

열간단조된 γ -TiAl 합금의 이방성에 관한 연구

이재승 · 박노진 · 김성진 · 김승언* · 오명훈

금오공과대학교 신소재시스템공학부

*한국기계연구원 재료공정연구부

Anisotropy Studies on Hot-forged γ -TiAl Alloys

Jae-Seung Lee, No-Jin Park, Sung-Jin Kim, Seung-Eon Kim* and Myung-Hoon Oh

Department of Materials Science and Engineering, Kumoh National University of Technology, Kumi 703-701

*Department of Materials processing, Korea Institute of Machinery and Materials, Changwon 641-010

(2000년 6월 22일 받음, 2000년 7월 31일 최종수정본 받음)

초 록 본 논문에서는 Ti-48.5at%Al-0.6at%Mo 조성을 갖는 γ -TiAl 합금의 함은 단조 및 후속 조직제어 열처리 시 발달하는 집합조직의 변화에 대해 연구하였다. 특히, 동적 재결정 후 조직제어 열처리의 온도와 시간의 증가에 따라 발생하는 lamellar volume fraction과 집합조직 변화에 주목하여 관찰하였다. 동적 재결정 후 집합조직은 ND \perp {302} 성분과, TD \perp {100} 및 이에 비해 상대적으로 다소 약한 {111} 성분들이 발달하였으며, 열처리 온도와 시간이 증가함에 따라 lamellar volume fraction은 증가했고 동일한 성분의 집합조직도 점차 강하게 발달함을 알 수 있었다. 하지만 상온인장시험 결과는 lamellar volume fraction이 증가할수록 낮은 상온 연신율을 보였는데, 이는 준 층상조직을 갖는 γ -TiAl 합금의 상온인장특성이 집합조직의 영향보다는 lamellar volume fraction과 같은 미세조직 특성에 더욱 강하게 영향을 받기 때문인 것으로 판단된다.

Abstract The texture evolution during isothermal forging and subsequent heat treatment in Ti-48.5at%Al-0.6at%Mo alloy was investigated. Especially, in the present study, research interest was focused on the interrelation between lamellar volume fraction and textures varied with the change of heat-treated time and temperature. It was found that texture components having ND \perp {302} and TD \perp {100} with minor TD \perp {111} were developed by isothermal forging. In addition, when the followed heat-treatment time and temperature increased from 1330°C/10h to 1350°C/20h respectively, both the lamellar volume fraction and the intensity of textures mentioned above also gradually increased. However, the tensile elongation at room temperature decreased oppositely, as the lamellar volume fraction increased. These results suggested that tensile properties of γ -TiAl with the nearly lamellar microstructure at room temperature were affected more strongly by the microstructural features such as lamellar volume fraction rather than by textures.

Key words : γ -TiAl, Isothermal forging, texture, lamellar microstructure, plastic anisotropy

1. 서 론

최근 γ -TiAl기 합금은 고온 구조용 내열재료로 기존에 사용되고 있는 항공 구조재 및 자동차 엔진 재료 등을 대체할 수 있는 가장 유망한 소재로 급부상하고 있다. 이는 Ti-Al계 금속간화합물 중에서 가장 낮은 비강도를 가지며, 고온까지 규칙구조를 유지함^{1~3)}으로써 사용온도를 1000°C 부근까지 확대할 수 있다는 장점을 가지고 있기 때문이다. 하지만 이 재료의 실용화가 늦어지고 있는 가장 큰 원인은, γ -TiAl기 합금을 포함하여 모든 금속간화합물에서 공통적으로 나타나는 난제인 상온 연성의 부족이었다. 따라서 이를 극복하기 위한 수많은 개선책이 제시되고 있는데, 이 중에서도 다양한 합금원소의 첨가^{4,5)}와 가공 열처리에 의한 미세조직의 제어^{6,7)}, 그리고 고온변형 시 발생하는 동적 재결정(dynamic recrystallization) 및 집합조직 형성에 의한 이방성의 활용^{8~10)} 등이 상온 연성 개선의 높은 가능성을 제시하고 있다.

소성변형 중에 결정들은 슬립(slip)과 쌍정(twin)에 의해서 어떤 원자면과 특정 결정학적인 방향으로 발달하게 되는데, 이들은 슬립계와 쌍정계 그리고 c/a비 및 기타 다른 인자들에 의존하게 된다. 슬립과정동안 결정격자는 활성화된 슬립방향으로 이동하기 위해서 회전하므로 결정의 방위는 소성변형 중에 변화하게 된다. 따라서 다결정 시편에서 결정립들이 무질서하게 배열되어 있을지라도 변형을 통해 결정립들의 대부분은 우선 방위로 재배열되어서 집합조직을 형성한다.¹²⁾

일반적으로 합금의 고온 변형에서는 가공경화과정과 동적 복구 과정이 동시에 일어나게 되고¹³⁾, 변형응력은 온도의 상승과 함께 저하하고 연성이 증대된다. 이러한 이유로 γ -TiAl기 합금과 같이 상온에서 난가공재인 경우에는 그 형상 부여를 위해서 열간가공 공정을 이용하여 결정립계에서 발생할 수 있는 취성을 줄이고 재결정집합조직 등을 함께 활용한다¹⁴⁾. 이러한 열간가공공정은 동적 재결정을 단순한 형상의 부여 및 생산성 향상에 이용할 수 있을 뿐만 아

나라 가공공정 중에 조직제어가 가능하다는 점에서 중요한 의미가 있다. 이러한 이유들로 큰 소성 변형을 동반하는 소성가공은 고온에서 행해지는 경우가 많다.

본 연구에서는 γ -TiAl 합금의 항온단조 시 발생하는 동적 재결정 그리고 그에 기인하여 발달하는 집합조직에 대하여 연구하였다. 항온단조된 시편에서 발생하는 집합조직을 측정하고, 이후 조직제어 열처리를 수행할 때 열처리 온도와 시간을 다르게 하여 층상조직 (lamellar microstructure)의 양을 변화시킴으로서 층상조직의 양과 집합조직의 관계를 관찰하였다. 또 이러한 집합조직의 변화가 상온 연성에 어떻게 기여하는지를 확인함으로써 최종적으로는 γ -TiAl의 집합조직 형성이 기계적 성질의 이방성 및 상온연성개선에 미치는 영향을 고찰하였다.

2. 실험 방법

본 실험에서 사용된 소재는 스폰지 타입의 고순도 Ti (99.99%), Al (99.99%), Mo (99.9%)의 원소재를 가지고 플라즈마 진공 아르곤용해법으로 용융하였다. 최초 Ar 분위기 하에서 Ti-48.5at%Al-0.6at%Mo의 조성을 갖는 합금을 버튼 잉고트 (ingot)로 제조하였으며, 이때 균일한 조성의 합금을 얻기 위해 5회 반복용해를 실시하였다. 그 후 다시 버튼 잉고트를 재용해하여 항온단조를 위한 봉상 잉고트를 제조하였다. 항온단조용 시편은 제조된 봉상 잉고트로부터 $\phi 20 \times 30$ mm 크기로 방전 가공하여 제조한 후 1200°C , $5 \times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ 의 변형조건으로 총 변형량 80%까지 진공분위기 하에서 항온단조를 하였다.

항온단조된 시편의 열처리 시간과 온도의 증가에 따른 집합조직을 분석하기 위해서 극점도를 측정하였는데, LD의 방향 (Fig. 5 참조)을 정확하게 결정하기 위해 시편의 위/아래 표면 (surface)의 각기 다른 부위를 세 차례 측정 한 뒤 각각의 측정치를 더하여 계산한 후 위/아래 각 표면의 측정결과를 바탕으로 LD의 방향을 결정하였다. 이렇게 결정된 LD의 방향으로 시편 중심을 절단하여 단면의 집합조직을 측정하였다. 측정은 Co-K α 선을 가지고 Schulz 반사법으로 6mm 수광슬릿, $\phi 2$ mm 콜리메이터를 사용하여 측정하였다. 또 {111}, {002}, {200}, {202}, {113}의 다섯 개 면을 선정하여 불완전극점도를 측정하였고, 측정된 극점도를 이용하여 조화급수법 (harmonic method)을 이용하여 ODF를 계산하였으며, 이때 함수의 급수는 $L_{\text{max}} = 14$ 까지 전개하여 집합조직을 분석하였다.

조직제어 열처리는 진공열처리로를 사용하여 1330°C 과 1350°C 에서 각각 10h, 20h 열처리를 수행한 뒤 900°C 에서 8h동안 시효 (aging) 하였다. 이때 시효처리는 형성된 층상조직 (lamellar microstructure)을 안정화하기 위하여 수행하였다. 열처리 후 시편의 미세조직 관찰은 기계연마 후 30ml perchloric acid + 170ml n-butyl alcohol + 300ml methyl alcohol 용액을 사용하여 전해연마를 실시한 후 광학현미경 (OM) 및 주사전자현미경 (SEM)을 이용하여 관찰하였으며, 이때 에칭액으로는 5ml HF + 10ml H $_2$ O $_2$ + 200ml 증류수 용액을 사용하였다.

측정된 집합조직이 기계적 특성에 미치는 영향을 조사하기 위해서 상온 인장시험을 수행하였다. 인장시편은 표면에서의 집합조직 측정을 기준으로 LD와 TD로 구별하였으며, 표점 거리 5mm, 유효 단면적 $2 \times 1\text{mm}^2$ 인 판상 시편으로 방전 가공한 후 광학현미경 관찰 시와 동일한 기계연마 및 전해연마를 실시하여 대기 중에서 $2 \times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ 의 변형속도로 인장시험을 수행하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직 관찰

그림 1은 항온단조 시 얻어진 잔응력-진변형을 곡선으로, 낮은 변형영역에서 보이는 작은 응력피크로부터 동적 재결정이 발생했음을 알 수 있다. 일반적으로 금속과 합금의 고온 변형에서는 변형 중에 가공경화과정과 동적 복구 과정이 동시에 발생하게 된다. 마찬가지로 TiAl 합금에 있어서도 작은 변형영역에서 하나 또는 복수의 피크가 발생하게 되는데, 이는 TiAl의 큰 적층결합 에너지로 인해 교차슬립이 발생하고 나선 전위의 발생과 상승운동 등의 어려움으로 가공 초기의 작은 변형에 비해 상대적으로 높은 응력이 발생하게 된다.¹⁵⁾ 결국 이러한 높은 응력은 재결정 및 결정립 성장 등의 방법을 통해 해소되는데, Fig. 2의 재결정된 조대한 γ 결정립들과 미세한 γ 및 α_2 결정립들로 이루어진 미세조직이 이를 잘 뒷받침해주고 있다. 또 부위에 따라 결정립의 크기가 불균일한 이유는 동적 재결정 초기에 형성된 결정립이 변형에 대해 계속해서 우세하게 작용하며 성장하게 되고 그 결과 주위의 작은 재결정립들을 잠식하면서 우선 성장을 일으켜 조대한 결정립으로 형성되기 때문이다.¹⁶⁾ 이에 비해 상대적으로 미세한 결정립은 재결정시 우선적으로 성장한 조대 결정립에 의해 상대적으로 고립되어 그 성장이 억제된 것¹⁷⁾으로 판단된다. 이러한 동적 재결정의 과정 후 가공경화의 양과 동적 회복의 양이 서로 상쇄를 일으키게 되어 안정상태 (steady state)의 곡선이 나타나게 되는 것이다.

그림 3은 항온단조된 시편을 1330°C 와 1350°C 에서 각각 10h와 20h 동안 열처리한 후 관찰한 미세조직이다. 열처리 시간과 온도를 증가시킴에 따라 γ/α_2 층상 결정립 (lamellar grain)의 분율이 증가하고 있음을 알 수 있는데, 이

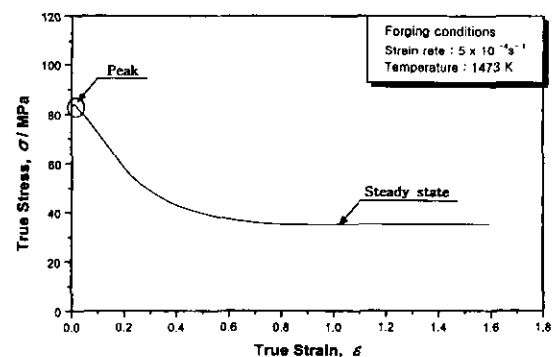


Fig. 1. True stress-strain curve obtained for the 80% isothermally forged specimen.

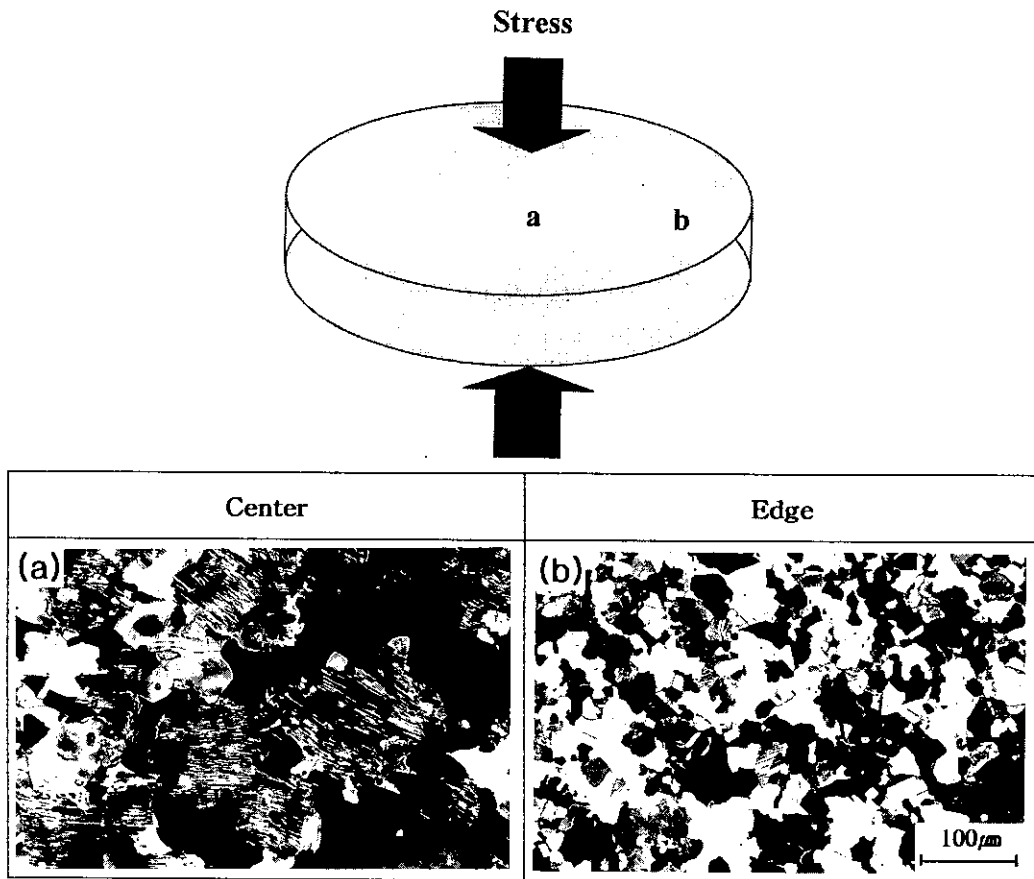


Fig. 2. The shape and optical micrographs of the 80% isothermally forged specimen. (a) center, (b) edge parts

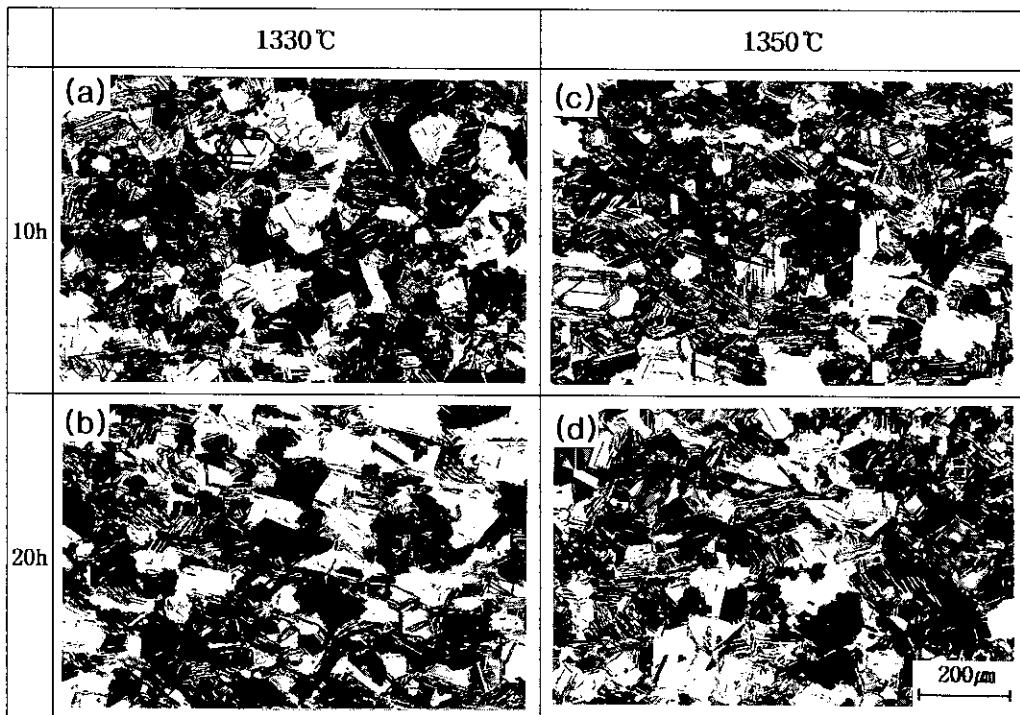


Fig. 3. Optical micrographs of heat treated specimens at 1330°C(a, b) and 1350°C(c, d) for 10h(a, c) and 20h(b, d), respectively.

것은 이미 보고되어 있는 것처럼 $\gamma + \alpha$ 의 2상 영역에서는 γ 결정립에 불규칙 구조를 가지는 α 상이 판상 형태로 성장하

여 γ/α 층상조직을 이루게 되고 이후 냉각됨에 따라 α 가 다시 규칙 구조를 가지는 α_2 로 변태하여 γ/α_2 의 층상 결정

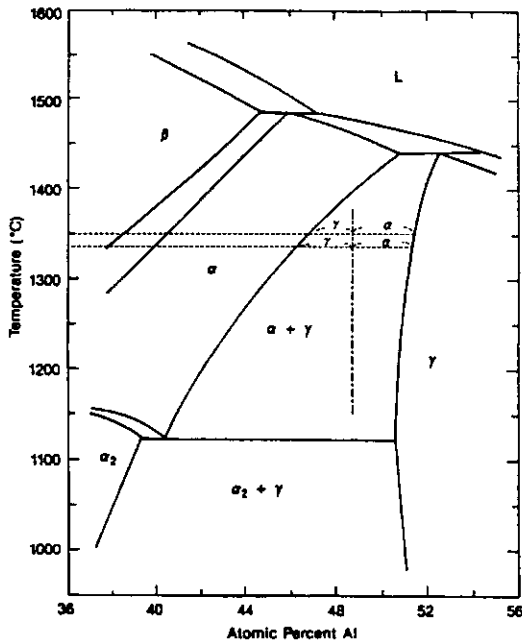


Fig. 4. A partial Ti-Al phase diagram near stoichiometric composition.

립을 형성하기 때문이다.¹⁹⁾ 따라서 이때 형성된 판상 α 의 분을 만큼 층상조직이 형성되는데, 그 양은 대략적으로 Fig. 4의 의이원계 상태도(pseudo binary phase diagram)에서 지렛대 법칙(lever rule)을 이용함으로써 계산할 수 있다. 이렇게 계산된 α 의 양은 각각 1330°C에서 54.9%, 1350°C에서 64.1%이었다. 이 정량적인 수치는 열처리 시간의 증가와 로(furnace)의 특성이 가지는 비평형 냉각요소를 함께 고려하더라도 10h에서 20h으로 시간이 증가함에 따라 그 양은 점차 비례적으로 늘어나게 될 것으로 판단되며 이러한 내용은 본 실험의 조직사진 결과와 잘 일치한다.

3.2 집합조직

항온 단조된 γ -TiAl의 집합조직 성분(component)과 그 강도(intensity)는 방위분포함수(Orientation Distribution Function, ODF)로 계산해서 구한 역극점도(Inverse Pole Figure)로 나타내었다. 집합조직에 대한 방위는 면심정방정계(L1₀) 구조를 갖는 γ -TiAl의 결정 기하학적 특성($c/a = 1.02$)을 고려하여 [001]-[100]-[110] 표준 스테레오 삼각형을 이용하여 Fig. 5에 제시한 것과 같이 LD(Longitude Direction), TD(Transverse Direction), ND(Normal Direction)의 3방향에서의 역극점도로 나타내었다. 항온 단조 후에 측정된 집합조직은 단조방향으로 섬유 집합조직을 나타내었는데, Fig 6에서 보는 것과 같이 (302) \perp ND와 (100), {111} \perp TD 그리고 이에 비해 다소 미약한 (001) \perp LD 성분의 집합조직이 형성되었다. 또 이러한 성분은 Fig 7. 및 Fig. 8에서 알 수 있는 것처럼 열처리 시간과 온도가 증가함에 따라 그 강도가 대부분 증가하는 경향을 나타내었다. 항온 단조 후에 발생하는 (302) \perp ND와 (100), {111} \perp TD, 그리고 (001) \perp LD는 이미 유

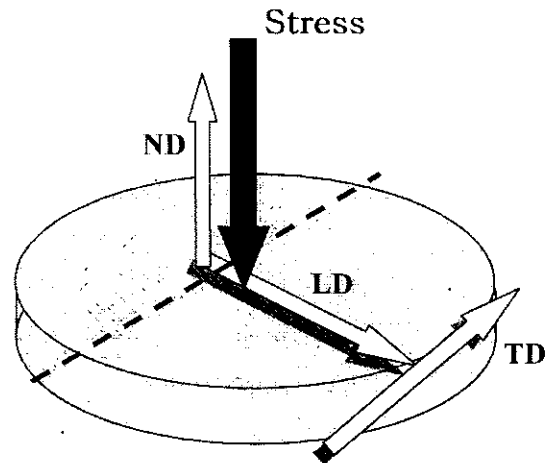


Fig. 5. Schematic diagram of the orientations in an isothermally forged specimen.

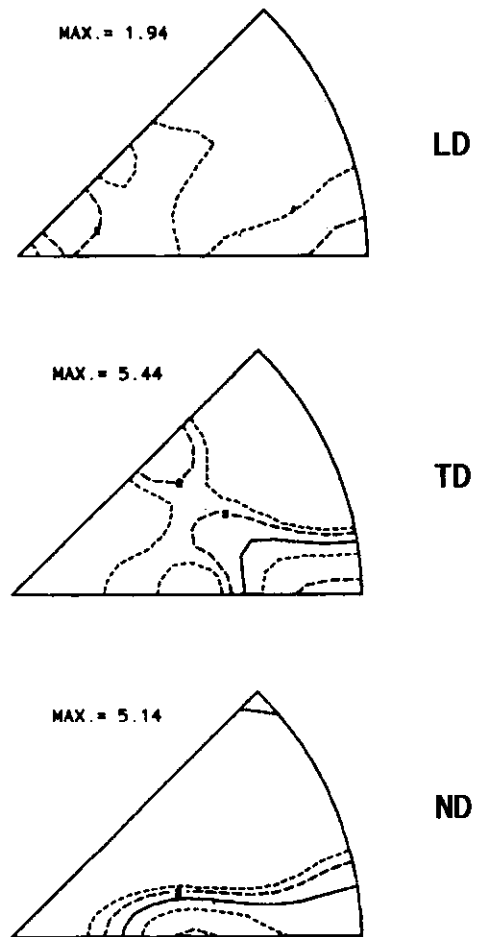


Fig. 6. Inverse pole figures of the 80% isothermally forged specimen.

원형¹⁹⁾ 등이 보고한 결과와 거의 동일한 집합조직이 형성됨을 알 수 있었다. 이 연구결과에 의하면 TiAl기 합금의 열간가공정에 있어서 이러한 강한 방위의 집합조직이 형성되는 원인으로 동적 재결정의 영향을 제시하였다. 일반적으로 γ -TiAl의 열간가공 중에 낮은 변형온도 및 높은 변형속도의 변형조건에서는 높은 응력피크(>300MPa)가 발생

하게 되며, 이러한 결과는 높은 핵 생성 밀도를 일으켜 결국 방위가 무질서하게 분산되어 있는 새로운 결정립들이 형성된다.¹⁷⁾ 반면에 높은 변형온도 및 낮은 변형속도의 변형 조건에서는 낮은 응력피크 (<100MPa)의 발생과 함께 새로운 결정립들이 결정입계이동 (strain-induced grain boundary migration or bulging)에 의해서 형성되는 것¹⁶⁾으로 보고되고 있다. 본 연구에서 얻어진 {302} 집합조직의 형성은 후자의 경우로, 고온 변형시 동적 재결정이 일어나는 동안 초기에 재결정된 결정립이 변형에 대해 우세하게 작용하여 주위의 재결정된 결정립들을 잠식하면서 성장한 결정입계이동에 의한 것으로 판단된다.

또 열처리 온도와 관련하여 유원형¹⁹⁾ 등은 완전층상조직 (fully lamellar) 형성 시 그 집합조직은 무질서 (random) 하게 된다고 보고하였다. 이로부터 본 연구에서도 라멜라의 분율을 증가시키게 되면 그 집합조직은 점차로 무질서하게 바뀔 것으로 예상하였으나, Fig. 7과 Fig. 8에서 알 수 있듯이 그 집합조직은 오히려 점차 강해지는 것을 볼 수 있었다. 이렇게 집합조직의 특성이 달라지는 이유는 동적 재결정 후 조직제어 열처리를 행할 때의 열처리 온도에 따른 상변태 과정의 차이로 설명할 수 있다. 즉, 동적 재결정시 응력과 소성유동의 지배를 받아 재결정된 γ 결정립은 $\gamma + \alpha$ 영역에서의 열처리를 통하여 좀 더 안정한 방위로 회전함으로써 점차 강한 집합조직을 띠게 되고, 또한 3.1절에서 언급한 것과 같이 $\gamma \rightarrow \gamma + \alpha \rightarrow \gamma + \alpha_2$ 의 상변태 과정을 거쳐서 γ/α_2 층상 결정립을 형성하게 된다. 그러나 유원형¹⁹⁾ 등이 관

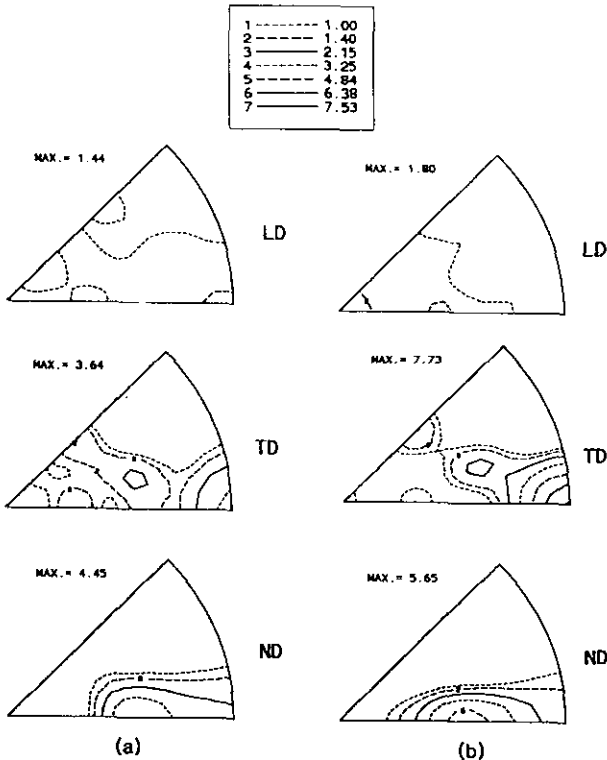


Fig. 7. Inverse pole figures of the isothermally forged specimen after heat treatment at 1330°C for (a) 10h and (b) 20h, respectively.

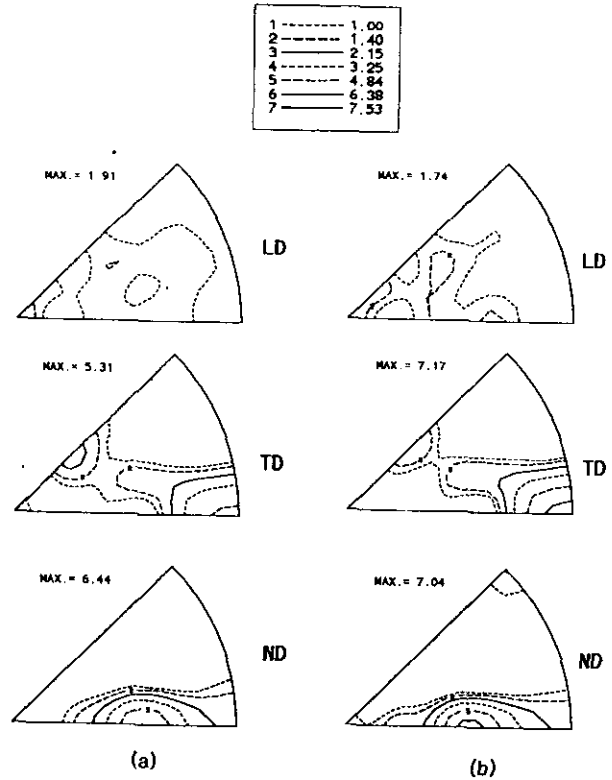


Fig. 8. Inverse pole figures of the isothermally forged specimen after heat treatment at 1350°C for (a) 10h and (b) 20h, respectively.

찰한 정적 재결정 집합조직은 고온의 α 상 영역에서 온도만의 영향을 받으며 재결정이 일어나기 때문에, 기존의 γ 결정립과는 결정학적으로 무관한 새로운 α 결정립이 형성됨으로서 무질서한 집합조직 (random texture)을 나타낸 것으로 생각된다. 일방향응고시 종자 (seed)로 사용되는 PST (Polysynthetically Twinned) 결정의 극점도를 측정하면 그 극점도가 거의 점²⁰⁾으로 나타나게 되는데, 이는 이 결정이 γ/α_2 의 2상 (two-phase)으로 구성된 완전층상조직임에도 불구하고 단결정과 같이 층상조직의 방위만에 그 영향을 받기 때문이다. 결국 완전층상조직의 다결정체는 이러한 PST 결정의 집합체가 되므로, 소성유동 없이 단순한 정적 재결정이 일어나는 경우에 그 집합조직은 각기 다른 방위들을 가지는 단결정의 종합적 특성을 나타냄으로 무질서한 집합조직을 형성하게 되는 것이다.

3.3 집합조직이 기계적 성질에 미치는 영향

그림 9는 항온 단조 후 열처리 시간과 온도의 증가에 따라 형성된 집합조직의 변화가 기계적 성질에 미치는 영향을 알아보기 위하여 수행한 인장시험 결과이다. 1330°C, 10h 열처리의 경우에는 집합조직의 영향으로 인해 TD가 LD보다 높은 상온 인장 연신율을 나타내었으나, 1330°C, 20h 및 1350°C, 10h/20h의 열처리를 통하여 라멜라 분율이 증가할수록 LD와 TD의 상온연신율에 큰 차이가 없음을 관찰할 수 있었다. 이는 Fig. 9(a)에 제시한 유원형¹⁹⁾ 등이 1290°C에서 열처리한 후 실시한 상온인장 결과와는 매우 상이한 결과였다. Kim²¹⁾은 γ 결정립과 γ/α_2 층상결정립

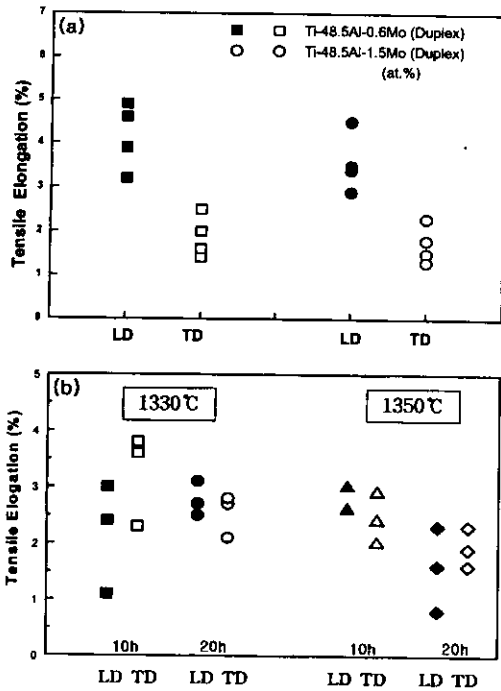


Fig. 9. Summary of tensile elongation results obtained from (a) duplex microstructure(1290°C/5h) and (b) nearly lamellar microstructure(1330°C, 1350°C/10h, 20h) specimens, respectively.

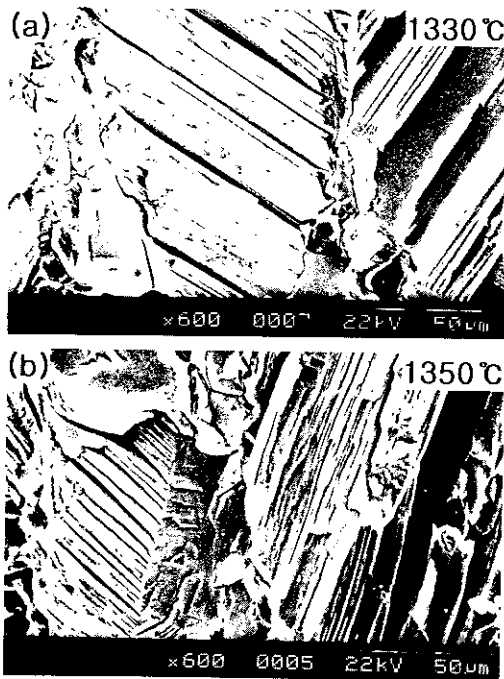


Fig. 10. SEM micrographs of the fracture surface taken from LD specimens after (a) 1330°C/20hr and (b) 1350°C/20h heat treatment.

로 이루어진 2상 조직의 경우, 그 연성 및 강도는 미세조직, 특히 결정립도와 층상결정립 비에 크게 좌우된다고 하였다. 또 γ/α_2 층상조직과 γ 결정립의 비는 열처리 온도 및 시간에 따라 다양하게 변하는 것으로 보고하였는데, 30%의 층상조직 부피 분율이 가장 좋은 균형적 특성, 즉 우수한 고온 크립(creep) 저항성 및 적합한 인장강도와 연성을

가지며, 10%의 부피 분율을 가질 경우 가장 좋은 연성을 갖는다고 하였다. 이러한 연구 결과를 고려할 때, 유원형¹⁹⁾ 등이 1290°C에서 조직제어 열처리하여 얻은 미세조직은 γ 결정립 + γ/α_2 층상결정립으로 이루어진 복합조직(duplex microstructure)이며, 이때 얻어진 결정립의 평균 크기(10~40 μ m)가 매우 작고 층상조직의 부피 분율 역시 약 30% 정도로 인장시험 시 균열전파(crack propagation)가 작은 결정립을 따라 회절(deflection)을 일으키며 전파되기 때문에 높은 연신율을 나타내게 된다.²²⁾ 반면 본 실험의 미세조직은 준층상조직(nearly lamellar microstructure)으로 열처리 시간과 온도의 증가에 따라 결정립 크기가 약 50~150 μ m 정도로 증가했고 층상조직의 부피 분율 역시 1330°C에서 54.9%, 1350°C에서 64.1%로 증가했다. 이러한 층상조직의 부피 분율과 결정립도의 증가로 인장시험 시 응력이 층상조직에서 집중되어서 이로 인한 균열발생이 복합조직보다 훨씬 더 용이해지며, 이렇게 발생된 균열은 그림 10에서 보이는 것처럼 층상조직의 경계면(lamellar boundary)을 박리(delamination)시키며 빠르게 전파되어 파단에 이르게 되므로 연신율 또한 감소하게 된 것으로 판단된다. 결국 유원형¹⁹⁾ 등의 연구에서는 결정립 미세화 효과와 집합조직의 영향이 동시에 작용하여 높은 상온 연신율 및 이방성이 나타났지만, 본 실험에서는 층상조직의 부피 분율과 결정립도의 증가로 인장 시 집합조직에 의한 이방성은 점차 사라지고 강한 미세구조 특성만이 작용하여 전체적으로 낮은 연신율을 나타내게 된 것으로 판단된다.

4. 결 론

본 연구에서는 γ -TiAl 합금의 항온단조 및 조직제어 열처리 시 발생하는 재결정 집합조직의 특성 및 상온연성특성에 미치는 영향을 조사하였다. 항온단조 후 열처리 온도와 시간을 달리하며 집합조직의 변화를 관찰하였으며, 형성된 집합조직이 기계적 성질에 미치는 영향을 알아보기 위해 상온인장시험을 수행하였다. 이상의 실험에서 얻어진 결론은 다음과 같다.

- 1) 항온단조 후 측정된 집합조직은 고온변형 중 발생한 동적 재결정의 결과로 LD의 경우는 약한 {001}방위가, TD는 강한 {100}방위와 이에 비해 상대적으로 다소 약한 {111}방위들이 발달했다. 또 ND의 경우에는 {302}방위들이 강하게 발달함을 관찰할 수 있었다.
- 2) 층상조직의 분율이 증가함에 따라 점차 집합조직이 강하게 발달함을 관찰할 수 있었다. 이는 동적 재결정시 발생된 γ 결정립이 응력에 안정한 방위들로 회절하여 생성되고, 이러한 γ 결정립 내에서 층상조직이 성장하는 경우에도 그 집합조직 특성이 그대로 유지됨을 의미하는 것이다.
- 3) 조직제어 열처리 시간과 온도가 증가함에 따라 상온 연신율은 낮아지고 이방성도 점차 감소하는 경향을 나타내었다. 이는 준 층상조직의 상온인장특성이 집합조직의 영향보다는 층상조직의 분율 증가로 인한 미세조직 특성에 더욱 강하게 영향을 받은 결과로 판단된다.

감사의 글

본 연구는 1998년도 한국학술진흥재단 연구비(자유공모 과제, 과제번호: 1998-001-E01663)의 지원으로 수행되었으며 이에 깊이 감사를 드립니다.

참고 문헌

1. H. Lipsitt, High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys, ed. C.C. Koch, C.T. Liu and N.S. Stoloff, MRS, Pittsburg, PA, 351 (1985).
2. Y.W. Kim and F.H. Froes, High Temperature Aluminides and Intermetallics, ed. S.H. Huang, C.T. Liu, D.P. Pope and J.O. Stiegler, TMS, Warrendale, PA, 465 (1990).
3. M. Yamaguchi and Y. Umakoshi, Prog. Mater. Sci., Vol. **34**, 1 (1990).
4. Y.W. Kim, and D.W. Dimiduk, J. Metals, Vol. **43**, 40 (1991).
5. M. Yamaguchi and H. Inui, Structural Intermetallics, ed. R. Darilia, J.J. Lewandowski, C. T. Liu, TMS, Warrendale, PA, 127 (1993).
6. H. Inoue, Y. Yoshida and N. Inakazu, Mater. Sci. Forum, Vol. **157-162**, p.721 (1994).
7. H. Mecking and Ch. Hartig, Gamma Titanium Aluminides, ed. Y.W. Kim, TMS, Warrendale, PA, 525 (1995).
8. A. Bartels, Ch. Hartig, St. Willems and H. Uhlenhut, Mater. Sci. Eng., Vol. **239-240**, 14 (1997).
9. Ch. Hartig, X.F. Fang, H. Mecking and M. Dahms, Acta Mater., Vol. **40**, 1883 (1992).
10. H. Fukutomi, Ch. Hartig and H. Mecking, Z. Metallkde., Vol. **81**, 272 (1990).
11. M. Yamaguchi, H. Inui and K. Ito, Acta Mater., Vol. **48**, 307 (2000).
12. M. Hatherly, and W. B. Hutchinson, An Introduction To Texture In Metals, 2 (1980).
13. 이동녕, 재료강도학, 203 (1996).
14. O. Izumi, Metals & Technology, Vol. **10**, 9 (1992).
15. M.J. Marcinkowski, N. Brown and R. M. Fisher, Acta Mater., Vol. **9**, 129 (1961).
16. Ch. Hartig, H. Fukutomi, H. Mecking and K. Aoki, ISIJ Intl., Vol. **33**, 313 (1993).
17. H. Fukutomi, K. Aoki, S. Takagi, M. Nobuki, H. Mecking and T. Kamijo, Intermetallics, Vol. **2**, 37 (1994).
18. Y. Yamabe, M. Takeyama and M. Kikuchi, Gamma Titanium Aluminides, ed. Y.W. Kim, TMS, Warrendale, PA, 111 (1995).
19. 유원형, 김승언, 박노진, 오명훈, 대한금속학회지, Vol. **37**, 1502 (1999).
20. A. Bartels and H. Uhlenhut, Intermetallics, Vol. **6**, 685 (1998).
21. Y.W. Kim, JOM, Vol. **41**, 26 (1989).
22. Y.W. Kim, Acta Mater., Vol. **40**, 1121 (1992).