Cast 와 HIP 으로 제작된 베타 감마 TiAl 합금의 열처리 후 2단계 냉각법을 통한 미세구조의 변화

최광수¹ · 김정민¹ · 박준식^{1,*} · 김영원²

¹한밭대학교 신소재공학과
²Gamteck LLC

Microstructural Evolution in Cast and HIP'ed Ingot Material of Beta Gamma TiAl Alloy by Two Step Cooling

Kwangsue Choi¹, Jeong Min Kim¹, Joon Sik Park^{1,*}, and Young-won Kim²

¹Department of Materials Science and Engineering, Hanbat National University, Daejeon 34158, Republic of Korea
²Gamteck LLC, Beavercreek, Oh 45431, USA

Abstract: The beta gamma alloys of Ti - 43.8Al - 4Nb - 2Cr - 0.2B - 0.2C at % (9CN) were prepared using induction skull melted (ISM) cast ingots. In order to make a fine fully lamellar structure with some minor phases, two step cooling was performed using two furnaces after heat treatments in the $\alpha + \beta$ phase region. The heat-treatments produced an $\sim 50 \mu\text{m}$ fully lamellar structure with $\alpha_2 / \gamma + \gamma + \text{B2 (HIP)} \rightarrow \alpha + \beta$ (heating) $\rightarrow \alpha / \gamma$ (FL) $+ \gamma + \text{B2} \rightarrow \alpha_2 / \gamma$ (FL) $+ \gamma + \text{B2}$ phase change. For the two step heat treatment, the specimen was heat treated at 1340 °C(or 1350 °C) and transferred to another furnace, which was maintained at 950 °C, in order to minimize any phase transformations between the temperatures. Fully lamellar specimens with some phases were compression-tested at RT, 700 °C, 800 °C, 900 °C and 1000 °C, and showed excellent compressive strength at high temperature. The resultant material property determined via this cooling process was superior to that of other materials such as Ni based superalloys or commercial TiAl alloys. The microstructures associated with the cooling effect were discussed in terms of materials properties and phase transformation.

(Received November 29, 2017; Accepted February 19, 2018)

Keywords: TiAl, colony size, lameller structure, hall patch relation, two step cooling

1. 서 론

γ -TiAl 합금은 높은 용점과 우수한 고온 강도, 고온 크립 저항성 그리고 높은 산화 저항성으로 자동차와 우주 항공 산업의 고온 구조재료로써 많은 관심을 받고 있다 [1-4]. 이러한 γ -TiAl 합금의 물성을 향상시키기 위하여 Mo, Nb, Cr 그리고 Mn 과 같은 여러 첨가물의 연구가 이루어져 왔다 [5-8]. Mo 와 Nb과 같은 첨가물은 β 안정화 원소로 $\beta / \text{B2}$ 상을 형성한다. $\beta / \text{B2}$ 상은 일반적으로 TiAl 합금의 콜로니 경계에 형성되며 $\beta / \text{B2}$ 상의 분율이 일정량 이상으로 많아지는 경우에는 취성 증가의 원인이 될 수

있다. 그러나, $\beta / \text{B2}$ 상의 분율은 $\sim 5\%$ 일 때에는 인성이 우수한 것으로 알려져 있다 [5]. 다른 β 상 안정화 원소인 Cr 과 Mn은 TiAl 합금의 Al 자리에 위치하여 L10 단위 셀의 축비 (c/a)를 감소시켜 상온 연성을 증가시킬 수 있다 [6-8]. 추가적으로 C, Si 그리고 B과 같은 원소들을 $\sim 1\%$ 미만으로 미량 첨가하였을 때 TiAl 합금의 기계적 물성을 강화시킬 수 있다 [9-16]. C 와 Si을 첨가하면 Ti_3AlC (P-type), Ti_2AlC (H-type) 또는 Ti_5Si_3 (T-type)의 석출물이 형성되며, 특히 Ti_2AlC (H-type)과 Ti_5Si_3 (T-type)은 α_2 상에서 초기상이 형성되어 고온 크립 강도를 향상시킨다 [11]. B은 생성되는 붕소화물로 인해 결정립 미세화가 나타나고 고온 강도가 증가한다 [14-16].

TiAl 합금의 미세구조는 열처리 온도에 의존하여 fully

*Corresponding Author: Joon Sik Park
[Tel: +82-42-821-1276, E-mail: jsphb@hanbat.ac.kr]
Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

lamellar (FL), nearly lamellar (NL), duplex (DP) 그리고 near gamma (NG)로 4가지로 구분한다 [22-24]. TiAl 합금의 DP 구조는 상온연성이 가장 우수하지만, 낮은 크립과 피로 저항성을 나타내며, FL 구조는 상온 연성은 가장 낮지만, 높은 크립과 피로 저항성을 가지는 뚜렷한 특성의 특징을 가지고 있다 [17-19]. FL 구조는 DP 구조보다 고온에서 나타나기 때문에 결정립 크기가 일반적으로 크다 [17]. 그러므로, FL 구조의 결정립 크기를 일반적인 DP 구조의 결정립 크기 혹은 그 이하로 줄일 수 있다면 크립과 피로 저항성뿐 아니라 다양한 기계적 물성이 향상될 것으로 사료된다.

FL 구조 이외에도 몇몇 상업적으로 사용되고 있는 TiAl 합금들이 있다. 1999년도 이후부터 자동차 엔진 터보차저에 Ti - 46~47Al - 3~6Nb 조성의 주조 합금이 사용되기 시작하였으며, 기능과 고온 안정성이 점차 증가하였다 [20,21]. 2012년도에는 Ti - 48Al - 2Nb - 2Cr (4822 LPTB) 조성의 항공 엔진 저압 터빈 블레이드를 발표되었으며, 이러한 합금들은 Air Force Research Laboratory와 P&W가 처음으로 TiAl 합금을 연구하기 시작한지 약 40년 만에 나타난 상업적 합금 조성이다 [22,23]. 또한, 경주용 자동차 배기 벨브에 압출한 Ti - 44Al - 6Nb - 0.3W - 0.1B 조성의 합금이 사용되고 있다 [24]. 최근에는 포팅 응고된 합금인 Ti - 47.2Al - 2Nb - 2Cr (4822)와 Ti - 48Al - 2Nb - 2Mn - 1B (45XD), 베타 응고된 합금인 Ti - 43Al - 4Nb - 1Mo - 0.1B (TNM) 조성들이 우수한 기계적 물성을 가지는 상업적인 조성으로 잘 알려져 있다 [22,23,25-32]. 4822 합금은 DP/NL의 구조를 구성하고 있는 합금으로 낮은 열응력의 환경에서 연성, 인성 그리고 크립 저항성의 우수한 균형을 나타낸다. 45XD 합금은 α_2 상의 비율이 4822 합금보다 높고, 낮은 이방성 구조를 가져 4822 합금보다 우수한 강도를 가지지만, 온도의 상승에 따라 강도가 크게 감소한다. 마지막으로 TNM 합금은 상온에서 취성이 강한 라멜라 구조를 B2상과 γ 상이 지지하지만 brittle ductile transformation temperature (BDTT) 이상의 온도에서는 크립 변형이 생긴다. 앞선 세 합금의 경우에는 FL 구조가 아니고 결정립 또한 미세하지 않기 때문에 결과적으로 사용온도는 750 °C 미만으로 제한된다 [22,23,25-33].

본 연구에서는 베타 감마 합금인 Ti - 43.8Al - 4Nb - 2Cr - 0.2B - 0.2C at% (9CN) 을 2개의 서로 다른 가열로를 이용한 열처리와 2단계 냉각법으로 결정립 크기를 줄인 FL 구조를 생성하여 800 °C 이상의 온도에서도 우수한 기계적 물성을 가지는 합금을 만들었다. 제조된 합금은

미세구조 관찰과 압축 테스트로 기계적 물성 평가를 진행하였다. 합금의 열처리 온도는 $\alpha + \beta$ 상 영역부터 설계하였으며, 냉각 과정에서 $\alpha / \gamma + \beta$ (or B2) 상 온도 영역에서의 결정립 크기의 변화를 최소화하였다. 이러한 열처리와 냉각 단계의 설정으로 ~ 50 μm 크기의 FL 구조를 생성하였다. 추가로 9CN 합금을 상업적으로 사용되고 있는 superalloy 718, 4822, 45XD, TNM, high-Nb 등의 다양한 고온 합금들과 항복강도와 비강도를 비교하였다.

2. 실험방법

Ti - 43.8Al - 4Nb - 2Cr - 0.2B - 0.2C (9CN)는 밀도가 4.15 g/cm³ 인 합금으로 Induction scull melting (ISM)으로 주조하고 열간 정수압 프레스법 (hot isostatic pressing)을 통하여 제조하였으며, 열간 정수압 프레스법의 조건은 Ar 분위기에서 1185 °C, 200 MPa으로 3시간 유

Fig. 1. Schematic figure of heat-treatment cycle for 9CN-2 and 3 alloys

Fig. 2. Schematic figure of two-step heat-treatment cycle for 9CN-4 and 5 alloys

Table 1. Specimen identification and heat-treatment cycles with cooling conditions

Sample ID	Heat Treatment Cycle	Conditions
9CN-1	Cast + HIP (1185°C/200 MPa/3 h/FC)	
9CN-2	RH/1340°C/45 min/WQ	WQ
9CN-3	RH/1360°C/30 min/WQ	WQ
9CN-4	1340°C/2h to 950°C/ 4 h/FC/700°C/AC	Furnace transfer
9CN-5	1350°C/2h to 950°C/ 4 h/FC/700°C/AC	<5sec

*RH: Rapid heating

지 하였다. 제조된 합금은 열처리 이후 2가지 다른 냉각 사이클로 열처리 하였다. 그림 1과 같은 단일 단계의 일반적인 냉각법과 그림 2와 같은 2개의 가열로를 이용한 2단계 냉각법의 냉각 사이클로 열처리를 진행 하였다. 단일 단계의 냉각 법은 1340 °C 혹은 1360 °C 온도의 상을 확인과 콜로니의 크기를 분석하기 위한 냉각법으로 그림 1과 같이 대기중에서 1340 °C 45분, 1360 °C 30분 열처리 이후에 급랭 하였다. 2단계 냉각법은 서로 다른 2개의 가열로를 준비하여 냉각하는 방법으로 그림 2와 같이 No.1 가열로는 상온부터 5 °C/min 속도로 승온하여 시편을 1340 °C(혹은 1350 °C) 온도까지 온도를 상승시키고 2시간 동안 유지하기 위한 가열로 이고 No.2 가열로는 950 °C로 온도가 유지되어 있는 상태에서 No.1 가열로의 열처리가 완료되면 시편을 5초 이내에 빠르게 No.2 가열로로 이동 시키고 4시간 동안 950 °C 에서 열처리를 진행하는 역할을 한다. No.2 가열로의 열처리 이후의 냉각은 700 °C 온도 까지는 로냉으로 서냉 하며 이후에는 공냉으로 빠르게 냉각한다. 시편의 이름과 열처리 냉각 사이클들은 표 1에 자세하게 정리하였다. 제조된 시편의 기계적 물성 평가는 2단계 냉각법으로 제작된 2 종류의 시편을 압축 테스트 하였다. 시편의 압축 테스트 시편의 크기는 8 × 4 × 4 mm (높이 × 폭 × 길이) 이고, 압축 테스트는 INSTRON® 기기를 사용하였으며 상온 (RT), 700 °C, 800 °C, 900 °C, 1000 °C의 온도에서 램 스피드 0.004 mm/sec (0.24 mm/min), 변형속도 $5 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ 으로 진행 하였다. 미세구조와 성분 분석은 전계 방출형 주사 전자 현미경 (FE-SEM, SU5000)와 energy dispersive spectroscopy (EDS), electron backscatter diffraction pattern system (EBSD) 로 분석하였고 라멜라 간격 크기의 측정은 투과 전자 현미경 (FE-TEM, JEM-2100F) 으로 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

그림 3 (a)는 주조와 HIP (1185 °C / 200 MPa / FC) 으로 제작된 9CN-1 의 SEM BSE 이미지이다. 9CN-1 합금은 α_2/γ 라멜라, B2 상 그리고 γ 상으로 총 3가지 상을 가진다. 그림 3 (b)는 9CN-1 합금의 EBSD 상 분석 결과로 상분율은 α_2 상 13.2%, γ 상 71.6% 그리고 B2 상 15.2%로 나타났다. 그림 4는 그림 1과 같은 단일 단계의 냉각법을 이용하여 열처리한 9CN-2, 3 합금의 SEM BSE 이미지이다. 그림 4 (a)는 1340 °C 45 분 열처리 하고 냉각 시편 9CN-2, 그림 4 (b)는 1360 °C 30 분 열처리 한 시편을 냉각 시편 9CN-3의 SEM BSE 이미지이다. 퀀칭을 통한 급냉은 열처리한 온도에서의 상을 분석하기 위하여 빠른 속도로 냉각한 것이다. 두 시편은 $\alpha_2 + \beta/B2$ 상으로 이루어져 있으며 $\beta/B2$ 상은 주로 결정립 계면에 위치하고 있다. 9CN-3 합금은 9CN-2 합금 보다 높은 온도에서 열처리 하였으며, $\beta/B2$ 상의 분율이 온도 상승에 따라 높아지는데 이는 일반적으로 $\beta/B2$ 상을 포함하는 TiAl 합금의 상태도 상의 특징이다 [16]. $\beta/B2$ 상의 분율 증가로 인한 영향으로 α_2 상의 콜로니 사이즈가 9CN-3 합금이 9CN-2 보다 더 작게 나타났다. TiAl 합금의 FL 구조는 α 상 영역의 온도에서부터 열처리하여 공냉으로 α (or $\alpha + \gamma$) $\rightarrow$ FL (α/γ) $\rightarrow$ FL (α_2/γ) 의 상변화를 거쳐서 형성되는 것으로 알려져 있다 [17]. 그림 5는 그림 2와 같은 2 단계 냉각법을 이용하여 열처리한 9CN-4, 5

Fig. 3. (a) SEM BSE images and (b) EBSD of 9CN-1 alloy **Fig. 4.** SEM BSE images of (a) 9CN-2 and (b) 9CN-3 alloys

합금의 SEM BSE 이미지이다. 1 스텝 냉각은 1340 °C (혹은 1350 °C) 2시간 열처리를 하는 No.1 가열로 에서 950 °C 온도로 유지 되어있는 No.2 가열로로 5초 이내에 빠르게 이동 시키는 냉각이다. 가스 냉각 시스템 이외에 일반적인 로냉으로는 상온까지 빠른 시간에 냉각 시킬 수 없고 이를 통하여 열처리 온도에서의 콜로니 사이즈를 유지할 수 없다. 따라서, 열처리한 시편의 콜로니 사이즈를 50 μm 미만으로 유지한 FL 구조를 만들 수 있는 2 단계 냉각 법을 사용 하였다. 이러한 1 스텝 냉각에서 시편이 가열로를 이동하는 짧은 시간에 공냉을 통하여 $\alpha + \beta \rightarrow \alpha/\gamma + \text{B2}$ 의 상변화가 일어난다. $\alpha/\gamma + \text{B2}$ 상을 가지는 시편은 950 °C 의 온도에서 4시간 열처리 과정에서 콜로니 크기의 변화 없이 $\alpha/\gamma + \text{B2} \rightarrow \alpha_2/\gamma + \text{B2}$ 상변화를 가진다. 2 스텝 냉각으로는 700 °C 의 온도 까지는 로냉으로 냉각을 하고 700 °C에서 공냉을 하여 상온까지 냉각한다. 이는 700 °C 이하의 온도에서는 TiAl 합금의 특성상 상변화가 일어나지 않기 때문에 시편의 제작 공정시간을 단축하기 위함이다. 이러한 서로 다른 2개의 가열로를 이용한 2 단계 냉각 법은 1340 °C(혹은 1350 °C) ~ 950 °C 사이의 온도에서 일반적인 느린 냉각에 의해서 나타나는 상변화 영향을 줄였다.

그림 5 (a), (b) 는 9CN-4 합금의 SEM BSE 이미지이다. 9CN-4 는 FL, γ 상, B2 상 그리고 결정립 계면에서 붕소화물들이 나타났으며 콜로니 사이즈는 약 50~70 μm 이다 [14-16]. 그림 5 (c), (d) 는 9CN-5 합금의 SEM BSE 이미지로 9CN-4와 같은 상을 가지며 콜로니 사이즈는 약 40~50 μm 으로 나타났다. 그림 5 (b), (d) 는 그림 5 (a), (b)의 확대 이미지로 두 합금의 FL 구조 모두 미세한 (α_2/γ) 라멜라와 γ 상으로 구성되어있다. 그림 5 (a)와 (b)를 비교하였을 때 9CN-5의 콜로니 크기가 9CN-4 보다 작게 나타났는데, 이는 9CN-5 의 열처리 온도가 9CN-4 보다 높기 때문에 $\beta/\text{B2}$ 의 분율이 높고 이로 인해서 크기가 작은 α 상의 콜로니가 이후 상변화 과정에서도 유지되는 것으로 사료된다. 그림 6은 2 단계 냉각법의 상변화를 모식도로 나타낸 것이다. 2 단계의 냉각 과정에서 나타나는 상변화는 $\alpha_2/\gamma + \gamma + \text{B2}$ (HIP) $\rightarrow \alpha + \beta$ (1340 °C 혹은 1350 °C) $\rightarrow$ (1 스텝 냉각) α/γ (FL) + $\gamma + \text{B2} \rightarrow$ (2 스텝 냉각) α_2/γ (FL) + $\gamma + \text{B2}$ 이다. 특히 $\alpha + \beta$ 영역의 β 상은 시편의 냉각 과정에서 FL의 콜로니 크기를 결정하는데 중요한 요소이다. 또, β 상의 크기가 같거나 비슷하다면 β 상의 양이 많을 수록 α 상의 결정립계에 핀 효과(Pin effect)를 일으켜 콜로니를 미세화 할 것으로 사료된다. 결과적으로, 9CN-5는 9CN-4와 열처리 온도가

Fig. 5. SEM BSE images of (a) 9CN-4, (b) the enlargement of (a), (c) 9CN-5 and (d) the enlargement of (c)

Fig. 6. Schematic microstructures of the heat treatments including two-step cooling

10 °C 차이 이지만 β 상의 영향에 따라 콜로니 사이즈가 다르다.

압축 테스트는 9CN-4, 9CN-5 두 시편을 선택하여 상온 (Room temperature), 700 °C, 800 °C, 900 °C, 1000 °C 의 온도에서 진행 하였다. 표 2, 표 3에 압축 강도 테스트의 항복강도 (yield stress, YS)와 비강도 (specific yield stress, SYS)의 분석 결과를 온도에 따라 정리 하였다. 9CN-5이 9CN-4 보다 모든 온도 범위 에서 우수한 항복강도를 나타내었다. 이러한 물성 차이의 이유는 미세한 콜로니 사이즈 차이와 라멜라 간격의 차이로 인한 Hall-petch 효과로 설명 할 수 있다. 그림 7 (a), (b) 는 9CN-4, 9CN-5 의 라멜라 간격을 TEM 이미지로 나타낸

Table 2. Yield stress (YS) with respect to temperature in 9CN-4 and 9CN-5 alloys

0.2% Offset Yield Stress (MPa)					
Temperature	RT	700 °C	800 °C	900 °C	1000 °C
9CN-4	891.04	686.06	518.38	433.77	323.24
9CN-5	936.5	815.05	693.98	526.74	331.41

Table 3. Specific yield stress (SYS) with respect to temperature in 9CN-4, 9CN-5 alloys

Specific Yield Stress (MPa/g/cm ³)					
Temperature	RT	700 °C	800 °C	900 °C	1000 °C
9CN-4	214.71	165.32	124.91	104.52	77.89
9CN-5	225.66	196.40	167.22	126.93	79.86

Fig. 7. TEM images of lamellar structures of (a) 9CN-4 and (b) 9CN-5 alloys

것이다. TEM 이미지를 통하여 9CN-5의 라멜라 간격이 9CN-4보다 미세하다는 것을 확인 할 수 있으며, 콜로니 사이즈가 작고 라멜라 간격이 미세한 9CN-5이 Hall-petch 효과를 이유로 9CN-4보다 모든 온도에서 압축강도가 우

수한 것으로 사료된다.

그림 8 (a), (b)는 9CN-4, 9CN-5 두 시편을 항복강도 (yield stress), 비강도 (specific yield stress) 측면에서 Inconel-718, 4822, 45XD, TNM, High-Nb 등 여러 상업적인 합금들과 비교하여 그래프로 나타낸 것이다 [34]. 그림 8 (a)는 항복강도와 온도의 그래프이다. 그림 8 (a)의 9CN-5는 4822, 45XD 합금보다 모든 온도에서 높은 항복강도를 가지며 특히 1000 °C에서의 항복강도가 4822 합금의 상온 압축강도보다 높은 값을 나타내었다. TNM 합금과는 상온에서는 비슷한 항복강도를 나타내었지만 200 °C 이상의 온도에서는 보다 높은 항복강도를 나타내었으며, 750 °C 이상의 온도에서는 Inconel 718, high-Nb 합금보다 높은 항복강도를 나타내어 현재 상업적으로 사용되고 있는 여러 고온용 합금들보다 고온에서 항복강도가 우수하다는 것을 확인 할 수 있었다. 그림 8 (b)는 비강도와 온도의 그래프이다. 9CN 합금은 밀도가 4.15 g/cm³로 가벼워 다른 상업적으로 사용되는 합금보다 비강도가 높다. Inconel-718, 4822, 45XD, TNM보다 모든 온도에서 높은 비강도를 나타내며, 700 °C 이상의 온도에서는 high-Nb 합금보다 높은 비강도를 나타내었다. 그림 9는 9CN-5의 각 온도에서의 압축 실험 변형률-응력 그래프이다. 상온에서 가장 높은 항복강도를 나타내었으며, 온도가 상승할수록 항복강도는 낮아지는 것을 확인 할 수 있다.

추가적으로 다양한 온도에서 열처리와 냉각 단계를 설계하여 추가적인 미세구조 변화 조사와 TEM 분석에서 zone

Fig. 8. Yield stress (YS) and specific yield stress (SYS) with respect to temperature in 9CN-4, 9CN-5 and other alloys [34]

Fig. 9. Stress-strain curves of 9CN-5 at the given temperatures

axis를 기준으로 라멜라 간격을 비교한 연구 결과를 발표하려고 한다. 본 연구 결과인 2단계 냉각법을 사용한 FL 구조의 형성이 기계적 특성을 제어하기 위한 효과적인 도구라고 사료되며, 2단계 냉각 법을 통해 제작된 TiAl 합금이 여러 상용화된 합금들 보다 고온 경량화 소재로 우수한 경쟁력을 가지고 있다고 할 수 있다.

4. 요 약

본 연구는 Ti - 43.8Al - 4Nb - 2Cr - 0.2B - 0.2C at % (9CN) 합금을 콜로니 크기가 50 μm 이하인 미세한 FL 구조를 생성하기 위하여 2개의 가열로를 이용해 열처리한 시편을 2단계로 나누어 냉각하는 2단계 냉각법을 설계하였다. 2단계 냉각법은 일반적인 로냉 냉각과 다르게 열처리 온도 (1350 $^{\circ}\text{C}$)부터 950 $^{\circ}\text{C}$ 의 온도 사이의 영향을 공냉을 통하여 크게 줄여 느린 냉각속도에 의해 나타나는 상변화 또는 콜로니 크기의 성장을 줄인 냉각 법이다. 시편은 $\alpha + \beta$ 영역에서 열처리 하여 $\alpha_2/\gamma + \gamma + \text{B2}$ (HIP) $\rightarrow \alpha + \beta$ 으로 상변화 하고 열처리한 시편은 2 단계 냉각법을 통하여 $\alpha + \beta \rightarrow \alpha/\gamma$ (FL) + $\gamma + \text{B2} \rightarrow \alpha_2/\gamma$ (FL) + $\gamma + \text{B2}$ 로 상변화를 유도해 FL 구조를 형성하였다. 다음과 같이 제작된 합금은 700 $^{\circ}\text{C}$ ~1000 $^{\circ}\text{C}$ 영역에서 상업적으로 사용되는 고온용 TiAl 합금들 보다 우수한 항복강도, 비강도를 나타내었다. 따라서, 열처리 이후 2단계 냉각법은 고온에서 우수한 기계적 성질을 나타내는 콜로니 사이즈 50 μm FL 구조를 형성하는데 효과적인 냉각법으로 사료된다.

REFERENCES

1. Y.-W. KIM. *Intermetallics* **6**, 623 (1998).
2. S.-W. Kim, J. K. Hong, Y.-S. Na, J.-T. Yeom, and S.-E. Kim. *Mater. Des.* **54**, 814 (2014).
3. H. Clemens, and S. Mayer. *Adv Eng Mater.* **4**, 15 (2013).
4. Y.-W. KIM. *JOM* **41**, 24 (1989).
5. A. Brotzu, F. Felli, and D. Pilone. *Intermetallics* **54**, 176 (2014).
6. F. Appel, J. D. H. Paul, and M. Oehring, *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*, John Wiley & Sons, Weinheim, Germany (2011).
7. B. Zhang, J. Wang, X. Wan, and W. Chen. *Scripta Metall. Mater.* **30**, 399 (1994).
8. G. Shao and P. Tsakiropoulos. *Acta. Mater.* **48**, 3671 (2000).
9. S. Chen, P. A. Beaven, and R. Wagner. *Scripta Metall. Mater.* **26**, 1205 (1992).
10. W. H. Tian and M. Nemoto. *Intermetallics* **5**, 237 (1997).
11. Y.-W. KIM and S. L. KIM. *Intermetallics* **53**, 92 (2014).
12. U. Christoph, F. Appel, and R. Wangner. *Mater. Sci. Eng. A* **239**, 39 (1997).
13. P. I. Gouma, K. Subramanian, Y.-W. KIM, and M. J. Mills. *Intermetallics* **6**, 689 (1998).
14. D. Hua, C. Yang, A. Huang, M. Dixon, and U. Hecht. *Intermetallics* **22**, 68 (2012).
15. D. Hu, C. Yang, A. Huang, M. Dixon, and U. Hecht. *Intermetallics* **23**, 49 (2012).
16. M. Kim, K. S. Choi, J. Zhu, F. Zhang, Y. B. Song, S. H. Yi, and J. S. Park. *Met. Mater. Int.* **23**, 625 (2017).
17. Y.-W. KIM. *Acta Metall. Mater.* **40**, 1121 (1992).
18. Y.-W. KIM. *JOM* **41**, 24 (1989).
19. Y.-W. KIM. *JOM* **46**, 30 (1994).
20. T. Tetsui, *Adv. Eng. Mater.* **3**, 307 (2001).
21. Y. Koyanagi and S. Ueta, *GTA 2013*, June. Toulouse, France (2013).
22. T. E. O'Connell. *Report AFML-TR-79-4177*, WPAFB, OH 45433 (1979).
23. M. J. Blackburn and M. P. Smith. *Report AFWAL-TR-80-4175*, WPAFB, OH 45433 (1980).
24. A. Sommer, *GTA 2015*, May, Nanjing, China (2015).
25. M. J. Weimer and T. J. Kelly, in *3rd int'l Workshop on Gamma TiAl Technologies*, May 29-June 1. Bamberg, Germany (2006).
26. C. Yang, H. Li, D. Hu, and M. Dixon, *Intermetallics* **45**, 89 (2014).
27. H. Clemens, H. F. Chladil, W. Wallgram, G. A. Zickler, R.

- Gerling, K.-D. Liss, S. Kremmer, V. Güther, and W. Smarsly, *Intermetallics* **16**, 827 (2008).
28. J. D. H. Paul, U. Lorenz, M. Oehring, and F. Appel. *Intermetallics* **32**, 318 (2013).
29. H. Z. Niu, F. T. Kong, Y. Y. Chen, and F. Yang. *J Alloy. Compd.* **509**, 10179 (2011).
30. H. Zhou, F. Kong, X. Wang, and Y. Chen. *Intermetallics* **81**, 62 (2017).
31. P. Erdely, P. Staron, E. Maawad, N. Schell, J. Klose, S. Mayer, and H. Clemens. *Acta Mater.* **126**, 145 (2017).
32. H. Lan, P. K. Liaw, C. T. Liu, L. Yong, and H. Jin-song. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* **21**, 2192 (2011).
33. Y. Lee, J.-T. Yeom, G. Y. Lee, and C. S. Lee. *Korean J. Met. Mater.* **54**, 338 (2016).
34. Y.-W. Kim and S.-L. Kim, *GAT 2017*, Feb. 26 - Mar. 2, 2017, San Diego, USA (2017).