열간가공된 TiAl 합금의 미세조직 제어가 기계적 특성에 미치는 영향

김종훈^{1,2} · 김재권¹ · 김성웅^{1,*} · 박용호² · 김승언¹

¹타이타늄연구실, 한국기계연구원 부설 재료연구소
²재료공학과, 부산대학교

Effect of Microstructure Control on the Mechanical Properties of Hot Worked TiAl Alloy

Jong-hun Kim^{1,2}, Jae-Kwon Kim¹, Seong-Woong Kim^{1,*}, Yong-Ho Park², and Seung Eon Kim¹

¹Titanium Department, Korea Institute of Materials Science, Changwon 51508, Republic of Korea

²School of Materials Science and Engineering, Pusan National University, Busan 46241, Republic of Korea

Abstract: The microstructure and mechanical properties of a newly developed, β -phase containing TiAl alloy have been studied through hot working and post heat treatment to enhance room temperature ductility and strength. The controlled microstructures had three types of structure, fully lamellar, nearly lamellar and duplex, and were produced by cyclic heat-treatment in a single α region and ($\alpha+\gamma$) region after a hot-forging process in high temperature ($\alpha+\beta$) region. As a result of the room temperature tensile test, the fully lamellar structure exhibited a tensile strength of 622 MPa and ductility of 0.62%. The duplex structure had a tensile strength of 787 MPa and ductility of 1.22%, while the nearly lamellar structure showed a tensile strength of 880 MPa and ductility of 1.76%. In the room temperature tensile test, the nearly lamellar structure exhibited excellent tensile strength and ductility. The strength and ductility were increased by decreasing grain size and β / B2 phase fraction. The newly developed TiAl alloy showed higher tensile values compared with the previous TiAl alloys. The relationship between microstructure and room temperature tensile properties of the newly developed β -phase containing TiAl alloy was examined, and the best approach for hot working and post heat-treatment to obtain the most balanced mechanical properties was proposed.

(Received March 26, 2020; Accepted May 21, 2020)

Keywords: γ -TiAl, heat treatment, hot working, microstructure, ductility

1. 서 론

금속간화합물인 TiAl 합금은 기존의 내열재료들에 비해 비강도 및 고온강도가 높고, 고온 내산화성 및 크리프 저항성이 우수하여 고온에서 사용되는 구조용 부품, 대표적으로 항공기 엔진용 저압터빈블레이드 및 자동차 터보차저용 터빈휠 등에 적용되고 있으며, 기존에 사용되고 있는 Ti 기지합금 및 Ni기 초내열합금 (superalloy)을 대체할 수 있는 유망한 재료로 많은 연구가 진행되어 왔다 [1,2]. TiAl 합금의 미세조직은 대표적으로 준감마조직 (near

gamma), 복합조직 (duplex), 준층상조직 (nearly lamellar), 완전층상조직 (fully lamellar) 네 가지가 있으며, 이 중 완전층상조직이 복합조직 등 다른 미세조직에 비해 우수한 크리프 특성 및 고온 강도를 나타내는 것으로 보고되어 있다 [3-5]. 또한, 준층상조직은 적당한 크리프 특성과 상온에서의 연신율을 나타내어, 복합조직과 완전층상조직의 장점을 모두 가지고 있는 것으로 알려져 있다 [6,7].

그러나, TiAl 합금은 800 °C 이상에서 항복강도가 급격히 감소되고 크리프 특성이 저하되는 문제점을 가지고 있고 상온 연성도 부족하므로 더욱 다양한 부품에 사용 확대를 위해서는 이 같은 특성의 개선이 필요하다. 이를 위해 다양한 합금원소의 첨가 및 미세조직 제어를 통해 TiAl 합금의 기계적 특성을 개선하는 연구들이 진행되고 있는데, 미세조직 제어의 핵심은 미세한 결정립을 가지면서 구성상

- 김종훈·김재권·김성웅·김승언: 연구원, 박용호: 교수
*Corresponding Author: Seong-Woong Kim
[Tel: +82-55-280-3837, E-mail: mrbass@kims.re.kr]
Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

들의 분율을 최적화하는 것이다. 미세조직 제어는 일반적으로 열간가공 및 열처리를 통하여 이루어지는데 가공량이 많을수록 고온에서의 가공 변형시 발생하는 동적재결정의 구동력이 증가하며, 재결정화가 활발해져 미세한 결정립을 얻을 수 있다 [8,9].

TiAl 합금은 기본적으로 가공성이 좋지 않기 때문에 열간가공에 의한 미세조직 제어를 위해서는 고온에서 형성되는 β 상을 이용해야 한다. β 상을 형성시키기 위해서는 β 안정화 원소인 Nb, W, Mo 등의 원소를 첨가하여 β 상 영역을 낮은 Al 함량의 조성방향으로 이동시켜 β 상 분율을 증가시켜야 한다 [10-15]. 냉각 과정 중 결정립계에 무작위하게 형성되는 β 상은 BCC구조를 가지고 있으며, 충분한 수의 독립적인 슬립계를 가지므로 β 상을 포함하는 TiAl 합금의 가공성이 향상된다. 그러나, β 상은 상온에서 B2상으로 변태되어 가공성 및 기계적특성이 저하되므로, 열간가공 후 후속열처리를 통해 B2상을 최대한 제거하는 것이 필수적으로 요구된다 [11,12,16].

본 연구에서는 TiAl 합금의 상온 인장강도 및 연성을 극대화하기 위해 β 상이 포함된 단조용 TiAl 신합금을 개발하고, 열간 단조 및 미세 조직제어 열처리를 통해 최적의 기계적 특성을 갖는 열처리 조건 및 미세조직을 확인하였다. 미세한 결정립을 갖는 복합조직, 준층상조직 및 완전층상조직 등에 대한 기계적 특성 평가를 통해 결정립 크기, 구성상의 상분율이 상온 인장특성에 미치는 영향을 파악하였다. 본 연구를 통해 얻은 기계적 특성은 기존에 보고된 TiAl 합금 대비 월등히 우수한 강도 및 연성을 나타내는 것을 확인하였으며, TiAl 합금의 실용화를 위한 이상적인 미세조직도 확립하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서 사용한 합금의 소재는 β 상 안정화원소를 첨가한 γ -TiAl 신합금 (Ti-44Al-5Nb-Cr-W-Si-C (at. %))으로 고순도의 Ti (99.95%), Al (99.95%), Nb (99.95%), Cr (99.95%), W (99.95%), Si (99.95%), TiC (99.5%)의 원소재를 플라즈마 진공아크용해법을 이용하여 고순도 Ar가스 분위기에서 $190 \times 45 \times 22 \text{ mm}^3$ 크기의 잉곳으로 제조하였다. 용해 시 합금 조성의 균질화를 위해서 6회 이상 재용해를 실시하였다.

그림 1은 열역학 기반 예측 프로그램 (Thermo-calc)을 이용하여 계산한 Ti-xAl-5Nb 상태도이며, 이를 통해 대략적인 상변태 온도를 예측하였다. 시뮬레이션에서 예측한 α -상변태 온도는 1253°C 이고 α 에서 $\alpha + \beta$ 로의 상변태 온도

Fig. 1. Ti-xAl-5Nb Phase diagram predicted by Thermo-Calc.

는 1403°C 이다. 그러나 실험적으로 확인한 α -상변태 온도는 $1260 \sim 1270^\circ\text{C}$ 였고, α 에서 $\alpha + \beta$ 로의 상변태 온도는 $1370 \sim 1380^\circ\text{C}$ 범위로 확인되었다. 열간 단조는 전기로를 사용하여 주조 상태의 시험편을 $\alpha + \beta$ 영역인 1400°C 에서 가열한 후, 프레스를 이용하여 열간 단조를 수행하였고, 2회의 단조 작업으로 초기 높이 대비 80%까지 압하하였다. 열간 단조 중 온도 저하로 인한 가공 불량 및 균열 방지를 위해서 단조 중간에 재가열을 실시하였다. 그림 2는 미세조직제어를 위한 열간가공 및 열처리 공정 모식도로서 (a)-(c)의 조건으로 각각 완전층상조직, 복합조직, 준층상조직을 형성하였다.

미세조직관찰은 열처리된 시편을 SiC 연마포 (#100 ~ #2000)를 이용하여 연마 후, $1 \mu\text{m}$ 연마제를 이용하여 최종 연마하였다. 이후 광학현미경 (OM)과 주사전자현미경 (SEM)으로 관찰하였으며, 형성된 미세조직에서의 α/α_2 , β/β_2 , γ 상 구별은 후방산란전자 (BSE) 모드로 관찰 분석하였다. 기계적특성 평가는 ASTM E8 규격에 따라 표점거리 10 mm 로 각 조건당 최소 2개 이상의 봉상시험편을 제작한 후, 상온에서 $1 \times 10^{-4} \text{ s}$ 의 속도로 인장시험을 수행하였으며 [17], 인장시험편 파단면을 관찰 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

그림 3은 용해 직후 주조상태의 미세조직 사진과 열간 단조 후의 미세조직 사진이다. 그림 3 (a)는 광학현미경으

Fig. 2. Schematic diagram of hot forging and heat treatment process (a) Fully lamellar, (b) Duplex, (c) Nearly lamellar.

로 관찰한 용해 직후 잉곳의 주조조직 사진으로 주조상태에서의 결정립은 베타상이 포함된 500 μm 이상의 완전층상조직이며, BSE 모드로 관찰하고 상분율을 측정한 결과 결정립 내부 및 결정립계에 약 6%의 $\beta/\text{B2}$ 상이 존재하는 것을 확인하였다 (그림 3(b)). 이와 같이 용해 직후 형성되는 조대한 주조조직은 열간 단조를 통해 미세한 결정립으로 대체될 수 있는데, 열간 단조를 용이하게 하기 위해서는 고온에서 생성되는 β 상이 필요하다. 고온에서의 β 상은 결정립계 사이에서 무작위하게 형성되며, 열간 단조에 용이한 충분한 수의 독립 슬립 시스템을 가진다 [17].

열간 단조는 약 50%의 베타 상분율을 가지는 $\alpha + \beta$ 상 영역인 1400 $^{\circ}\text{C}$ 에서 진행하였으며, β 상의 결정립계 저지 효과로 인해 재열처리시 결정립이 과도하게 성장하는 것을 방지할 수 있다. 그림 3(c)는 광학현미경으로 관찰한 열간 단조 이후 미세조직으로 60~150 μm 범위의 결정립을 가지며 초기 주조조직이 대부분 미세한 결정립으로 대체된 것을 확인할 수 있었다. 결정립계 사이에 5~10 μm 범위의 구형 γ 상과 $\beta/\text{B2}$ 상이 존재하는 것을 확인하였으며, 주조조직 대비 열간 단조 이후 $\beta/\text{B2}$ 상의 분율은 11.38% 증가하였다. 일부 영역에서 미세한 결정립으로 대체되지 못하고 초기 주조조직이 남아 있는 비교적 조대한 잔존 층상조직 (remnant lamellar)이 존재하는 것으로 확인되었으며, 이러한 잔존 층상조직은 가공방향의 수직방향으로 형성된다. 잔존 층상조직이 가지는 비 균일성의 결정립크기는 상온 연성을 저하시킨다고 알려져 있고 이러한 잔존 층상조직의 최소화는 열간 가공시 변형 온도 및 변형률을 증가시키면 가능하다고 알려져 있다 [18]. 또한, 그림 3(d)에서 확인할 수 있듯이 β 상 사이에 등축 γ 상이 형성되는데, 이는 층상조직이 변형되면서 동적 재결정이 발생한 것이며, 변형량이 증가할수록 동적 재결정되는 핵생성이 빨라진다. 이러한 동적재결정은 열간 가공 동안 주요 연화 메커니즘으로

Fig. 3. Microstructures of (a) as-cast (OM), (b) as-cast (BSE), (c) as-forged (OM), (d) as-forged (BSE) samples.

작동한다 [8,9,19-21]. β 상이 TiAl 합금의 고온 변형에 미치는 영향에 대해서는 많은 연구가 진행되어 왔다 [22,23]. 일반적으로 β 상은 bcc구조를 가지고 있어, α_2 나 γ 상에 비해 연하기 때문에 열간 가공시 결정립계의 응집력 (cohesion)을 높이고 변형 시 윤활제와 같은 역할을 한다. β 상을 포함하는 경우 결정립 미끄러짐 현상 (grain boundary sliding)이 가속화되고, 응력을 낮추게 되어 효과적인 열간 가공이 가능하다. 본 연구에서 사용된 합금의 열간 가공시 β 상분율은 약 12%로 확인되었다 (그림 3d). 따라서, 고온 (1400 $^{\circ}\text{C}$)에서 충분한 양의 β 상을 포함하고 있기 때문에 80%의 열간 단조가 가능한 것으로 판단된다.

그림 4(a)는 광학현미경으로 관찰한 완전층상조직의 사진이며 결정립 크기는 60~200 μm 의 범위를 가지고 있다. 또한 결정립계를 BSE모드로 관찰한 결과 열간 단조 직후 다량 존재하던 등축의 γ 상과 B2상의 분율이 현저히 줄어

Fig. 4. Microstructures after hot forging and heat treatment process of (a) FL (OM), (b) FL (BSE), (c) DP (OM), (d) DP (BSE) and (e) NL (OM), (f) NL (BSE).

든 것을 확인할 수 있었다 (그림 4(b)). 그림 4(c)는 광학 현미경으로 관찰한 복합조직 (DP)으로 미세한 등축 γ 상, β 상 및 층상조직이 전체적으로 형성된 것을 확인할 수 있었다. 복합조직은 열간 단조 이후의 조직을 $\alpha+\gamma$ 영역에서 24시간 열처리하여 형성하였다. 열간 단조 이후 남아있는 잔존 층상조직을 제거하기 위해 $\alpha+\gamma$ 영역에서 장시간 열처리를 수행하였다. 그림 4(d)에 BSE모드로 관찰한 복합조직 사진을 나타내었으며, 진한 회색이 등축 γ 상 하얀색이 β 상이다. 그림 5는 $\alpha+\gamma$ 영역에서의 열처리 시간에 따라 잔존 층상조직이 감소하는 경향을 보여주는 사진으로서 그림 5(a)-(d)에 보이는 바와 같이 $\alpha+\gamma$ 영역에서 3시간, 6시간, 12시간, 24시간 열처리한 결과, 시간이 증가함에 따라 열간 단조 직후의 그림 3(c) 조직에 비해 등축 γ 상과 β 상이 성장하였으며, 잔존 층상조직의 크기는 점차 감소하고 있는 것을 확인하였다. 24시간 열처리시 대부분의 잔존 층상조직은 거의 제거되었으며, 35 μm 크기의 일부 층상조직과 25~50 μm 의 등축 γ 상을 가지는 복합조직이 형성됨을 알 수 있다. 그림 4(e)는 장시간 열처리로 형성된 복합조직을 Ta 치하온도에서 열처리한 후 얻은 준층상조직 (NL) 사진이다. 결정립계면 사이에 등축 γ 상과 β 상이 소량 존재하였는데 이는 기존에 존재하는 다수의 등축 γ 상이 $\alpha+\gamma$

Fig. 5. Microstructure change depending on heat treatment time at $\alpha+\gamma$ region (a) 1160 °C 3 hr, (b) 1160 °C 6 hr, (c) 1160 °C 12 hr and (d) 1160 °C 24 hr.

층상조직으로 변환될 에너지가 충분하지 않았을 것으로 판단된다. 따라서, 그림 4(f)의 BSE모드에서도 결정립계 사이에 등축 γ 상과 β 상이 존재하는 것을 확인할 수 있었다. 층상조직의 크기는 복합조직에 비해 커진 40~60 μm 이다. 열처리를 통해 얻은 모든 조직들이 β 상을 가지고 있는 것을 확인하였다. 이는 기존의 연구되었던 단조용 합금들과 유사하게 β 상 안정화원소 첨가로 인해 β 상이 나타나는 영역이 확대되어 모든 온도구간에서 β 상이 존재하는 것으로 판단된다 [24].

TiAl 가공재의 재결정 등 변형거동에 큰 영향을 미치는 잔존 층상조직의 형성원인은 층상조직의 이방성에 기인하는 것으로 알려져 있다 [18]. 층상방위가 인장방향과 수직일 때 가장 큰 항복응력을 가지며, 중간 방위의 경우 가장 낮은 항복응력을 가진다. 또한, 층상방위가 인장방향에 평행한 경우 비교적 높은 항복응력 값을 가지게 된다. 층상방위가 인장방향과 수직하거나 평행인 경우를 단단한 방위 (hard orientation), 중간인 경우는 부드러운 방위 (soft orientation)로 명명한다. 따라서, 고온 변형의 초기 단계에서 중간 방위를 갖는 결정립에서 큰 변형이 발생하고, 평행이나 수직인 방위는 적게 변형한다. 변형이 진행될수록 중간 방위를 갖는 결정립의 변형이 더 크게 되어 쉽게 재결정이 발생하고, 이 영역은 더 부드러워진다. 따라서, 결과적으로 단단한 방위를 갖는 결정립은 거의 변형이 되지 않게 된다. 이러한 영역들이 잔존 층상조직으로 남게 된다 (그림 3c, d 및 그림 5 참조). 이러한 잔존 층상조직을 효과적으로 제거하기 위해서는 더 많은 열간 가공을 가하거

Fig. 6. The volume fraction of lamellar, B2 and equiaxed γ phases depending on the microstructures.

나, 초기 미세조직의 층상간격이 넓은 미세조직을 갖도록 설계하는 방법이 있다. 본 연구에서는 충분한 열간가공량 및 긴 열처리 시간을 통해 잔존 층상조직을 제거하였다 (그림 5).

그림 6은 미세조직 제어 열처리 이후의 각 조직별 층상 조직과 β 상 및 등축 γ 상의 상분율을 나타낸 것이다. 조직 별로 비교하였을 때, β 상 및 등축 γ 상의 분율은 복합조직에서 가장 많이 측정되었으며, 층상조직은 완전층상조직에서 가장 높게 측정되었다. 각각의 미세조직과 더불어 구성 상의 상분율이 상온 인장특성에 미치는 영향을 확인하기 위해 열처리 후 조건당 최소 2개 이상의 시편을 제작하여 상온인장시험을 수행하였으며, 그림 7 및 표 1에 나타내었다. 그림 7은 각 조직별 가장 우수한 결과를 인장강도-연성 곡선으로 나타내었으며 주조조직시편은 인장강도 634 MPa, 연성 0.42%, 완전층상조직시편은 인장강도 622 MPa 연성 0.62%이며 복합조직은 인장강도 787 MPa, 연성 1.22%, 준층상조직은 인장강도 880 MPa, 상온연성 1.76%로 측정되었다. 상온인장강도의 경우 기존 연구결과와 유사하게 준층상조직이 가장 높게 측정되었지만 상온에서의 연성 또한 가장 우수한 것으로 나타났다. 표 1에서 준층상조직간의 상온 연성 차이가 크게 나타나는 이유는 그림 8에서 나타낸 바와 같이 낮은 상온연성결과가 나온 시편편 내부에는 117~275 μm 내외의 크기를 가지는 층상조직이 부분적으로 존재하여 연성이 저하된 것으로 판단된다. 따라서, 우수한 상온연성을 얻기 위해서는 열처리 이후 조직이 가지고 있는 층상조직의 크기, 층상조직과 등축 γ 상의 분율 및 β 상 분율 등의 최적화가 필요하며, 특히 취

Fig. 7. Room-temperature mechanical properties depending on microstructures.

Table. 1. Microstructure and room-temperature mechanical properties.

Condition	UTS(MPa)	YS(MPa)	EL(%)
As-cast	588	-	0.41
	634	-	0.42
As-cast(Average)	611	-	0.415
F	546	-	0.53
	622	621	0.62
FL(Average)	584	-	0.575
DP	787	757	1.22
NL	853	788	1.09
	880	738	1.76
NL(Average)	866.5	763	1.425

Fig. 8. Observation of partially coarse grains in a nearly lamellar tensile specimen with the elongation of 1.09%.

성이 강한 β 상의 분율이 낮을수록 연성이 증가하는 것으로 판단된다 [25]. 본 연구에서 가장 우수한 상온 기계적 특성을 보여준 준층상조직과 다른 준층상조직 및 완전층상조직을 가지는 γ -TiAl 합금들의 상온인장 결과를 비교하여 그림 9에 나타내었다. 본 연구에서 사용한 합금보다 인장강도가 우수한 합금 (Ti-44Al-8Nb-(W,B,Y))이 존재하지만

Fig. 9. Comparison of room temperature tensile properties between commercial and study alloys of fully lamellar and nearly lamellar structure.

상온연성의 측면에서 본 연구의 합금이 월등히 뛰어난 물성을 가지는 것이 확인되었다 [6,19,26-28].

그림 10(a)는 주사전자현미경으로 관찰한 완전층상조직의 파단면이다. 완전층상조직의 파단면에서는 일반적으로 interlamellar 파괴양상이 많이 관찰된다 (그림 10(b)). Interlamellar 파괴는 층상조직에서 발생하는 주된 균열형상이며, 균열전파 시 γ 와 α_2 상은 다른 결정구조를 가지므로 대부분 불안정한 γ/α_2 계면을 가로질러 균열이 전파된다. 따라서 완전층상조직에서는 γ/α_2 사이로 전파되는 interlamellar 파괴가 주된 파괴양상으로 알려져 있다 [29, 30]. 균열이 γ/α_2 층들을 가로질러 발생하여 균열전파를 방해한다. 따라서 translamellar 파괴양상은 상온연성 증가와 부합된다. 그림 10(c)는 주사전자현미경으로 관찰한 복합조직의 파단면이다. 그림 10(d)에서 확인되는 것과 같이 복합조직은 파단 시 interlamellar, translamellar, intergranular가 혼재된 파괴 양상이 관찰된다. 다수의 등축 γ 상의 영향으로 균열이 γ 상의 입자의 계면을 따라 전파되어 많은 intergranular 파괴양상이 관찰되었고 미세한 층상조직의 영향으로 이방성이 감소하여 상온에서의 강도와 연성이 증가되었다. 그림 10(e)는 준층상조직의 파단면이다. 준층상조직은 일부 interlamellar 양상도 관찰되지만 대부분 translamellar 파괴양상이 더 많이 관찰되었다 (그림 10(f)). 이러한 translamellar 파괴 양상과 미세한 층상조직의 영향으로 상온에서의 강도와 연성이 증가한 것을 알 수 있다. 이상의 관찰 결과로부터 층상조직 결정립 크기가 감소할수록 층상조직의 이방성 감소 효과를 가져와 translamellar 파괴양상이 증가됨으로써 강도와 연성 모두 증가시킨다는 것을 확인하였다. 단,

Fig. 10. Images of fracture surface of tensile test sample through SEM (a), (b) fully lamellar, (c), (d) duplex and (e), (f) nearly lamellar microstructures.

복합조직은 취성이 강한 $\beta/B2$ 상의 분율이 많아 준층상조직에 비해 연성이 상대적으로 낮은 것을 알 수 있다. 따라서, 열간 단조 후 미세조직 제어 열처리 시 층상조직 결정립 크기를 작게 하고 구성상의 상분율을 최적화하며, 취성이 강한 $\beta/B2$ 상은 최소화하는 것이 TiAl 합금의 우수한 기계적 특성을 얻을 수 있는 방법이라고 할 수 있다.

4. 결 론

본 연구에서는 β 상 안정화원소를 첨가한 Ti-44Al-5Nb-Cr-W-Si-C합금의 미세조직을 제어하여 기존의 주조상태에서의 부족한 상온 인장강도 및 연성을 개선하였다. 이를 위해 열간 단조를 진행하여 주조조직 대비 미세한 결정립을 형성하였으며, 미세조직 제어 열처리를 통해 완전층상조직, 복합조직, 준층상조직을 형성하였다. 미세조직 제어 열처리 시 β 상 안정화원소인 Nb, Cr, W에 의해서 β 상의 영역이 확대되어 모든 열처리 조건에서 β 상이 나타났으며, 복합조직을 α 변태온도 직하에서 열처리를 하였을 때 준층상조직이 형성되었다.

상온 인장시험 결과 준층상조직이 가장 우수한 인장강도와 연성을 나타내었다. TiAl 합금의 상온 기계적 특성은

층상조직의 크기가 작아질수록 강도와 연성이 증가하지만, β /B2상의 상분율이 증가할수록 강도 및 연성을 저하시키는 것을 확인하였다.

감사의 글

본 연구는 재료연구소 주요사업 (과제번호: PNK6690) 및 민간수탁과제 (과제번호: PICL560)의 일환으로 수행되었습니다.

REFERENCES

1. Y. W. Kim and S. L. Kim, *JOM* **70**, 553 (2018).
2. X. Wu, *Intermetallics* **14**, 1114 (2006).
3. F. Appel, J. D. H. Paul, and M. Oehring, *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology*, p.52, Wiley-VCH, Germany (2011).
4. Z. C. Liu, J. P. Lin, S. J. Li, and G. L. Chen, *Intermetallics* **10**, 653 (2002).
5. K. Maruyama, R. Yamamoto, H. Nakakuki, and N. Fujitsuna, *Mater. Sci. Eng. A* **239-240**, 419-428 (1997).
6. T. Voisin, J.-P. Monchoux, M. Hantcherli, S. Mayer, H. Clemens, and A. Couret, *Acta Mater.* **73**, 107 (2014).
7. K. S. Chan and Y. W. Kim, *Metal. Trans. A* **23**, 1663 (1992).
8. N. Cui, F. Kong, X. Wang, Y. Chen, and H. Zhou, *Mater. Sci. Eng. A* **652**, 231 (2016).
9. H. Z. Niu, Y. Y. Chen, S. L. Xiao, F. T. Kong, and C. J. Zhang, *Intermetallics* **19**, 1767 (2011).
10. S.-W. Kim, J. K. Hong, Y.-S. Na, J.-T. Yeom, and S. E. Kim, *Mater. Des.* **54**, 814 (2014).
11. H. Clemens and S. Mayer, *Adv. Eng. Mater.* **15**, 191 (2013).
12. P. Erdely, T. Schmoelzer, E. Schwaighofer, H. Clemens, P. Staron, A. Stark, K.-D. Liss, and S. Mayer, *Metals* **6**, 10 (2016).
13. E. Schwaighofer, B. Rashkova, H. Clemens, A. Stark, and S. Mayer, *Intermetallics* **46**, 173 (2014).
14. R. Kainuma, Y. Fujita, H. Mitsui, I. Ohnuma, and K. Ishida, *Intermetallics* **8**, 855 (2000).
15. T. T. Cheng, M. R. Willis, and I. P. Jones, *Intermetallics* **7**, 89 (1999).
16. R. Mitra, *Intermetallic Matrix Composites: Properties and Applications*, p.86, Elsevier, UK (2017).
17. B. Tang, L. Cheng, H. Kou, and J. Li, *Intermetallics* **58**, 7 (2015).
18. W. J. Zhang, U. Lorenz, and F. Appel, *Acta Mater.* **48**, 2803 (2000).
19. H. Zhou, F. Kong, K. Wu, X. Wang, and Y. Chen, *Mater. Des.* **121**, 202 (2017).
20. L. Cheng, H. Chang, B. Tang, H. Kou, and J. Li, *J. Alloy. Compd.* **552**, 363 (2013).
21. V. Seetharaman and S. L. Semiatin, *Met. Mater. Trans. A* **33**, 3817 (2002).
22. B. Liu, Y. Liu, Y. P. Li, W. Zhang, and A. Chiba, *Intermetallics* **19**, 1184 (2011).
23. J. G. Wang and T. G. Nieh, *Intermetallics* **8**, 737 (2000).
24. T. Tetsui, K. Shindo, S. Kaji, S. Kobayashi, and M. Takeyama, *Intermetallics* **13**, 971 (2005).
25. H. Clemens, W. Wallgram, S. Kremmer, V. Güther, A. Otto, and A. Bartels, *Adv. Eng. Mater.* **10**, 707 (2008).
26. B. Lin, R. Liu, Q. Jia, Y. Cui, P. A. Withey, and R. Yang, *Mater. Sci. Eng. A* **712**, 73 (2018).
27. M. Thomas, O. Berteaux, F. Popoff, M. P. Bacos, A. Morel, B. Passilly, and V. Ji, *Intermetallics* **14**, 1143 (2006).
28. S. M. Allameh, Y. Li, R. J. Lederich, and W. O. Soboyejo, *J. Mater. Sci.* **36**, 3539 (2001).
29. N. Cui, Q. Wu, K. Bi, T. Xu, and F. Kong, *Materials* **12**, 1672 (2019).
30. F. A. Guo, V. Ji, M. Francois, and Y. G. Zhang, *Acta Mater.* **51**, 5349 (2003).