한국정밀공학회지 제 21 권 제 10 호 (2004 년 10 월)
Journal of the Korean Society of Precision Engineering, Vol. 21, No. 10, October 2004.

Ti-Al 금속간화합물의 고온변형거동 및 라멜라조직의 결정방위 분포

박규섭*, 강창용**, 이근진***, 정한식****,정영관#, 福富洋志*

High Temperature Deformation Behavior of Ti-Al Intermetallic Compound and Orientation Distribution of Lamellae Structure

Kyu-Seop Park*, Chang-Yong Kang**, Keun-Jin Lee***, Han-Shik Chung****,
Young-Guan Jung#, and Hiroshi Fukutomi*

ABSTRACT

High temperature uniaxial compression tests in the alpha single phase region were carried out on the Ti-43mol%Al intermetallic compound, in order to obtain oriented lamellar microstructure. The compression deformation temperatures and strain rates are from 1573K to 1623K and $1.0x10^{-4}$/s to $5.0x10^{-3}$/s, respectively. Fully lamellar microstructure was observed after the uniaxial compression deformation in α single phase region followed by cooling to room temperature. Lamellar colony diameter depended on strain rates and test temperatures. The diameter varied between 860μm and 300μm. Stress-strain curve showed a work softening and the size of lamellar colony diameter varied depending on peak stresses. This shows the occurrence of dynamic recrystallization. Texture measurements after the uniaxial compression deformation, showed the development of fiber during dynamic recrystallization. It is seen that the area for the maximum pole density existed in 35 degrees away from the compression plane. The texture sharpens with a decrease in strain rate

Key Words : TiAl alloy(티탄알루미늄합금), Fully lamellar microstructure (완전미세라멜라조직), Fiber texture(섬유조직), Dynamic recrystallization(동적재결정), Orientation(방위), Distribution(분포)

1. 서론

Ti-Al 계 금속화합물은 상온에서부터 고온에 이르기까지 고강도를 유지하기때문에 차세대의 경량 내열재료로써 기대를 받고 있으며, 전 세계적으로 활발한 연구가 진행되어지고 있다. 고온에서 구조용 재료로 광범위하게 사용되기 위한 조건으로서는 상온부근에서 충분한 연성과 파괴인성이 요구되며, 재료의 특성을 개선하기 위한 조직제어, 합금원소의 첨가 그리고 합금조성의 조정 등의 각종 방법들이 제안되고 있지만, 다른 특성을 저해하지 않고 연성을 향상시키는 것은 매우 어렵다.

☞ 접수일: 2003 년 12 월 27 일; 게재승인일: 2004 8 월 14 일
* 요코하마국립대학 공학부 생산공학과
** 국립부경대학 재료공학부
*** 양산대학 전자통신과
**** 국립경상대학 수송기계공학부
\# 교신저자: 국립금오공과대학교 기계공학부
E-mail jyg_kr@kumoh.ac.kr Tel. (054) 467-4446

최근, 라멜라조직의 배향을 제어하여 결정구조 및 조직에서 유래하는 이방성을 활용하면 상온에서의 연성을 개선하는 것이 가능하다는 연구가 보고되었으며 [1], 그 후 2 상금속간화합물의 배향제어 프로세스에 관한 연구가 진행되어지기 시작했다 [2]. 저자들의 경우, α_2 상과 γ 상으로 형성된 라멜라조직이 조밀육방구조의 고온 α 상으로부터 냉각과정 중에 일정한 결정학적인 관계에 따라 형성된다는 것에 주목을 하여, 고온의 α 상에서의 가공에 의한 변형집합조직형성을 이용하여 라멜라조직의 배향제어법을 실험적으로 검토하였다. 그 결과, Ti-41mol%Al 의 압축변형에서 압축면으로부터 35°위치에 라멜라조직의 빈도를 높게 배향시키는 것이 가능하다는 것을 알 수 있었다 [3]. 한편, 저자들이 보유한 실험장치에서 연구가 가능하도록 α 단상의 형성 온도가 1473K 정도의 비교적 저온인 Ti-41mol%Al 를 연구에 사용하였다. 그러나 Ti-41mol%Al 의 경우, 라멜라조직 중에서 γ 상이 점유하는 비율이 30%정도로 적기 때문에, 고온가공에 의한 집합조직제어의 가능성을 제안한 모델용 재료로서의 의미는 있지만, 실제 구조용 재료로서 이용될 수 있는 가능성은 낮다.

따라서 구조용 재료에 필요한 상온부근에서의 인성을 얻기 위한 γ 상의 비율이 시료전체의 50% 이상을 차지하는 것이 필요하며, 이에 본 연구에서는 실제 구조용 재료로 사용이 가능한 조성비를 γ 상이 50%이상으로 라멜라조직내의 기지로 차지하는 Ti-43mol%Al 을 시료로 사용하여 앞서 제안된 방법의 적용여부를 실험적으로 조사한다. 아울러 배향제어가 된 라멜라조직의 배향조직에 관한 평가방법을 검토하여 보았다.

2. 실험방법

2.1 고온압축변형시험

본 연구에 사용된 실험재료는, Ti-43mol%Al 을 목표조성으로, 비소모전극식 아크용해에 의해 제조되었으며, 제조된 잉곳의 화학분석결과, 알루미늄의 함유량은 42.9mol%였다.

Fig.1 은 Ti-Al 이원계 상태도 중에서 α_2 상과 γ 의 라멜라상이 출현하는 일부분을 나타낸 것으로 TiAl 에는 α_2-Ti_3Al, γ-TiAl 및 Al_3Ti 의 3 종류의 안정된 금속간화합물이 존재한다. 본 연구에 사용된 시료인 Ti-43mol%Al 을 점선으로 표시하였으며 고

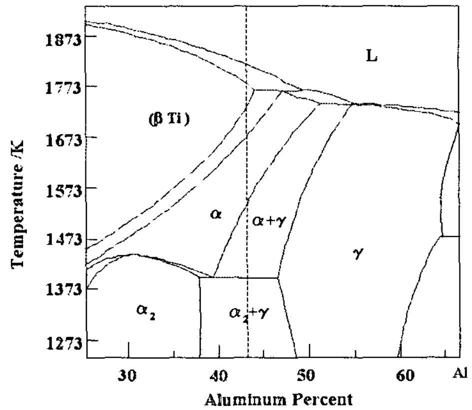


Fig. 1 Phase diagram of Ti-Al binary system.

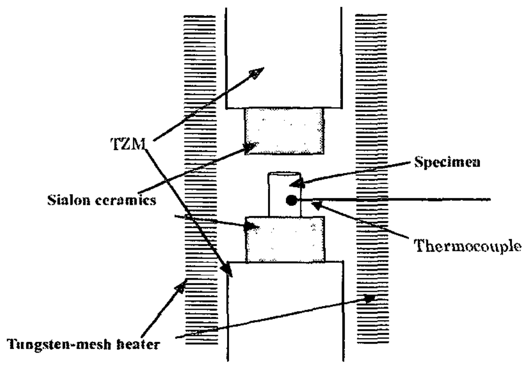


Fig. 2 The equipment for uniaxial compression tests.

온에서부터 냉각과정 중에 상변태로 α_2+γ 의 라멜라조직으로 된다. 상태도로부터 예측할 수 있듯이 본 연구의 시료인 Ti-43mol%Al 중에서 γ 상의 체적율은 55%정도로, Ti-41mol%Al 중의 30%와 비교하면 Al 농도는 단 2%의 차이인 반면 γ 상이 차지하는 비율에는 큰 차이를 나타낸다. 또한 명확히 α 단상이 되는 온도가 Ti-41mol%Al 의 경우 1473K 이상인 것에 대하여, Ti-43mol%Al 은 1573K 로, 압축용 치구와 시험편의 반응, 열전대와 시험편의 반응 등으로 인하여 시험에 비교적 어려움이 따른다. 용융제조 된 잉곳으로부터 기계가공과 방전가공에 의해 채취된 ϕ 10mm×15mm 의 원통형 시험편은 진공관상로에서 1573K, 1 시간 균질화 처리 후 노냉시켰다. 균질화 처리 후 시료는 완전라멜라조직으로 코로니직경의 평균은 약 690 ㎛ 이었다.

표면을 기계연마 후 실험온도에서 3.6ks 를 유지한 후 압축변형을 개시하였으며, Fig.2 에 본 연구에 사용된 실험장치의 개략도를 나타내었다. 시험온도와 변형율속도는 각각 1573K ~ 1623K, 1.0×10^{-4} ~ $5.0\times10^{-3}s^{-1}$ 의 범위이다. 압축시험은 진공중에서 일정한 진변형율속도로 행하였으며, 온도는 시료와 열전대(R 타입) 사이의 확산방지를 위해 열전대의 첨단부에 탄탈박막을 용접하여 측정하였다. 가열에는 텅스텐히터를 사용했으며, 소정의 변형율까지 압축변형 한 후 크로스헤드를 정지하여 실온까지 노냉시켰다. 노냉에는 약 3 시간이 소요되었다.

2.2 집합조직의 평가

압축변형 되어진 시료는 기계연마와 전해연마를 수행하여 시료중심부에서 채취하고 압축면에 대해 평행한 면을 대상으로 편광광학현미경 관찰로 집합조직을 측정하였다.

집합조직의 계측은 Schulz 반사법을 이용하였으며, X 선은 Ni 필터를 통과한 CuK_α 선이다. α_2 상과 γ 상의 두상이 공존한 상태에서는 각 상의 2θ 가 근접해 있어서 어느 한상의 회절선 만을 계측하는 것이 불가능하다. α_2 상의 경우 γ 상으로부터의 회절과 분리해서 계측할 수 있는 회절선이 $20\bar{2}0$, $20\bar{2}1$ 및 $20\bar{2}2$ 의 세 종류가 있다. 그러므로 α_2 상에 대해서는 이들 회절선의 강도만으로 결정방위분분포계수(ODF)를 결정할 수 있다. 그러나 γ 상의 경우에서는 020, 200 회절선만이 α_2 상의 영향 없이 계측가능해서 γ 상만의 회절선을 기본으로 γ 상의 ODF 를 결정하는 것은 불가능하다. 따라서 본 연구에서는 $(0001)_{\alpha2}+\{111\}_\gamma$, $\{11\bar{2}0\}_{\alpha2}+\{110\}_\gamma+\{011\}_\gamma$, $\{11\bar{2}2\}_{\alpha2}+\{021\}_\gamma$, $\{010\}_\gamma+\{100\}_\gamma$, $\{10\bar{1}0\}_{\alpha2}$, $\{20\bar{2}1\}_{\alpha2}$, $\{10\bar{1}1\}_{\alpha2}$ 의 7 종의 정극점도와 함께 이들의 정극점도를 기초로 Dahms-Bunge 법[4]에 의해 α_2 상과 γ 상의 ODF 를 계산하였으며, 이것을 근거로 그린 α_2 상과 γ 상의 역극점도를 사용하여 라멜라조직의 배향을 평가하였다. 이 방법은 중복하여 계측된 회절강도를 α_2 상과 γ 상으로 분리하여 각각의 ODF 를 계산한 것이지만, 실험적 검토가 충분하지 않다. 그러므로 본 연구에서는 ODF 계산의 신뢰성을 확인하기 위하여 α_2 상의 회절선만, 즉, $\{10\bar{1}0\}$, $\{20\bar{2}1\}$ 및 $\{10\bar{1}1\}$ 에서 계산한 α_2 상의 ODF 와 전술한 방법에 의한

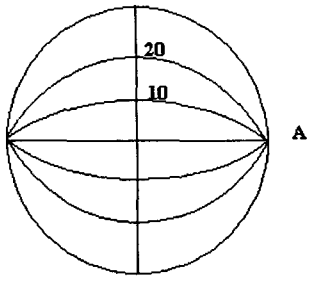


Fig. 3 Evaluation of Orientation in Lamellar Microstructure

결과를 비교하였다. 라멜라조직의 배향은 ODF 를 사용하여 작성한 $(0001)\alpha_2$ 완전극점도에서 임의의 한 방향에서 본 경우에 압축방향에 수직한 압축면과 라멜라면의 경사각 β 를 구하고, 10° 마다 존재빈도를 결정하여 평가하였다. Fig.3 은 완전극점도에서 β 의 빈도분포를 구하는 방법을 나타낸 그림이다. 예로써, 압축면을 투영면으로 작성된 $(0001)\alpha_2$ 극점도에서는 측면 A 방향에서 관찰하면 압축면과 10° 경사진 라멜라계면은 그림의 10°대 원상에 존재한다. 따라서, β 가 0°이상 10°이하의 계면은 0°대 원(직선)과 10°대 원의 사이에 위치한다. 그러므로, 완전극점도의 극의 총수에서 점유하는 이 영역의 극의 총수의 비율이 0°에서 10°사이의 각도에 존재하는 라멜라계면의 비율이 된다. 이 경우 (0001)의 극밀도가 극점도 중심에서의 각도(즉 α 각)가 동일함에도 장소에 관계없이 일정하지 않다면 A 를 시료의 측면의 어떤 방향에 놓는가에 따라 결과가 달라지게 된다. 실험결과에 나타낸 바와 같이 본 연구의 경우에는 섬유집합조직이 형성되기 때문에 장소 A 의 놓는 방법에 의한 차는 크지 않다. 그러나, 실측치에서 나타나는 극밀도의 장소에 의한 변동의 영향을 막기 위하여 미리 정한 α 각이 동일위치에서 극의 총수를 구하고, 그것을 평균화하여 Fig.1 에 나타낸 방법으로 라멜라조직의 배향을 평가하였다. 또한, 이 방법의 신뢰성을 확인하기 위하여 광학현미경을 사용하여 β 의 빈도분포를 구하고 양자를 비교하였다.

3. 실험결과

3.1 진응력-진변형율곡선

Fig.4 는 온도 1573K 및 1623K 에서 변형율속

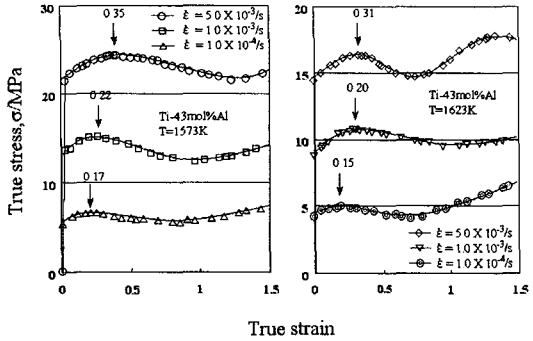


Fig.4 True stress-strain curves of Ti-43mol%Al deformed at 1573K and 1623K under various strain rates.

도를 변화시켜 구한 진응력-진변형율곡선을 나타낸 것이다. 시험온도에 관계없이 어떠한 변형율속도에 있어서도 변형초기에 응력이 최대치(이하 피크응력)를 나타낸 후 감소하는 가공연화형의 곡선이 확인된다. 그림 중에 나타낸 값은 피크응력에 대응하는 변형율로(이하 피크변형율) 변형율속도가 높을수록 피크응력도 피크변형율도 증가되는 것을 알 수 있다. 또한, 동일변형율속도에서 비교하면 피크변형율 및 피크응력 값이 고온이 될수록 작아졌다.

본 연구에서 얻어진 결과는 동적재결정에 있어 응력-변형율곡선의 일반적인 특징과 일치를 하고 있다.

3.2 고온변형후의 조직

Fig.5 는 다양한 변형조건에서 진변형율 1.5 까지 압축시험 한 후 실온까지 냉각하고 시험편의 중심부의 압축면을 대상으로 하여 광학현미경으로 조직을 관찰한 결과이다. 모든 시험조건에서 완전 라멜라조직이 형성되어 있으며, 라멜라코로니경이 때문에 여기서 얻은 코로니경이 α 단상에서의 결정입경을 나타내고 있는지의 여부는 확인 할 수는 없지만 고온, 저변형율속도 일수록 코로니경이 커지고 있다는 사실은 α 단상상태에서도 같은 경향으로 결정입경이 변화한다고 생각되어진다. Fig.6 은 변형조건과 코로니경의 관계를 명확히 하기 위하여 변형율속도 $5.0 \times 10^{-3}\ s^{-1} \sim 1.0 \times 10^{-4}\ s^{-1}$, 변형온도 1573K 및 1623K 에서 피크응력과 평균 코로니경을 비교한 것이 이다. 코로니경과 피크응력의 사이에는 일대일의 대응이 확인되고, 피크응력의 증가와 함께 코로니경이 작아지는 것을 알 수 있다. 이러한 것은 금속· 합금의 동적재결정에 있어 알려지고 있는 일반적인 특징과 같다.

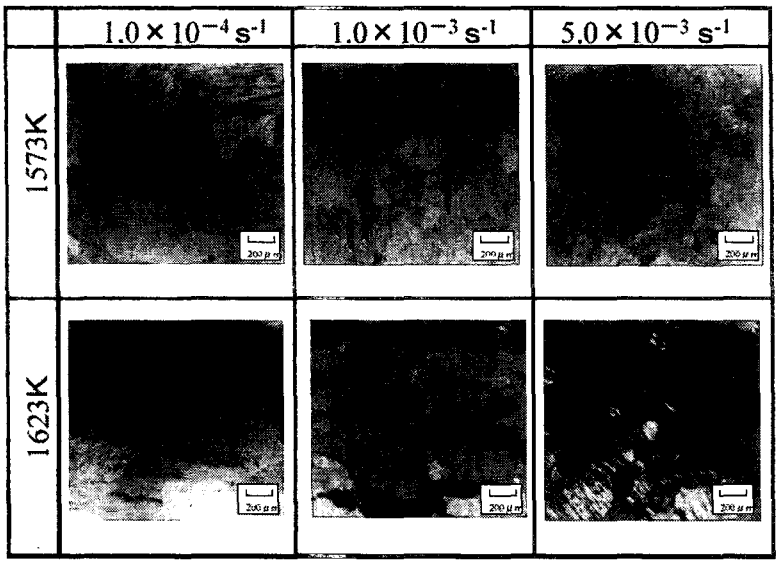


Fig.5 Microstructures after deformation at various temperatures and strain rates.

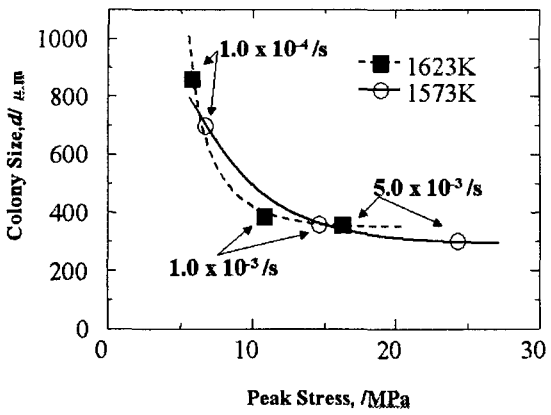


Fig. 6 Relationship between mean colony size and peak stress at various deformation conditions

3.3 집합조직

Fig.7 은 온도가 1573K 와 1623K, 변형율속도가 1.0 x 10-4 s^{-1} ~ 5.0 x 10-3 s^{-1} 의 조건에서 진변형율 1.5 까지 변형한 시료에 대한 $(0001)_{\alpha 2}$ + $\{111\}_{\gamma}$ 정극점도이다. 압축면을 투영면으로, 계측영역의 평균극밀도를 1 로 하여 등고선을 나타내었다. 압축시험후의 라멜라코로니경이 크기 때문에 곡선은 유연하지는 않지만, 극밀도분포는 동심원상에서 섬유집합조직이 형성되어 있는 것을 알 수 있다. 동일온도에서 극밀도의 최대치를 비교하면 1573K 에서는 변형율속도가 높은 순으로 8, 10, 17, 1623K 경우에도 7.5, 10, 20 으로 본 연구의 온도조건에 있어 변형율속도가 낮을수록 집합조직이 발달하고 있다는 것을 알 수 있다. 극밀도가 높은 위치는 온도에 의존하지 않고 압축면 법선으로 부터 약 35°벗어난 위치에 있다.

α_2, γ 두상에서 회절선이 중첩한 극밀도를 기본으로 하여 결정방위 분포함수를 결정하여 나타낸 γ 및 α_2 상의 압축면의 극밀도분포를 나타내는 역극점도가 Fig.8 (a)、Fig.8 (b)이다. 이 방법에 의한 평가법의 신뢰성을 확인하기 위하여 α_2 의 $\{10\bar{1}0\}_{\alpha 2}$, $\{20\bar{2}1\}_{\alpha 2}$ 및 $\{10\bar{1}1\}_{\alpha 2}$ 정극점도만으로 ODF 를 정하여 나타낸 것이 Fig.8(c)이다. 양자를 비교하면 Fig.8 (a)、(c)는 극밀도가 낮은 영역의 분포상황 및 최대극밀도가 Fig.8 (a) 3.2 에 대하여 Fig.8 (c)에서는 4.0 으로 세부적으로는 약간의 차이가 있지만, 주성분의 위치는 동일하다. 이러한 것은 다른 조건에서 변형한 시료에서도 동일한 경향이었다. 그러므로 본 방법에 의한 완전라멜라조직의 집합조직평가에는 큰 문제점이 없다고 판단된

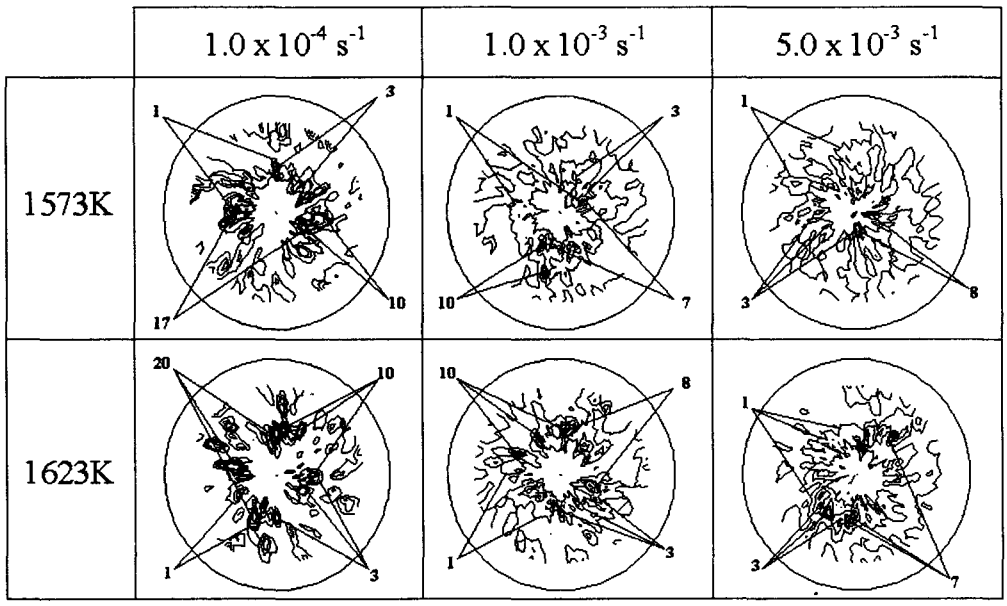


Fig. 7 $(0001)_{\alpha 2}$+$\{111\}_{\gamma}$ pole figures of Ti-43mol%Al deformed at various conditions.

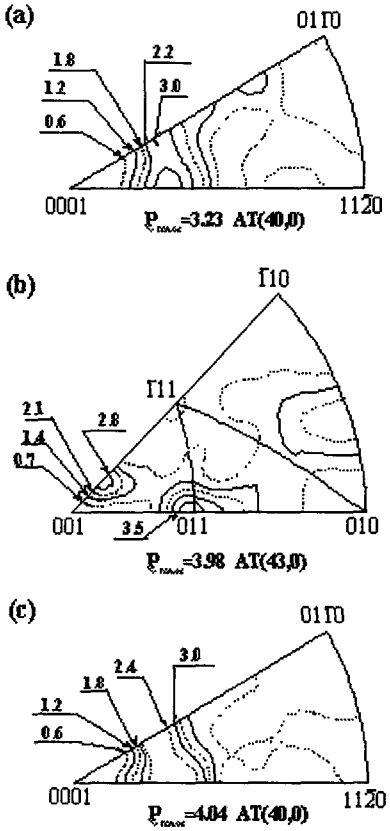


Fig. 8 Comparison of inverse pole figures.
a), b) calculated on the basic of overlap pole figures for α_2 and γ,respectively. c) calculated on the basis of pole figures measured on α_2 phase.

다. Fig.8 (b)에 표시한 γ 상에서는 극밀도 집적이 {111}에서 약 35°떨어진 위치에 있다. 이것은 α_2 상에 있어 (0001)에서 거리와 거의 같고 라멜라 계면이 γ 상에서는 {111}, α_2 상에서는 (0001)인 것과 일치하고 있다.

4. 고찰

4.1 α 단상역에서의 변형기구

오래 전부터 금속· 합금의 동적재결정에 관한 많은 연구가 수행되고 있었으며 현상적인 면에 대한 특징은 어느 정도 연구되어 있는 상태이다. 즉 새로운 결정립은 결정입계와 변형대를 우선적 위치로 하여 형성되는 것, 동적재결정 후의 결정입경과 변형응력사이에 일대일 대응관계에 있는 것, 응력-변형율곡선이 가공연화형이 되는 것, 초기결정입계에서 미재결정립의 중심을 향해 새로운 결정립이 생성되는 것, 피크변형이 변형조건과 함께 초기결정입경에 의존하여 변화하는 것 등이다.[5,6] 응력-변형율곡선이 가공연화형인 것, 피크변형이 변형조건에 의존하고 있는 것과 같은 특징은 본 조성의 시료에 있어서도 동적재결정이 생겼다는 것을 나타내고 있지만, 냉각에 관하여 특별히 고려하지 않은 본 연구에서 관찰된 조직은 완전라멜라상태로 α 단상상태가 아니기 때문에 α 상에서의 결정입경이 변형조건에 의존하여 변화했는가의 여부는 명확하지 않다.

Ti-43mol%Al 는 냉각과정에서 α 영역를 통과하기 때문에 γ 상이 석출하고, 공석온도에 도달하면 α 상은 α_2 상으로 변태함과 동시에 α 상과 γ 상의 평형관계와 α_2 상과 γ 상의 평형관계의 차이에서 γ 상의 석출양이 일시에 증대한다. 이 사이 조밀육방격자구조의 α 상과 그 규칙상인 α_2 상과 γ 상의 사이에는 Blackburn 의 관계[7]로 알려진 이하의 결정학적인 관계가 성립한다.

$$(1\bar{1}10)_{\alpha 2} // \{111\}_{\gamma}$$
$$<11\bar{2}0>_{\alpha 2} // <110>_{\gamma}$$

라멜라조직은 하나의 코로니안에서는 전체가 동일한 방향을 향하고 있고 펄라이트조직에서 보이는 파켓구조(Parket structure)와 같은 것은 관찰되지 않는다. 그러므로 라멜라코로니는 α 단상조직의 결정립조직을 반영하고 있다고 생각할 수 있다 변형종료 후 냉각중에 입계이동이 생겼을 가능성이 있기 때문에 라멜라코로니의 형상은 α 단상에서의 변형종료시의 결정입경이라고는 생각하기 어렵다. 그러나, 본 조성에 대한 α 상으로의 변태온도는 1520K 부근이기 때문에 시험종료 후의 냉각중에 시료가 α 단상상태로 머물 수 있는 시간은 시험온도가 1573K 경우 약 1 분 이하, 1623K 경우에도 2 분정도에 지나지 않는다(1573K 의 경우 46 초, 1623K 의 경우 117 초). 일단, γ 상의 석출이 개시하면 구 α 입계이동은 정지한다고 생각할 수 있기 때문에 변형 후의 결정입경 변화는 이 α 단상영역의 짧은 유지시간에서 생긴 것이고, α 단상시의 결정입경 변화와 크게 차이가 없다고 판단하였다. 그러므로 응력-변형율곡선의 특징과 Fig.5 와 Fig.6 에서 볼 수 있는 라멜라코로니경의

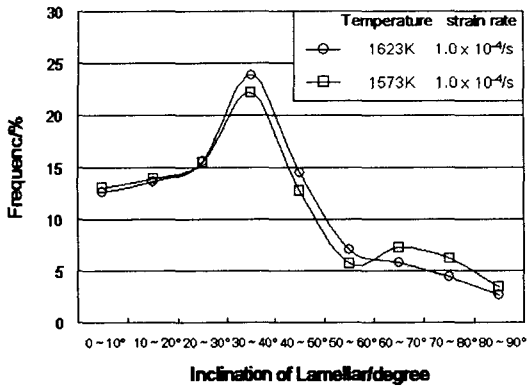
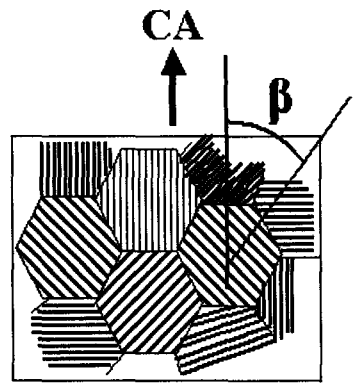


Fig. 9 Distribution of angles between lamellar and rolling direction of Ti-43mol%Al deformed at various conditions

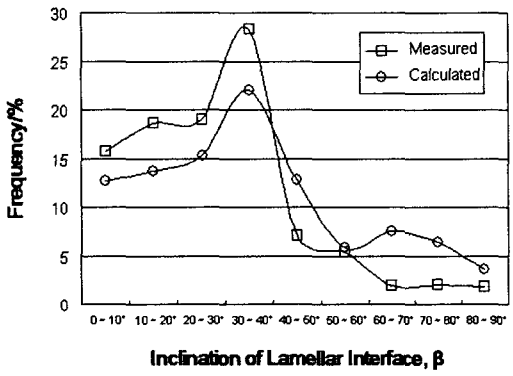
변형조건 의존성으로부터 본 실험의 조건에서 사용된 합금의 경우 동적재결정이 발생했다고 결론을 내렸다.

4.2 집합조직

γ-TiAl 금속간화합물에 관한 연구에서 최초로 보고된 동적재결정하에서 첨예한 집합조직의 형성되는 것이 보고되었다. 집합조직은 동적재결정이 생기는 변형조건 내에서도 고온- 저변형율속도 측으로 첨예화하고, 이와 같은 조건에서는 변형초기에 기존의 결정입계의 변형입계이동이 빈도 높게 관찰되는 것으로부터 변형입계이동이 동적재결정의 소과정이고, 새로운 결정립이 미재결정립의 결정 방위를 계승한 형태로 생성되기 위하여 집합조직이 형성되었다고 결론지었다.[8] 본 연구에서 나타난 섬유집합조직의 첨예도를 비교하기 위하여 ODF 를 기초로 나타낸 (0001)극점도의 중심에서의 각도(이른바 α 각)가 동일한 위치에 대하여 극밀도의 총합을 구한 결과가 Fig.9 이다. 모든 경우에서 중심으로부터 30-40°로 벗어난 위치의 극이 가장 높게 나타난다. 이 각도 영역에서 극밀도 총합 비율이 가장 높은 곳은, 본 연구의 변형조건은 1623K, $1.0\times10^{-4}s^{-1}$ 으로 전체의 24%, 1573K, $1.0\times10^{-4}s^{-1}$ 의 조건에서는 22%이었다. 이들의 변형조건은 Z 값이 가장 낮은 것과 그 다음으로 낮은 것이다. 이것은 γ-TiAl 에서 나타난 동적재결정하에서의 집합조직의 발달의 특징과 일치하고 있고 본 조성에 있어서도 변형입계이동이 활동한 결과 α 단상영역에서의 동적재결정중에 집합조직이 발달한 것이라고 생각된다. 또한, α_2 상의 (0001)분포는 이면이 라멜라조직계면이기 때문에 압축면과 라멜라계면의 각도분포를 나타내고 있다. 여기서 ODF 를 기초로 나타낸(0001)극점도에서 압축 후 시료의 측면에서 평가한 경우의 압축면과 라멜라계면 경사각도의 빈도를 구하였다. Fig.10(a)는 각도 β 의 정의, (b)는 그 결과이다. 어떠한 조건에 있어서도 30-40°사이에 높은 빈도가 확인된다. Fig.10(b) 중의 파형은 라멜라조직이 불규칙하게 배향한 경우의 빈도분포로, 전체적으로 β 각이 작은 쪽으로 라멜라조직의 배향이 치우쳐 있다는 것을 알 수



(a)



(b)

Fig. 10 (a)Schematic illustration of lamellar micro st ructure (b) Comparison of calculated distribu tion of lamellar interface with the measure ment.

있다. 가장 높은 30-40°사이의 빈도는 무질서하게 분포된 경우의 2.5 배 이상에 달한다. 이 결과는 α 단상에서의 고온가공이 라멜라조직의 배향에 유효하다는 것을 나타내고 있다.

5. 결론

평형상태에서의 γ 상의 체적율이 55%인 Ti-43mol%Al 을 대상으로 라멜라조직의 배향제어를 시험하여 보았으며, 다음과 같은 결과를 얻었다.

1. 본 실험의 시험조건범위에 있어 응력-변형률 곡선은 가공연화형을 나타내며, 변형후에는 압축면의 전 영역에 걸쳐서 라멜라 조직이 관찰되었다.
2. 변형 후의 라멜라코로니경과 피크응력과의 사이에는 일대일 대응이 확인되었다. 피크응력이 증가함에 따라서 라멜라코로니경은 작아졌다.
3. 위 1,2 의 결과는 Ti-43mol% Al 금속간화합물에 있어서 동적재결정이 생긴 것을 나타낸다.
4. α 단상상태에서의 단축압축변형에 의해 극밀도의 높은 집적이 압축면에서 약 35 도 떨어진 위치에 존재하는 섬유집합조직이 형성되었다. 이 집합조직은 변형이 고온-저변형률속도가 될수록 발달한다.
5. α 단상상태에서의 고온가공을 행한 Ti-43mol%Al 에 있어 라멜라조직의 배향이 유효했다.

참고문헌

1. Yamakuchi, M. and Umakosi, Y., "Intermetallic Compound," The Nikkan Kogyo Shinbun, pp.68-73, 1984.
2. Takeyama, M., Kumagai, T., Nakamura, M. and Kikuchi, M., "Cooling Rate Dependence of the α/γ Phase Transformation in Titanium Aluminides and its application to Alloy Development," Structural Intermetallics edited by R.Darolia et. al., pp.167-176, 1993.
3. Fukutomi, H., Osuga, Y. and Nomoto, A., "Analysis of the Mechanism of dynamic Recrystallization in γ-TiAl Intermetallic Compound Based on Texture," J.Japan Inst. Metals, 59, pp.1215-1221, 1995.
4. Dahms, M. and Bunge, H.J., J. Appl. Cryst. 22, pp.439-444, 1989.
5. Sakai, T. and Jonas, J.J., "Dynamic Recrystallization: Mechanical and Microstructural Considerations," Acta metal, 32, pp.189-209, 1984.
6. Yamakata, H., "Dynamic Recrystallization of Hihg Purity Aluminum," J.Japan Inst. Light Metals, 44, pp.373-378, 1994.
7. Blackburn, M.J., "Science, Technology and Application of Titanium ed. by R.T.Jaffee and N.E.Promisel," Pergamon Press, London, pp.633-643. 1979.
8. Fukutomi, H., Hartig, C. and Mecking, H., "Change of Microstructure in a TiAl Intermetallic Compound during High Temperature Deformation," Z.Metallkde 81, pp.272-277, 1990.