

## TiAl-Nb 합금의 고온상변태와 일방향응고에 관한 연구

박종문\* · 장호승\* · 김성웅\*\* · 김승연\*\* · 손지하\*\*\* · 오명훈\*†

\*금오공과대학교 신소재공학과, \*\*재료연구소 타이타늄연구실, \*\*\*포항금속소재산업진흥원 첨단기술팀

### Study on High Temperature Phase Transformation and Directional Solidification of TiAl-Nb Alloy

Jong-Moon Park\*, Ho-Seung Jang\*, Seong-Woong Kim\*\*, Seung-Eon Kim\*\*,  
Je-Ha Shon\*\*\*, Myung-Hoon Oh\*†

\*School of Materials Science and Engineering, Kumoh National Institute of Technology (KIT),  
61 Daehakro, Gumi, Gyeongsangbuk-do 39177, Korea

\*\*Titanium department, Korea Institute of Materials Science (KIMS),

797 Changwon-dearo, Seongsan-gu, Chanwon, Gyeongsangnam-do 51508, Korea

\*\*\*Advanced Technology Team, Pohang Institute of Metal Industry Advancemnet (POMIA),  
56 Jigok-ro, Nam-gu, Pohang, Gyeongsangbuk-do 37666, Korea

**Abstract** Phase transformation phenomenon at high temperature was investigated by using designed TiAl-Nb alloys with addition of the  $\beta$  stabilizer. Examination of dendritic morphologies in arc-melted button ingot could reveal the crystallography of the primary solidification phase. It was found that the addition of  $\beta$  stabilizer(Nb) shifted the high temperature region of the binary Ti-Al phase diagram to the high Al composition side so that  $\beta$  phase forms as a primary crystal even at higher Al composition compared with the binary Ti-Al system. The  $\beta$  was found to be the primary solidification phase for alloys with Al content less than about 52 at.%. The composition of  $\beta$  solidification in Ti-Al-Nb ternary system could be determined from the partial liquidus projection which was constructed by observing the microstructure of arc-melted buttons. The Ti-46Al-(6, 8)Nb composition was selected for  $\beta$  solidification and the directional solidification was performed by a floating zone-type DS apparatus at the growth rate 30 mm/hr respectively.

(Received August 12, 2016; Revised August 30, 2016; Accepted September 9, 2016)

**Key words** : TiAl alloy,  $\beta$  solidification,  $\beta$  stabilizer, Directional solidification, Lamellar boundary orientation

## 1. 서 론

$\gamma$ -TiAl 기지합금은 높은 비강도와 우수한 고온강도 및 크리프특성 등으로 인하여 제트엔진 및 터보차저 로터, 밸브 등 부품용 재료로서 항공기, 자동차 그리고 발전공장설비에 대한 활용도가 높아 많은 연구가 이루어지고 있으며, 특히 완전층상조직 TiAl/Ti<sub>3</sub>Al 2상합금은 우수한 고온물성이 요구되는 부품들을 경량화하기 위하여 Ni계 초합금(superalloy)를 대체할 수 있는 경량내열재료로서 가능성을 인정받고 있다[1, 2]. 완전층상조직 TiAl/Ti<sub>3</sub>Al 2상합금은 Ti<sub>3</sub>Al을 10% 정도 포함하면서 파괴인성, 피로강도 그리고 고온크

리프강도가 우수하지만, 상온에서의 연성이 부족하여 주조재료로서 이용하기에는 상온연성 개선이라는 가장 큰 해결과제가 남아있다[2]. 이러한 연성부족의 가장 큰 원인은 층상조직의 경계에 수직한 방향으로 응력이 작용할 때에 경계면의 분리현상이 쉽게 일어나기 때문인 것으로 밝혀지고 있다[3]. 따라서 완전층상조직 TiAl 합금의 부족한 상온연성개선을 위해서 많은 연구가 시도되고 있으며, 그 일환으로 일방향응고법을 도입하여 층상경계방위를 연성화 방향으로 제어하려는 연구가 진행되었다[4-6]. 완전층상조직 TiAl 합금의 층상경계방위를 제어하기 위한 응고방법은 고온상변태를 이용하여 응고과정 중의 수정을 통한  $\beta$  응

†Corresponding author. E-mail : ohmyung@kumoh.ac.kr  
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

고를 통한 방법[4, 5]과 seed 재료를 이용하는 방법 [6, 7]이 있다. 층상경계방위를 제어하기 위한 방법으로  $\beta$  응고를 통한 방법(이하 “ $\beta$  응고법”으로 표기)은 seed를 이용하지 않아 실제 산업에 응용도가 높은 장점이 있다. TiAl 합금의 적용대상부품이 엔진 밸브나 터빈블레이드 등인 것을 고려하면, 생산단가나 제조시간 등의 관점에서 seed를 이용한 일방향응고법은 실용화에 적합하지 않은 것으로 판단된다. 실용화를 고려하면, casting 후 바로 제품으로 사용할 수 있는  $\beta$  응고법이 층상경계방위를 제어하는 방법으로 개발되어야 할 것으로 판단되며, 이것이 본 연구를 수행한 이유이다.

$\beta$  응고법은 고온상변태를 이용하여 응고과정 중의 수정이 필요하기 때문에 무엇보다도 고온에서의 상변태를 bcc  $\beta$  상으로 유도해야 하며, 이를 위해 고온 영역 상태도 및 고온상변태에 관한 연구가 필수적이다[4, 5, 9]. Jung[4, 5] 등에 의해서 2원계 TiAl 합금의 상태도에 근거하여 일방향응고를 통한 완전  $\beta$  변태하는 2원계 TiAl 합금조성에서 층상경계방위 제어의 가능성은 확인되었지만, 2원계 TiAl 합금조성의 완전  $\beta$  변태 조성은 Al 함량이 낮아 상온에서의 기계적 성질이 취약하여 실용화를 위해서는 완전  $\beta$  변태하는 TiAl 합금조성을 높은 Al 조성 쪽으로 이동시킬 수 있는  $\beta$  안정화 원소의 첨가가 필수적이다 [5, 8, 9]. Naka 등[10]의 연구에서 Fe, Re, W, Mo, Cr 등은 강한  $\beta$  안정화 원소임이 확인되었다. 또한, Jang과 Jung 등의 연구에서  $\beta$  안정화 원소로써 Mo, W, Re의 첨가에 의한 2원계 TiAl 합금의 고온상변태 변화와  $\beta$  응고를 통한 층상경계방위 제어의 가능성에 대해 확인되었다[5, 8]. 최근에는  $\beta$  안정화 원소로써 TiAl 합금에 Nb를 첨가하는 연구가 많은 관심을 받고 있다. Nb의 첨가량이 증가할수록 기계적 특성이 변화하는 이유는 다음과 같이 설명되어 진다. Nb의 첨가는 적층에너지(stacking fault energy)의 감소로 인하여 기계적 트윈이 용이하게 이루어지게 하는 효과가 있다. 또한, Nb의 첨가에 따라 고온내산화성이 증가하는데 이러한 내산화성 증가의 원인은 Nb이 산화되어 조밀한 산화층을 생성하여 밀착되며 약 10 at.%까지 Nb의 함량증가에 따라 내산화성이 증가한다고 보고되고 있다[11].

본 연구에서는 TiAl 합금의 고온강도 및 크리프강

도 등의 고온특성과 내산화성 향상을 위해 첨가되고 있는 Nb을  $\beta$  안정화 원소로써 선정하여 완전  $\beta$  상으로 변태되기 위한 Nb의 첨가량을 조사하였다. 그리고 완전  $\beta$  상을 지날 것으로 판단되는 TiAl-Nb 합금의 조성에 대하여 일방향응고를 수행하여 조성에 따른 층상경계방위제어에 관하여 조사하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1 재료

본 연구에서는 고순도의 Ti(99.99%) sponge, Al (99.99%) grain, Nb(99.9%) grain을 이용하여 합금 조성에 맞게 정량하였다. 합금화를 위하여 고순도 아르곤(99.999%) 분위기의 진공아크용해로에서 비소모성 텅스텐 전극으로 버튼 형태의 잉코트를 제조하였다. 이 때 잉코트의 균질도를 높이기 위하여 6번의 재용해를 실시하였다. 제조된 버튼 형태의 잉코트를 종단으로 절단하여 수지상의 대칭성을 조사함으로써 TiAl-Nb 합금에 대하여 액상과 평형을 이루고 있는 상을 결정할 수 있었으며 그 결과를 이용하여 부분 액상선 투영도를 제작하였다. 제조된 버튼 형태의 잉코트를 이용하여 일방향응고를 수행하기 위해 시가 형태로 제조한 후, 와이어 방전가공설비를 이용하여  $\phi$  9.5 mm  $\times$  80 mm 크기로 봉 형태의 잉코트를 제조하였다. 미세조직 관찰을 위해 5 ml HF, 10 ml H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>, 200 ml H<sub>2</sub>O 혼합용액으로 에칭을 실시한 후, 광학현미경과 전자현미경을 이용하여 미세조직을 분석하였다.

### 2.2 일방향응고

본 연구에 사용된 일방향응고장치의 개략도를 Fig. 1에 나타내었다. Fig. 1의 floating zone 방식은 bridgman 방식에 비하여 온도구배가 높아 층상경계방위가 성장방향과 평행하게 되기 위한 구동력이 크며, 도가니를 사용하지 않기 때문에 청정도가 높은 장점이 있다. 완전  $\beta$  상을 지날 것으로 판단되는 TiAl-Nb 조성을 이용하여 고순도 아르곤 가스분위기 하에서 floating zone 방식 일방향응고 장치를 이용하여 30 mm/hr의 성장속도로 일방향응고를 수행하였다. 일방향응고된 시편은 성장방향과 평행한 방향으로 절단하여 미세조직 관찰을 관찰하였다.

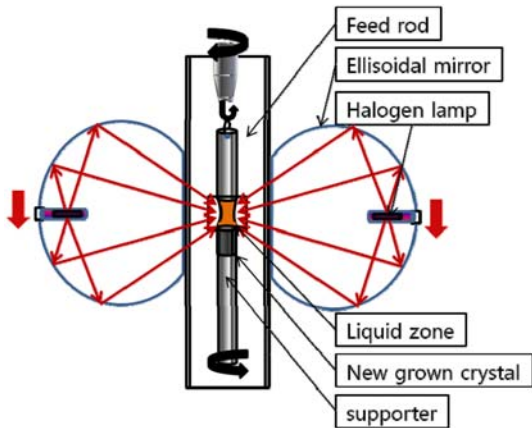


Fig. 1. Schematics of the floating zone type directional solidification apparatus.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 $\beta$ 안정화원소(Nb)의 첨가에 따른 고온상 변태 및 미세조직 변화

완전층상조직  $\gamma$ -TiAl 합금의 층상경계방위를 성장 방향으로 제어하기 위한 방법으로 고온상변태를 이용한 응고과정의 수정을 통한 방법( $\beta$  응고법)을 선택하였다. 층상경계방위를 제어하기 위한 방법으로  $\beta$  응고법을 선택한 이유는 주조과정을 거친 후에 바로 제품에 적용이 가능하여 seed 방법에 비하여 생산단가나 제조시간적인 면에서 유리함에 따라 산업에서의 활용도가 높기 때문이다.  $\beta$  응고법은 응고 과정 중 완전  $\beta$  상을 지나는 합금조성이 중요한 요소이다. 2원계 TiAl 합금에서 Al의 함량이 44.8 at%까지 완전  $\beta$  상을 가지며, 이 이상의 Al 함량에서는 초정  $\alpha$ 상이거나 액상에서  $\beta$  초정이 생긴 후 나머지가 모두  $\alpha$  상으로 변태한다. TiAl 2원계 합금은 화학양론 조성 부근인 Ti-(47~48)Al at.% 조성에서 기계적 특성이 가장 뛰어난 것으로 보고되고 있기 때문에 완전  $\beta$  상을 지나는 조성은 부족한 Al의 함량으로 인하여 기계적 특성이 저조하다. 본 연구에서는 높은 Al 함량에서도 완전  $\beta$  상을 지나가게 하기 위해서  $\beta$  안정화 원소로 Nb를 선정하였다. Nb의 합금조성에 따른  $\beta$  안정화 효과를 조사하기 위해 합금 조성은 TiAl-X 3원계로 Al은 44~54 at.%로 변화를 주었고  $\beta$  안정화 원소인 Nb을 6, 8 at.% 첨가하였다.

Jung 등의 연구[5, 8, 9]에서 확인 할 수 있듯이

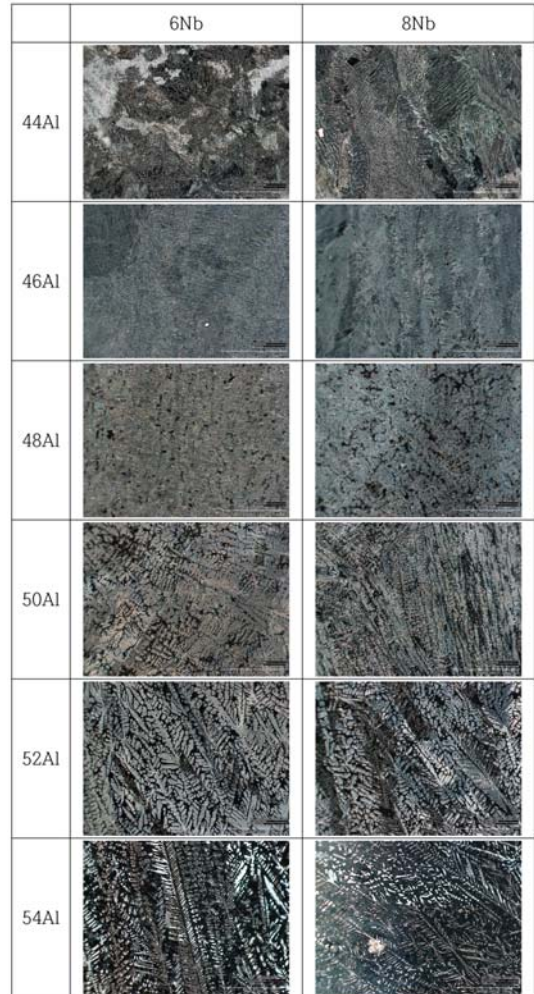


Fig. 2. Optical microstructure of arc-melted ingots in Ti-Al-Nb system.

2원계 TiAl 합금은 액상 중에서 bcc인  $\beta$  상이 초정으로 생성될 때와 hcp인  $\alpha$  상이 초정으로 생성될 때 수지상의 형태가 달라진다.  $\beta$  상이 초정으로 형성될 때는 bcc 구조이기 때문에 4-fold 대칭성을 갖게 되고 성장방향과 평행한 단면에서는 수지상의 1차 가지와 2차 가지가 90°를 이루게 된다.  $\alpha$  상이 초정으로 생성될 때는 hcp 구조이기 때문에 6-fold 대칭성을 갖게 되고 수지상의 1차 가지와 2차 가지가 60°를 이루게 된다.

Fig. 2는 6, 8Nb의 첨가에 의한 (44~54)Al at.% 조성변화에 따른 수지상의 1차 가지와 2차 가지의 대칭성을 나타낸 미세조직이다. 46Al at.% 이하의

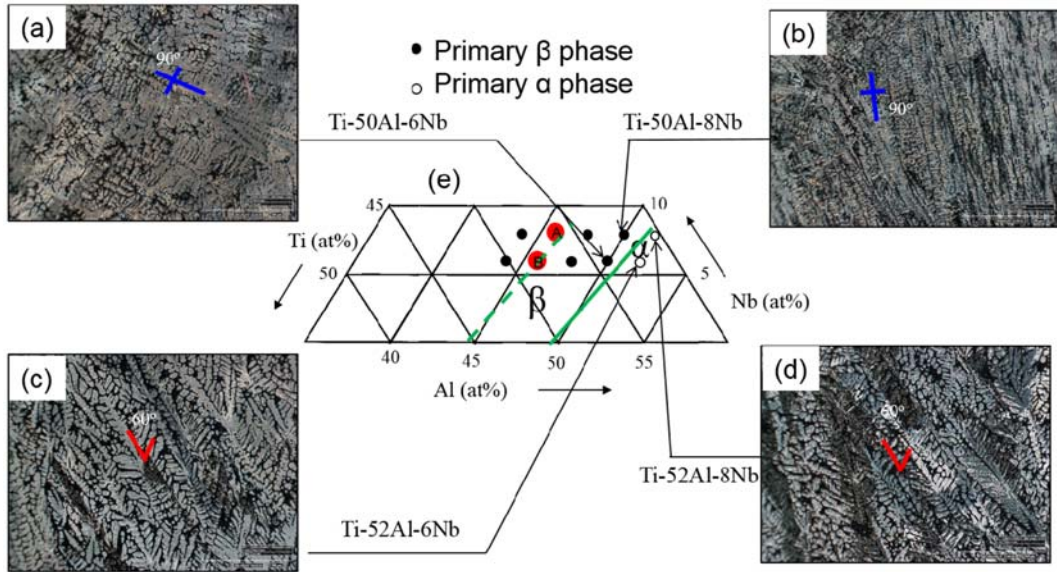


Fig. 3. Optical micrographs (a-d) and projected view of a partial liquidus surface (e) for the TiAl-Nb system : (a) Ti-50Al-6Nb, (b) Ti-50Al-8Nb, (c) Ti-52Al-6Nb, (d) Ti-52Al-8Nb.

합금에서는 수지상의 대칭성을 관찰할 수 없었으나 6, 8Nb at.%의 첨가에 따른 수지상의 대칭성이 48, 50Al at.%까지는 4-fold 대칭성을 갖고 52Al at.% 이상의 합금조성에서는 6-fold 대칭성을 갖는 것을 관찰할 수 있었다. 즉,  $\beta$  안정화 원소인 Nb의 첨가에 따라  $\beta$  영역이 확장된 것을 알 수 있다. 하지만, 6Nb at.%와 8Nb at.%의 차이는 명확히 구분되지 않았다. 이러한 이유는 Johnson[12]의 연구에서와 같이 Nb의  $\beta$  안정화 효과는 3Nb at.% 이하에서는 0.3의 Ti에 대한 당량을 갖지만, 그 이상의 첨가량에서는 점차 감소하여 6Nb at.%에서는 0.17, 8Nb at.%에서는 0.13의 Ti에 대한 당량을 나타내기 때문인 것으로 판단된다. 결국  $\beta$  안정화 효과를 위한 Nb의 첨가는 6 at.%와 8 at.%에서 큰 차이가 없는 것으로 판단된다.

Fig. 3의 (a)~(d)는 수지상의 대칭성을 나타내는 미세조직이며, Fig. 3의 (e)는 수지상의 대칭성을 이용하여 액상선 투영도를 나타낸 것이다. 액상선 투영도에서 검은색 점은  $\beta$  초정을 나타내는 합금 조성을 의미하며, 흰색 점은  $\alpha$  초정을 나타내는 합금 조성을 의미한다. Fig. 3의 (a)와 (b)는 4-fold 대칭성을 갖고, (c)와 (d)는 6-fold 대칭성을 갖는다. 이와 같은 미세조직 관찰결과를 정리하여 작성한 TiAl-Nb

부분 액상선 투영도를 Fig. 3의 (e)에 도시하였다. Fig. 3의 (e)는 응고 초기에 bcc  $\beta$  상이 초정으로 형성되는 Ti-rich 조성영역(실선의 왼쪽)과 hcp  $\alpha$  상이 초정으로 형성되는 Al-rich 조성영역(실선의 오른쪽)을 실선으로 구분하여 경계를 나눈 것이다. 또한, 2원계 TiAl 합금의  $L+\beta \leftrightarrow \alpha$  포정반응시의  $\beta$  상 조성도 Nb 첨가에 따라 실선의 구분선과 같은 기울기로 조성이 이동된다고 가정하고 점선으로 도시하였으며, 이러한 점선의 구분선의 왼쪽영역(Ti-rich 조성영역)은 응고할 때 완전  $\beta$  상으로 변태가 일어날 것으로 생각되는 합금조성의 영역이다. Phing[13] 등은 8Nb 첨가에 따른 TiAl-Nb 3원계 합금에 대한 상태도를 연구하였으며, 그 결과 46Al at.%까지 완전  $\beta$  상을 지나는 것으로 발표하였다. 이러한 결과들을 바탕으로 본 연구에서는 Fig. 3의 (e)에서 A로 표기된 것과 같이 완전  $\beta$  상을 지날 것으로 판단되는 TiAl-Nb 3원계 합금조성을 Ti-46Al-(6, 8)Nb로 선정하였다.

### 3.2 Floating zone을 이용한 TiAl-Nb 합금의 일방향응고

Fig. 3(e)의 A 조성은 점선으로 표시된 투영선에 걸쳐있는 조성이므로 일방향응고와 같은 서냉 작업에

서는 대부분  $\beta$  상으로 변태될 것이므로  $\beta$  응고를 통한 층상경계방위제어에 효과적일 것으로 판단되며,

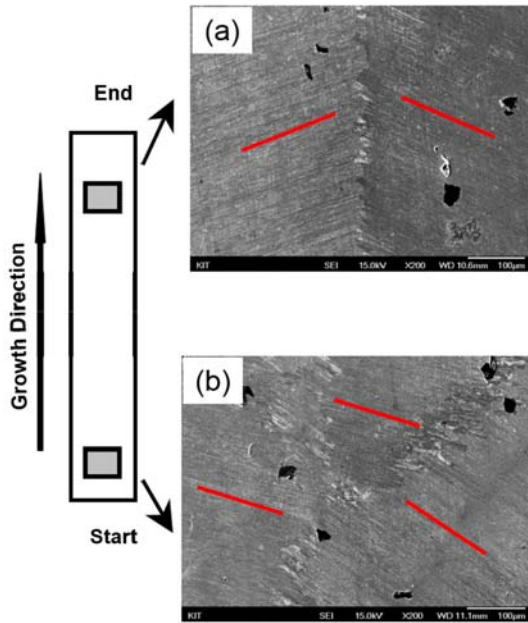


Fig. 4. Microstructure of (a) start part, (b) end part of directionally solidified Ti-46Al-8Nb alloy.

Ti-45Al-6Nb와 Ti-46Al-8Nb에 대하여 floating zone 방식을 활용하여 일방향응고를 수행하였다. floating zone 방식은 bridgman 방식 보다 hot zone이 좁아서 온도구배가 크기 때문에 낮은 성장속도에서도 층상경계방위제어가 가능하다는 것이 보고되었다[8]. Fig. 4는 Ti-46Al-8Nb 합금을 floating zone을 이용하여 30 mm/hr의 성장속도로 일방향응고를 수행한 미세조직이다. Fig. 4(a)의 성장 초기와 Fig. 4(b)의 성장 후기에서 모두 성장방향과 45°를 이루는 것을 관찰할 수 있다. 응고과정 중에  $\alpha$  상을 지나게 되면 고상변태과정에서 면간 관계에 의해 성장방향에 0~30°를 갖는다. Fig. 5(a)는 Ti-46Al-6Nb, (c)는 Ti-46Al-8Nb의 층상경계방위를 나타낸 미세조직이다. Fig. 5(a)와 (c)에서 관찰할 수 있듯이 성장방향에 대하여 45°를 갖는 것은 완전  $\beta$  상을 지나는 응고가 진행되었다는 것을 알 수 있다. 하지만, 층상경계방위가 성장방향에 평행하지 못한 이유는 다음과 같이 설명되어 진다. TiAl 합금은 응고과정 중에 완전  $\beta$  상을 지나게 되면  $\beta$  상의 우성성장방향인  $[001]_{\beta}$  방향으로 수지상이 자란다. 그 후 고상변태를

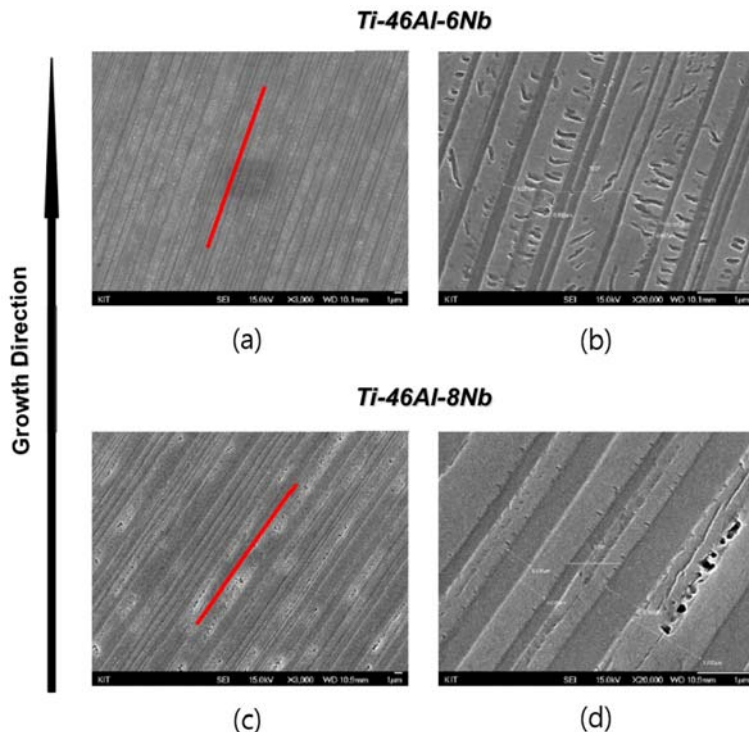


Fig. 5. Microstructure of directionally solidified (a), (b) Ti-46Al-6Nb alloy, (c), (d) Ti-46Al-8Nb alloy.

거처가 되면 고상변태과정에서  $\alpha$  상의 최대조밀면  $\{0001\}_\alpha$  면이  $\beta$  상의 최대조밀면인  $\{110\}_\beta$  면에 평행하도록 석출되며 변태가 진행된다. 이 때  $\beta$  상의  $\{110\}_\beta$  면은 6개의 variant가 존재할 수 있다. 이 중 2가지는 성장방향과 평행하며, 4가지는 성장방향과  $45^\circ$ 를 이룬다. 그러므로  $\alpha$  상은 이 6개의 variant 중의 한 면에 대하여 선택적으로 석출변태를 진행하게 되므로 최종 층상조직은 확률적으로 배열되어 진다. 층상경계방향이 성장방향과 평행하려면  $45^\circ$ 에 비하여 높은 응고구동력이 요구되며, 적절한 성장속도가 필요하다는 연구결과가 보고되었다[8]. 즉, 성장조건에 따라 성장속도가 빠른 경우, 빠른 응고속도로 인하여 변형에너지 인자가 수지상의 우선성장을 결정하고, 성장속도가 느린 경우, 느린 응고속도로 인하여 계면에너지 인자가 수지상의 성장방향을 결정하기 때문인 것으로 판단된다. 즉, 온도구배와 성장속도 변화에 따른 우선성장방위의 천이가 발생하는 것으로 판단되었다.

빠른 성장속도는 빠른 응고를 의미하며, 즉 냉각속도가 높아 응고할 때 원자의 확산 거리가 짧게 되어 층상간격이 좁아지게 된다. TiAl 합금의 층상간격은 기계적특성과 연계하여 층상간격이 좁으면, 전위동의 장애요소로 작용되는  $\alpha_2$  lath의 증가에 의하여 크리프 저항성이 향상된다. Fig. 5(b)와 (d)는 각 조성에 따른 층상간격을 측정된 결과이다. 측정 결과에서 와 같이 Ti-46Al-6Nb 합금의 층상간격은  $0.24\sim 0.35\ \mu\text{m}$ 이고, Ti-46Al-8Nb 합금의 층상간격은  $0.53\sim 0.76\ \mu\text{m}$ 으로 측정되었다. 따라서 층상간격에 따른 크리프 저항성은 성장속도이외에도  $\beta$  안정화 원소와도 밀접한 관계가 있는 것으로 판단된다. 이러한  $\beta$  안정화 원소와 층상간격의 상관관계에 대한 문헌 보고는 없었지만, TiAl-Nb 합금의 고온 성형[14] 및 상변태[15] 거동에서와 같이 Nb의 첨가는 원자 확산 거동에 영향을 끼쳐 일방향응고에 따른 층상간격의 변화에도 영향을 끼칠 것으로 판단된다.

#### 4. 결 론

본 연구에서는 층상경계방위를 성장방향과 평행하게 제어하기 위해서 TiAl-Nb 3원계 합금의  $\beta$  안정화 원소에 따른 고온영역에서의 상평형 및 상태도

변화와 완전  $\beta$ 상으로 판단되는 Ti-46Al-(6, 8)Nb 합금 조성에 대하여 일방향응고를 통하여 층상경계방위의 변화에 대한 조사를 수행하여 다음과 같은 연구 결과를 얻었다.

1.  $\beta$  안정화 원소인 Nb는 2원계 TiAl 합금의 고온영역 상태도를 높은 Al 조성 쪽으로 이동시켜, 2원계 TiAl 합금의 경우보다 높은 Al 조성에서도  $\beta$  상이 초정으로 형성되는 것을 확인하였다.
2.  $\beta$  안정화 원소로서의 Nb의 경우 3at% 이상에서는 Ti에 대한 당량 효과가 줄어들기 때문에 TiAl-Nb 3원계 합금의 층상경계방향을 유리하게 제어하기 위해서는 최소 6at% 이상 첨가되어야 함을 확인하였다.
3. Ti-46Al-(6, 8)Nb 3원계 합금을 30 mm/hr의 성장속도로 일방향응고를 수행한 결과, 일방향응고 잉고트의 주상정 내부에서 층상경계방위가 성장방향과  $45^\circ$ 를 이루고 있으며, 이를 통해 Ti-46Al-(6, 8)Nb 합금이 완전  $\beta$  상을 통과하여 응고가 진행되었음을 확인하였다.
4. 완전  $\beta$  상을 지나는 합금조성에서 일방향응고를 수행하였을 때, 높은 온도구배와 빠른 성장속도에 의해 우선성장방위의 천이가 발생되어 층상경계방위를 제어하기 위해서는 적절한 성장속도가 필요한 것으로 판단된다.
5. 동일한 성장속도에서도 첨가된 Nb의 함량에 따라 층상간격이 차이 나는 것이 관찰되었으며, Ti-46Al-6Nb 합금의 층상간격은  $0.24\sim 0.35\ \mu\text{m}$ 이고, Ti-46Al-8Nb 합금의 층상간격은  $0.53\sim 0.76\ \mu\text{m}$ 으로 측정되어 Nb의 첨가에 의해 확산거동에 영향을 끼쳐 성장속도에 의한 층상간격의 변화와 같은 효과가 나타나는 것으로 판단된다.

#### 감사의 글

본 연구는 ‘금오공과대학교 교수연구년제에 의하여 지원된 연구결과’입니다.

#### References

1. T. Noda : Intermetallics, **6** (1998) 709.
2. Y. W. Kim : JOM, **46** (1994) 30.

3. H. Inui, M. H. Oh, A. Nakamura and M. Yamaguchi : *Acta Metal. Mater.*, **40** (1992) 3095.
4. M. C. Kim, D. M. Wee, M. H. Oh, J. H. Lee, H. Inui and M. Yamaguchi : *Mater. Sci. Eng. A*, **A239/240** (1997) 570.
5. I. S. Jung, M. C. Kim, J. H. Lee, M. H. Oh and D. M. Wee : *Intermetallics*, **7** (1999) 1247.
6. H. N. Lee, M. H. Oh, D. R. Johson, H. Inui, M. Yamaguchi and D. M. Wee : *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, **37** (1999) 1343.
7. D. R. Johnson, Y. Masuda, H. Inui and M. Tamaguchi : *Acta Materialia*, **45** (1996) 2523.
8. I. S. Jung, H. S. Jang, M. H. Oh and D. M. Wee : *J. Kor. Inst. Met & Mater.*, **38** (2000) 1047.
9. H. S. Jang, I. S. Jung, M. H. Oh and D. M. Wee : *J. Kor. Inst. Met & Mater.*, **38** (2000) 1042.
10. S. Saka, M. Thomas, C. Sanchez and T. Khan : *Structural Intermetallics*, M. V. Nathal et al. (Ed.), TMS, Warrendale, Pa (1997) 313.
11. H. R. Jiang, Z. L. Wang, W. S. Ma, X. R. Feng, Z. Q. Dong, L. Zhang and Y. Liu : *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, **18** (2008) 512.
12. D. R. Johnson, H. Inui, S. Muto, Y. Omiya and T. Tamanak : *Acta Materialia* **54** (2006) 1077.
13. Y. W. Kim, W. Smarsly, J. Lin, D. Dimiduk and F. Appel : *Gamma titanium aluminide alloys*, Wiley, (2014) 4.
14. G. E. Bean, M. S. Kesler and M. V. Manuel : *Journal of Alloys and Comounds* **613** (2014) 351.
15. J. Li, Y. Liu, Y. Wang, P. Cao, C. Zhou, C. Xiang and Y. He : *Intermetallics* **52** (2014) 49.