 것으로 판단된다.

4. 결 론

1) 기계적합금화와 열간압출로 제조된 Al-8wt.%(Ti+Ce)합금은 Ce의 첨가량이 증가함에 따라 Ti:Ce의 원자비가 3:1인 경우 등온열처리 전후에 Ce을 첨가하지 않은 합금보다 높은 강도를 보였으나 Ce의 첨가량이 증가된 Ti:Ce의 원자비 1:1의 경우에는 Ce을 첨가하지 않은 합금과 비슷한 강도를 보였다. 이는 Ce이 소량 첨가시에는 Ti에

Table 2. Activation energy for the deformation of Al-Ti-Ce alloys at the temperature range of 300~510°C.

Composition	Q(KJ/mol)	Q/Q _{Al(142KJ/mol)}
Al-8wt.%Ti	213.3	1.50
Al-8wt.%(3Ti+1Ce)	186.9	1.31
Al-8wt.%(1Ti+1Ce)	269.7	1.89

비해 작은 Al내 고용도에 의해 분산상의 조대화를 억제하여 합금의 인장강도를 증가시키지만 다량 첨가시에는 Ti에 비해 무거운 원자량으로 인해 분산상의 부피분율을 감소시키는 효과가 증가하여 합금의 강도를 증가시키지 못한 것으로 생각된다.

2) 400°C 등온열처리에서 Ce를 첨가하지 않은 합금의 인장강도는 상당한 감소를 보이는 반면에 Ce를 첨가한 합금은 인장강도의 감소가 거의 없는 우수한 열적안정성을 보였다. 그러나 510°C 등온열처리에서 합금의 인장강도는 100시간 이전에서 급격히 감소된 후에 일정하게 유지되었으며 Ce첨가에 따른 인장강도의 차이가 크지 않았는데 이는 510°C에서 분산상이 분산강화에 효과적인 크기 이상으로 급격히 조대화되어 합금의 인장강도에 미치는 효과가 적었기 때문으로 생각된다.

3) 400°C 등온열처리 초기에서 Ti:Ce의 첨가비가 1:1인 경우에 나타나는 최대인장강도의 증가현상은 Al₃Ce상의 추가석출에 의한 것으로 이들은 Al기지와 매우 큰 격자간불일치도에 따른 큰 계면에너지로 석출이 지연되었다가 추가 등온열처리 효과에 의해 석출된 것으로 생각된다.

4) 300~510°C에서 기계적합금화한 Al-Ti-Ce합금의 변형을 위한 활성화에너지값은 순수한 Al의 자기확산을 위

한 활성화에너지(142KJ/mol)의 약 1.3~1.9배 값을 보여 300~510°C의 온도구간에서는 Orowan기구가 본 합금의 주요 변형기구로 작용한 것으로 판단된다.

감사의 글

본 연구는 한양대학교의 1996년도 교내연구비 지원에 의해 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참고 문헌

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. Parameswaran, J.R. Weertman and M.E. Fine : Scripta Metall., vol. **23**, 147-150
3. J.D. Embury : Metall. Trans. **16A** (1985) 2191
4. W.E. Frazier and J.J. Thompson : "Modern development in P/M", vol. **21** (1989)
5. W.E. Frazier and J.J. Thompson : "Light-Weight Alloys for Aerospace Applications", ed. by, E.W. Lee, E.H. Chia and N.J. Kim, TMS (1989) 15
6. J.T. Lim, S.J. Kim and J.H. Han : J. of Korean Inst. of Metals and Materials, Vol. **33**, No.6 (1995) 757
7. R.F. Singer, W.C. Oliver and W.D. Nix : Metall. Trans. A, **11A** (1980) 1895
8. H.J. Frost and M.F. Ashby : Deformation Mechanism Maps (New York, NY : Pergamon Press, 1982) pp.20-59
9. D.L. Yaney and W.D. Nix : Metall. Trans. A, **18A** (1987) 893