[논문] 열처리공학회지, 제36권 제2호(2023)
J. of the Korean Society for Heat Treatment.
https://doi.org/10.12656/jksht.2023.36.2.61

나노압입시험법을 이용한 후열처리된 Ti/Al 클래딩재의 잔류 응력 평가

유상규 · 김지원 · 오명훈 · 최인철†
금오공과대학교 신소재공학과

Characterizing Residual Stress of Post-Heat Treated Ti/Al Cladding Materials Using Nanoindentation Test Method

Sang-Kyu Yoo, Ji-Won Kim, Myung-Hoon Oh, In-Chul Choi†
School of Materials Science and Engineering, Kumoh National Institute of Technology, Gumi 39177, Republic of Korea

Abstract Ti and Ti alloys are used in the automobile and aerospace industries due to their high specific strength and excellent corrosion resistance. However their application is limited due to poor formability at room temperature and high unit cost. In order to overcome these issues, dissimilarly jointed materials, such as cladding materials, are widely investigated to utilize them in each industrial field because of an enhanced plasticity and relatively low cost. Among various dissimilar bonding processes, the rolled cladding process is widely used in Ti alloys, but has a disadvantage of low bonding strength. Although this problem can be solved through post-heat treatment, the mechanical properties at the bonded interface are deteriorated due to residual stress generated during post-heat treatment. Therefore, in this study, the microstructure change and residual stress trends at the interfaces of Ti/Al cladding materials were studied with increasing post-heat treatment temperature. As a result, compared to the as-rolled specimens, no difference in microstructure was observed in the specimens after post-heat treatment at 300, 400, and 500°C. However, a new intermetallic compound layer was formed between Ti and Al when post-heat treatment was performed at a temperature of 600°C or higher. Then, it was also confirmed that compressive residual stress with a large deviation was formed in Ti due to the difference in thermal expansion coefficient and modulus of elasticity between Ti Grade II and Al 1050.

(Received January 12, 2023; Revised February 6, 2023; Accepted February 10, 2023)

Key words : *Ti/Al clad material, Post-heat treatment, Bonded interface, Residual stress, Nanoindentation*

1. Introduction

Ti 및 Ti 합금은 높은 비강도와 우수한 내식성으로 인해 자동차 및 항공 우주 산업에 활용되고 있는 소재이지만, 상온에서의 성형성이 좋지 않고 높은 단가로 인해 적용 범위가 제한적이다[1-3]. 이러한 문제를 해결하기 위해 최근 우수한 소성성 및 저비용의 소재들과 접합 공정을 통해 이종 접합 재료를 제조하여 각 산업 분야에 활용하고자하는 연구가 진행중이다. Ti 및 Ti 합금에 적용할 수 있는 이종 접합 공정에는 전자빔 용접(Electron beam welding)과 같은 용융 용접과 마찰 용접(Friction welding) 및 클래딩(Cladding)과 같은 고상 용접이 있다[4-6]. 용융 용접은 응고 시 형성되는 높은 잔류응력 및 Ti의 고유 취성으로 인해 균열을 쉽게 일으켜 거의 사용하지 않는다[7, 8]. 이에 반해 고상 용접의 경우 입열량이 낮고 열 사이클 제어가 가능하여 Ti 합금과 같은 낮은 소성성을 가지는 재료의 접합에 용이하다[9, 10]. 특히, 고상 용접법의 하나인 클래딩 공정은 열과 압력을 가하여 각 재료 간의 확산을 통해 접합하는 공정으로 구성 재료의 특성을 우수하게 유지하고 미세조직적으로 연속적인 계면을 갖는 이종 접합 재료를 생산할 수 있다[11]. 클래딩 공정에는 크게 압연 클래딩, 레이져 클래딩, 폭발 클래딩이 있으며, 그중 압연 클래딩 공정은 경제적으로 효율적이며 쉽게 자동화할 수 있어 대량생산에 용이하다[12, 13].

†Corresponding author. E-mail : in-chul.choi@kumoh.ac.kr
Copyright ⓒ The Korean Society for Heat Treatment

클래딩 공정을 통해 제조된 이종 접합 재료의 기계적 특성은 접합 계면에서의 미세조직 변화에 크게 영향을 받는다.

압연 클래딩은 기계적 접합 공정이기 때문에 접합 계면에서 구성 재료의 원자 확산이 충분하지 않아 다른 클래딩 공정에 비해 접합 강도가 상대적으로 낮고 작은 변형에도 각 재료 사이 박리가 쉽게 형성된다는 단점이 있다[14]. Ti/Al 클래딩재에서는 후열처리 과정을 통해 이러한 문제점을 해결하고 접합 강도 및 연신율을 향상시킬 수 있다. 하지만 후열처리 과정에서 Ti와 Al의 열팽창 계수와 탄성계수 차이로 인해 접합 계면부에 잔류응력이 형성된다. 잔류응력은 소성변형 및 외력과 같이 응력을 유발하는 요인을 제거한 후에도 재료 내부에 존재하는 응력을 말하며 주로 불균일한 소성변형에 의해 발생한다. 잔류응력이 축적될 경우 재료의 파손을 일으킬 수 있어 최종 제품의 신뢰성에 영향을 미친다[15].

잔류응력을 측정하는 방법으로 곡률법, X-선 회절 분석, 나노압입시험 등이 있다. 하지만 곡률법 및 X-선 회절 분석을 통해 잔류응력을 측정할 경우 시편의 준비 및 시험 과정이 까다롭고 접합 계면과 같은 매우 국소한 영역에서의 잔류응력 평가는 어려운 단점이 있다[15]. 이에 반해 나노압입시험을 통해 잔류응력을 측정할 경우 재료 내부에 잔류응력이 존재하는 시편과 존재하지 않은 시편의 결과를 비교하여 잔류응력을 유추할 수 있으며, 하중을 인가하여 nm 단위의 압흔을 형성하기 때문에 복잡한 미세조직을 가지는 소재의 상 별 물성 분석에 용이하다는 장점이 있다[15, 16]. 따라서 본 연구에서는 후열처리 온도에 따른 Ti/Al 클래딩재 계면의 미세조직 변화 및 평균 잔류응력의 경향을 이해하고자 하였다. 먼저 압연 공정을 통해 Ti/Al 클래딩재를 제조 후 계면의 기계적 특성을 향상시키고자 후열처리를 진행하였다. 그 후, 다양한 후열처리 온도에서 접합 계면의 미세조직 변화를 관찰하고, 나노압입시험을 통해 측정된 평균 잔류응력 간의 관계를 분석하였다.

2. Residual stress measurements using instrumented nanoindentation

나노압입시험에 의한 잔류응력 측정 방법에 대해 많은 연구가 이루어져 왔으며 대표적으로 S. Suresh et al.[17], Lee et al.[18], Q. Wang et al.[19]의 연구가 알려져 있다. 이중 S. Suresh et al.이 제안한 모델은 시험 및 결과 해석이 용이하여 많이 사용되고 있다. 나노압입시험을 이용하여 평균 잔류응력을 측정하기 위해서는 하중 인가 곡선의 거동을 필수적으로 이해하여야 한다.

Fig. 1은 나노압입시험법을 이용하여 평균 잔류응력을 유추하는 방법을 나타내었다. Fig. 1과 같이 소재에 인장 잔류응력이 존재할 경우 잔류응력이 존재하지 않은 소재에 비해 동일 압입 깊이에서 작은 하중 값이 나타난다. 반대로 소재에 압축 잔류응력이 존재할 경우 잔류응력이 존재하지 않은 시편에 비해 큰 하중 값을 나타낸다. 이와 같이 나노압입시험으로부터 측정한 하중-변위 곡선을 차이를 통해서 소재에 존재하는 평균 잔류응력을 유추할 수 있으며, S. Suresh et al. 모델은 잔류응력이 존재하지 않는 소재와 존재하는 소재 간의 접촉 면적 차이를 기반으로 잔류응력을 유추하는 방법을 식 (1)과 같이 제안했다[17].

$$\sigma_R = \frac{H}{f}\left(\frac{A_c^0}{A_c^R} - 1\right) \tag{1}$$

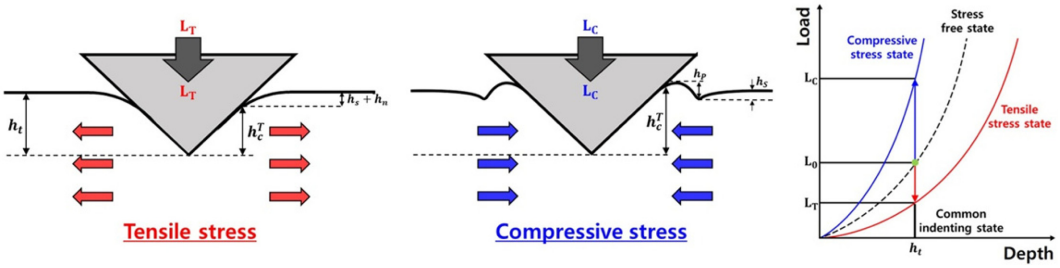

Fig. 1. Residual stress inference method using nanoindentation test.

σ_R은 평균 잔류응력, H는 경도, A_c^0는 잔류응력이 존재하지 않은 소재의 압입 접촉 면적, A_c^R은 잔류응력이 존재하는 소재의 압입 접촉 면적을 나타낸다. 이 중에서, 압축 평균 잔류응력은 식 (2)와 같이 나타낼 수 있다. 압축 잔류응력이 존재할 경우 접촉 투영 면적의 손실이 발생함으로 잔류 압축 응력의 구성 요소는 압입자의 경사면에 수직으로 작용하여 $f = \sin\alpha$를 고려해야 한다. 따라서 하중 제어 시험일 경우 유효 압입 하중이 더 작아지고 결과적으로 압입 강성이 높아져 압입이 더 어려워진다.

$$\sigma_R^C = \frac{H}{\sin\alpha}\left(1 - \frac{A_c^0}{A_c^C}\right) \quad (2)$$

σ_R^C은 압축 평균 잔류응력, α는 압입자와 시편 사이의 각도, A_c^C는 압축 잔류응력 존재하는 시편의 압입 접촉 면적을 나타낸다. α는 벌코비치 압입자일 경우 24.7°이고 비커스 압입자의 경우 22°이다. 이와는 반대로, 인장 잔류응력이 존재할 경우 접촉 투영 면적의 손실이 발생하지 않기 때문에 f=1로 간주하여 식 (3)과 같이 인장 평균 잔류응력을 나타낼 수 있다.

$$\sigma_R^T = H\left(\frac{A_c^0}{A_c^T} - 1\right) \quad (3)$$

즉, 주어진 깊이까지 압입하는데 필요한 유효 압입 하중을 낮춤으로써 압입이 보다 용이하다는 것을 알 수 있다.

3. Experimental

본 연구에서는 Ti Grade II와 Al 1050을 사용하여 Ti/Al 클래딩재를 제조하였으며, 각 재료의 주요 합금 성분을 Table 1에 나타내었다. Ti/Al 클래딩재는 한국클래드텍(Korea Clad Tech. Co. Ltd.)에서 압연 클래딩을 통해 제조하였다. 압연 클래딩의 과정을 Fig. 2에 나타내었으며, 초기 두께 0.15 mm의 Ti 코일과 1 mm Al 코일을 사용하여 각 재료 간의 접착력을 높이기 위해 기계적 연마와 같은 표면처리를 진행하였고 온간 가공 온도까지 가열한 후에 약 25% 이상의 압하율로 압연을 진행하여 최종 클래딩재를 제조하였다. Ti/Al 클래딩재의 최종 두께는 0.8 mm이며 Ti Grade II와 Al 1050의 두께는 각각 0.13 mm, 0.67 mm로 제조하였다. 제조된 Ti/Al 클래딩재의 후열처리 조건은 관상로(M-13P-70, HANTECH, Gunpo, South Korea)를 사용하여 Ar 분위기에서 분당 5°C의 속도로 승온하여 300, 400, 500, 600 및 650°C의 온도까지 도달 후 30분 유지하고 로 내에서 각 시험편을 냉각시켰다.

후열처리 온도에 따른 Ti/Al 클래딩재의 단면의 미세조직 변화를 분석하기 위해 Ti/Al 클래딩재를 아크릴 수지와 함께 핫 마운팅 장비(ETOS-100, MTDI, Deajeon, South Korea)를 사용하여 수직으로 마운팅하였다. 마운팅한 시편을 SiC 종이를 사용하여 기계적 연마를 진행하였고 다이아몬드 서스펜션을 사용하여 최종 연마를 진행하였다. 그 후 전계 방사 주사

Table 1. Chemical composition of Ti Grade II and Al 1050

Sample	Elements (wt.%)									
	H	C	O	N	Al	Ti	Mn	Fe	Cu	Zn
Ti Grade II	0.015	0.08	0.25	0.03	-	Bal.	-	0.30	-	-
Al 1050	-	0.42	-	-	Bal.	-	0.05	-	0.20	0.10

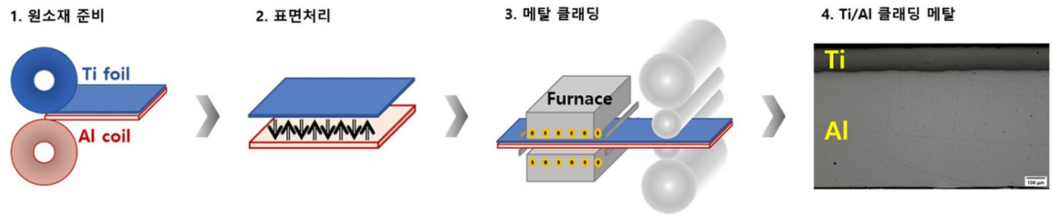

Fig. 2. Roll-cladding process for Ti/Al cladding material.

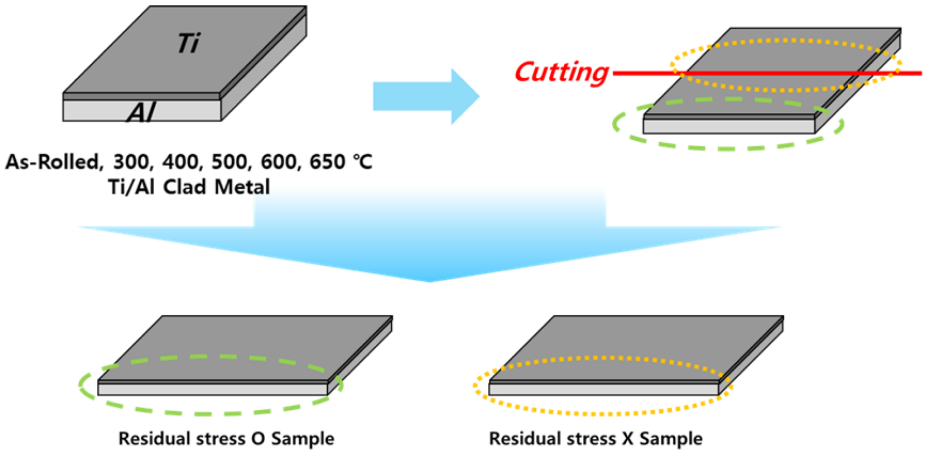

Fig. 3. Schematic diagram of specimen preparation for a residual stress analysis through nanoindentation test.

전자 현미경(MAIA III, TESCAN Ltd., Brno, Czech Republic)을 사용하여 Ti/Al 클래딩재의 미세조직을 관찰하였다. 계면에서 형성된 금속간화합물의 존재를 확인하기 위해 XRD 분석기(MiniFlex 600, Rigaku, Tokyo, Japan)를 사용하여 분석을 진행하였으며, Cu k_{α} Target을 통해 분당 5°의 속도로 20-110°의 범위를 측정하였다.

후열처리 온도에 따른 Ti/Al 클래딩재의 평균 잔류응력을 측정하기 위해 나노압입시험을 진행하였다. Fig. 3은 나노압입시험을 통해 평균 잔류응력을 측정하기 위한 모식도를 나타내었다. 시편을 각 후열처리 온도에서 열처리를 진행한 후 시편을 절단하여 잔류응력이 존재하는 시편과 절단으로 인해 잔류응력이 해소된 시편을 준비하였다. 시편을 SiC 종이를 통해 기계적으로 연마 후 다이아몬드 서스펜션을 통해 최종 연마를 함으로써 표면에 형성된 변형층을 제거한 시험편을 준비한 후에 나노압입시험을 수행하였다. 나노압입시험은 나노압입시험기(i-Micro nanoindentation, KLA Co., Milpitas, CA, USA)에 Berkovich 압입자를 이용하여 수행하였다. 최대 압입 깊이는 1 μm, 압입 변형률 속도($(dP/dt)/P$)는 0.05/s, 하중 유지시간은 1 s로 고정하였고, Thermal drift는 ± 0.05 nm/s 이내로 설정하였다.

4. Results and Discussion

Fig. 4는 각 후열처리 온도에 따른 Ti/Al 클래딩재의 후방 산란 전자 이미지이다. As-Rolled 시편에서 Ti/Al 클래딩재의 계면에 새로운 상이 존재하지 않는 것을 확인할 수 있고 300, 400 및 500°C의 온도에서 후열처리 된 시편에서도 큰 미세조직의 변화가 관찰되지 않았다. 하지만 600°C에서 열처리된 시편의 Ti/Al 계면에서 0.841 μm 두께를 가지는 새로운 반응층이 형성되었고, 650°C에서 열처리된 시편의 경우 2.155 μm의 반응층이 형성되었다. 후열처리 온도에 따른 반응층의 형성 정도를 통해 새로운 반응층을 형성하기 위해 충분한 활성화 에너지가 필요함을 간접적으로 알 수 있다.

후방 산란 전자 이미지의 결과와 동일하게 XRD 분석을 통해 후열처리 온도에 따라 Ti/Al 계면에 새롭게 형성된 반응층의 존재를 확인하였고 그 결과를 Fig. 5에 나타내었다. As-Rolled 시편 및 300, 400, 500°C에서 열처리를 진행한 시편에서는 Ti 및 Al의 peak만 관찰되었으며 금속간화합물 peak는 나타나지 않았다. 하지만 600 및 650°C에서 열처리를 진행한 시편에서는 TiAl, $TiAl_2$, Ti_2Al_5, $TiAl_3$ 금속간화합물 peak를 확인할 수 있다. 일반적으로 Ti와 Al 사이 형성될 수 있는 금속간화합물은 Ti_3Al, TiAl, $TiAl_2$, Ti_2Al_5, $TiAl_3$ 등이 있지만 본 연구에서는 4 종류의 금속간화합물을 확인하였다. Xu et al.의 연구에서 Ti와 Al 사이 금속간화합물 형성을 위한 유효 형성열에 대한 결과에 의하면[20], $TiAl_3$ 금속간화합물은 가장 낮은 형성 자유에너지를 가지므로 Ti/Al 클래딩재의 후열처리 동안 Ti/Al 계면에 형성되는 것이

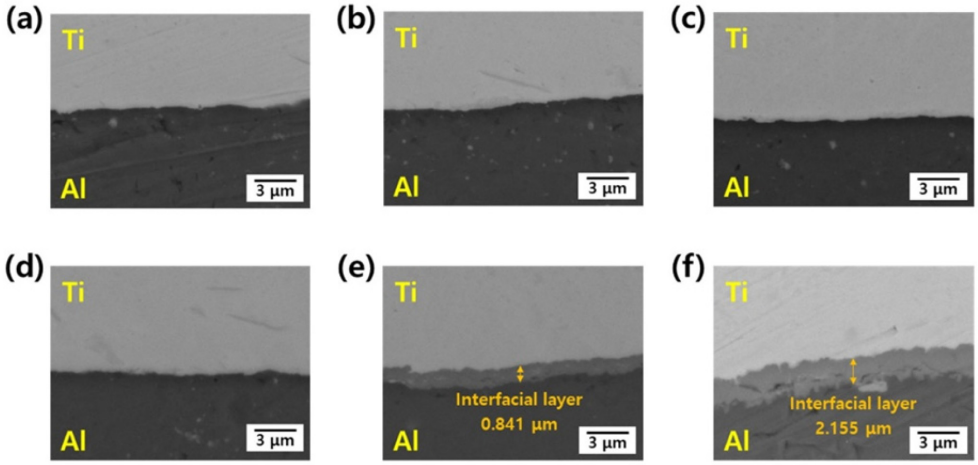

Fig. 4. Backscattered electron images of Ti/Al cladding materials as a function of post-heat treatment temperature (a) As-Rolled, (b) 300°C, (c) 400°C, (d) 500°C, (e) 600°C, (f) 650°C.

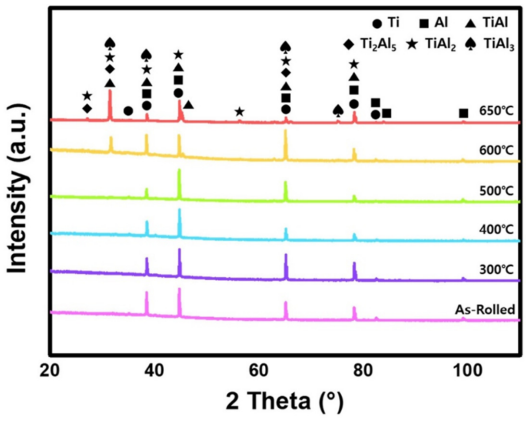

Fig. 5. XRD patterns of Ti/Al cladding materials.

바람직하고 Ti와 Al 사이 접합을 진행한 선행 연구와도 일치한다[20-22]. 다음으로 형성될 수 있는 금속간화합물은 $TiAl_3$ 보다 높은 형성 에너지를 가지며 $TiAl_3$와 Ti의 반응에 의해 형성되는 TiAl 금속간화합물이 있다[20]. 또한, $TiAl_2$ 및 Ti_2Al_5 금속간화합물은 비교적 낮은 온도에서 TiAl로부터 고상내 확산과 같은 고체 상태 반응으로 형성될 수 있다[23]. Ti_3Al 금속간화합물은 가장 높은 형성열 및 비교적 높은 형성 에너지를 가져 Ti/Al 계면에 형성되지 않은 것을 확인하였다[20]. 후열처리 과정에서 금속간화합물 층의 형성 원리는 다음과 같다. Ti/Al 계면에서 금속간화합물의 핵이 먼저 생성되고, Al 원자가 금속간화합물의 결정립계를 우선으로 확산이 진행되어 금속간화합물 층의 두께를 증가시킨다. 따라서 후열처리 온도가 상승함에 따라 Al과 Ti의 확산이 더욱 활발해져 금속간화합물의 최종 두께가 증가하며 이는 Ti와 Al 사이 확산 시스템에 관련된 문헌과도 일치하는 것을 확인하였다[24-26].

나노압입시험을 통해 얻은 하중-변위 곡선을 통해 각 온도에서 후열처리된 Ti/Al 클래딩재의 평균 잔류응력을 분석하였다. Fig. 6은 As-Rolled 시편을 Fig. 3과 같은 방법으로 시편을 준비한 후에 측정한 하중 인가 시의 하중-변위 곡선이다. 그 결과 Ti/Al 클래딩재의 Ti와 Al 측에서 잔류응력이 존재하는 영역(R.S. O)과 잔류응력이 존재하지 않은 영역(R.S. X)의 하중-변위 곡선에서 동일 압입 깊이에 대한 인가 하중 차이가 나는 것을 확인할 수 있다. 즉, 대체적으로 잔류응력이 존재하는 영역에서의 인가 하중이 더욱 큰 것을 확인할 수 있으며, 이는 후열처리 과정에서 압축 잔류응력이 형성되었다는 것을 알려주는 결과이다. 따라서, 잔류 응력의 유무에 따른 하중-변위 곡선의 차이를 S. Suresh et al.이 제시한 식 (1)에 적용하여 그 값을 Table 2에 정량적으로 나타내었다. Al의 경우에는 후열처리 온도와 무관하게 모든 시편에서 약 2-3 MPa의 미미한 압축 잔류응력이 존재하는 것을 확인하였다. 이는 후열처리 과정에서 Al의 회복 및 재결정으로 인해 잔류응력이 해소

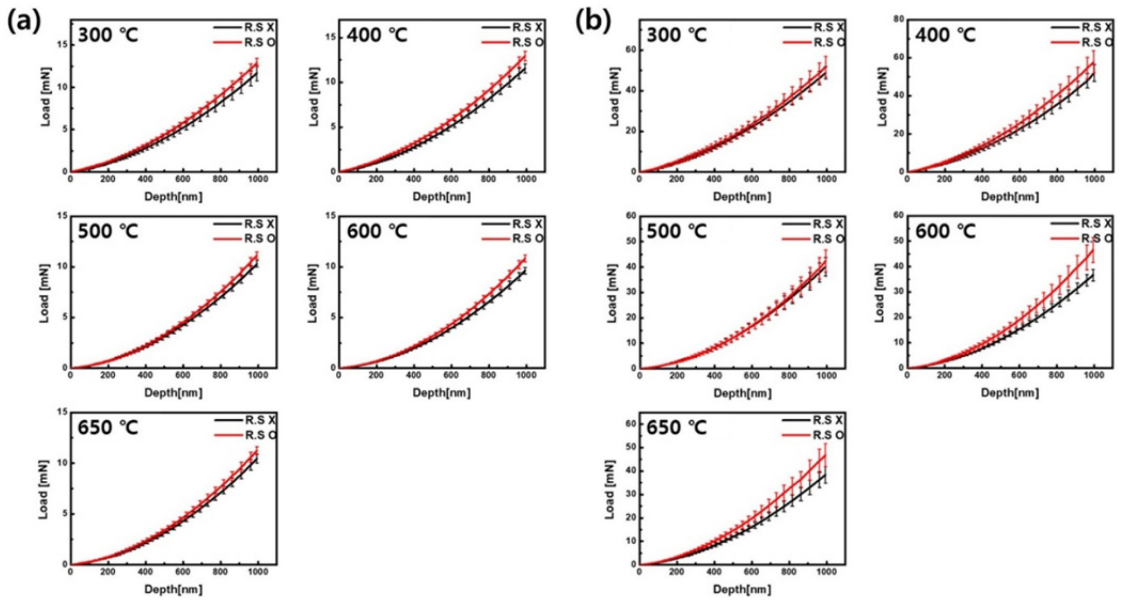

Fig. 6. Load-displacement curves of Ti/Al cladding materials for residual stress analysis (a) Al, (b) Ti.

Table 2. Influence of post-heat treatment temperature on measured residual stress by Eq. (1)

(MPa)	300°C	400°C	500°C	600°C	650°C
Al	-3.50 ± 0.96	-3.28 ± 1.19	-2.46 ± 0.88	-3.39 ± 0.29	-3.20 ± 1.17
Ti	-42.22 ± 12.51	-99.62 ± 11.33	-27.72 ± 12.40	-99.41 ± 39.95	-113.30 ± 9.65

되었다고 판단된다[27]. 이와는 달리, Ti의 경우에는 모든 후열처리 온도에서 큰 편차의 압축 잔류응력이 존재하는 것을 확인하였다.

이종접합 재료에서 잔류응력의 형성에 영향을 미치는 주요 인자로서 각 재료 간의 열팽창계수 차이, 탄성계수 차이 등이 있다[28, 29]. 일반적으로 Ti Grade II의 열팽창계수는 9 ppm/°C이고, Al 1050의 열팽창계수는 Ti의 3배 정도에 해당하는 29 ppm/°C로 알려져 있다[30]. 이러한 열팽창계수 차이로 인하여 Fig. 7와 같은 후열처리 과정에서 Al이 Ti보다 많은 수축을 하게 된다. 따라서 Ti는 Al에 의해 기존보다 많은 수축이 일어나게 되면서 압축 잔류응력이 존재하게 되는 것으로 보인다[28, 29]. 하지만, 500°C에서 후열처리된 시편의 경우에는 다른 온도에 비해 낮은 압축 잔류응력이 존재하는 것을 확인할 수 있는데, 이는 Ti Grade II의 응력 풀림 열처리 온도가 약 484°C로서 후열처리 과정에서 잔류응력의 일부가 해소된 영향이 기여된 것으로 판단된다[31].

하지만 600°C 이상의 후열처리 온도에서는 더욱 큰 압축 잔류응력을 확인하였다. 이는 Ti/Al 계면에 형성된 금속간 화합물과 각 재료 사이의 열팽창계수 차이와 더불어 탄성계수 차이가 추가적인 영향을 미친 것으로 판단된다. 앞서 설명된 각 재료 간의 열팽창계수 차이에 의한 영향과 더불어 각 재료의 탄성계수를 비교하였을 때 Ti Grade II는 115 GPa, Al 1050은 75 GPa, $TiAl_3$ 금속간화합물은 217 GPa로 금속간화합물의 탄성계수가 가장 큰 것을 확인할 수 있다. 이 경우, Fig. 8과 같이 탄성계수가 큰 금속간화합물이 Ti보다 복원하려는 경향이 더욱 크게 나타나고 이로 인해 Ti에서 압축 잔류응력이 형성되었다고 판단된다[32].

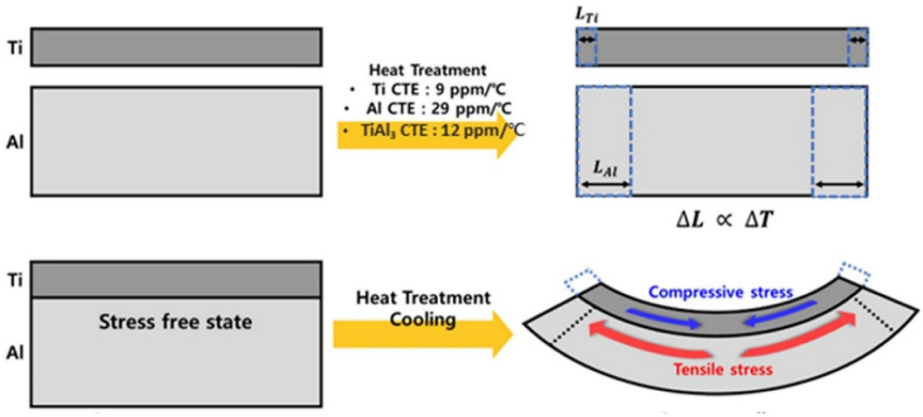

Fig. 7. Principle of residual stress formation due to difference in coefficient of thermal expansion.

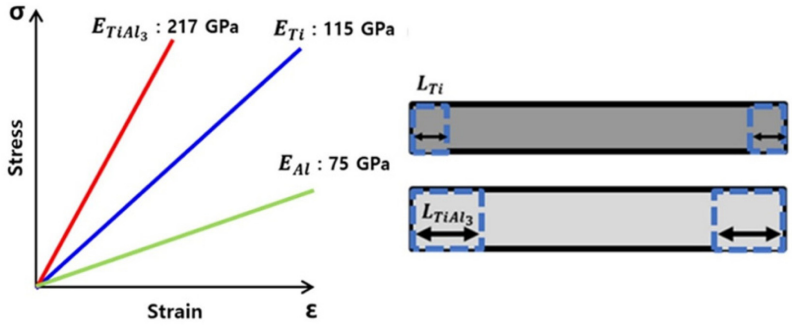

Fig. 8. Principle of residual stress formation due to difference in elastic modulus.

5. Conclusions

본 연구에서는 Ti Grade II와 Al 1050을 사용하여 압연 클래딩을 진행하였고, Ti/Al 클래딩재의 기계적 물성을 향상시키기 위해 후열처리를 진행하였다. 따라서 후열처리 온도를 달리하여 각 후열처리 온도에서 접합 계면의 미세조직 변화를 관찰하고, 나노압입시험을 통해 측정된 평균 잔류응력 간의 관계를 분석하였다.

1. As-Rolled 시편과 비교하여 300, 400 및 500°C에서 후열처리된 시편에서는 유의미한 미세조직적 차이는 관찰되지 않았지만, 600°C 이상의 온도에서 열처리된 시편부터 Ti와 Al 사이 새로운 반응층이 형성되었고 XRD 분석 결과 4 종류의 금속간화합물로 이루어진 것을 확인하였다.

2. 후열처리 온도에 따른 평균 잔류응력을 분석한 결과, Al의 경우 후열처리 과정에서 회복 및 재결정으로 인해 잔류응력이 해소되어 미미한 압축 잔류응력이 존재하였다. Ti의 경우 큰 편차의 압축 잔류응력이 존재하는 것을 확인하였고 이는 Ti와 Al 및 금속간화합물 간의 열팽창계수 차이와 탄성계수 차이로 인해 형성되었다고 판단된다.

Acknowledgement

본 연구는 금오공과대학교의 학술 연구비 지원사업으로 수행되었습니다(202001500001).

References

1. G. Welsch, R. Boyer, and E. W. Collings : Materials properties handbook: titanium alloys, ASM interna-

tional, OH, (1993) 3-122.
2. G. Lütjering and J. C. Williams : Titanium matrix composites, Springer, New York, (2007) 4-48.
3. N. Munroe, X. Tan, and H. Gu : Scr. Mater., **36**, (1997) 1383-1386.
4. J. Liu, M. Dahmen, V. Ventzke, N. Kashaev, and R. Poprawe : Intermetallics, **40** (2013) 65-70.
5. W. Lee, Y. Kim, and S. Jung : Intermetallics, **12** (2004) 671-678.
6. Y. Nakao, K. Shinozaki, and M. Hamada : ISIJ Int., **31** (1991) 1260-1266.
7. A. Lasalmonie : Intermetallics, **14** (2006) 1123-1129.
8. M. C. Chaturvedi, Q. Xu, and N. L. Richards : J. Mater. Process. Technol., **118** (2001) 74-78.
9. Y. S. Cai, R. C. Liu, H. B. Ji, Y. Y. Cui, and R. Yang : Intermetallics, **136** (2021) 107274.
10. W. B. Lee, M. Kim, J. Koo, K. Kim, D. J. Quesnel, K. Young-Jig, and S. Jung : J. Mater. Sci., **39** (2004) 1125-1128.
11. Y. Kim, J. Lee, G. Lee, and S. Lee : Trends in Metals & Materials Engineering, **24** (2011) 24-30.
12. R. Jamaati and M. R. Toroghinejad : J. Mater. Sci. Eng. A, **527** (2010) 2320-2326.
13. H. A. Khan, K. Asim, F. Akram, A. Hameed, A. Khan, and B. Mansoor : Metals, **11** (2021) 1344.
14. L. Li, K. Nagai, and F. Yin : Sci. Technol. Adv. Mater., **9** (2008) 023001.
15. Y. H. Lee, J. I. Jang, and D. I. Kwon : Transactions of the Korean Society of Mechanical Engineers A, **26** (2002) 1270-1279.
16. Y. Lee and D. Kwon : Acta Mater., **52** (2004) 1555-1563.
17. S. Suresh, A. E. Giannakopoulos : Acta Mater., **46** (1998) 5755-5767.
18. Y. H. Lee and D. Kwon : Acta Mater., **52** (2004) 1555-1563.
19. Q. Wang, K. Ozaki, H. Ishikawa, S. Nakano, and H. Ogiso : Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B, **242** (2006) 88-92.
20. L. Xu, Y. Y. Cui, Y. L. Hao, and R. Yang : J. Mater. Sci. Eng. A, **435** (2006) 638-647.
21. U. R. Kattner, J. Lin, and Y. A. Chang : e Ti-Al system, Metallurgical Transactions A, **23** (1992) 2081-2090.
22. Y. Sun, Z. Wan, L. Hu, and J. Ren : Mater. Des., **86** (2015) 922-932.
23. L. M. Peng, J. H. Wang, H. Li, J. H. Zhao, and L. H. He : Scr. Mater., **52** (2005) 243-248.
24. Y. Mishin and C. Herzig : Acta Mater., **48** (2000) 589-623.
25. M. Mirjalili, M. Soltanieh, K. Matsuura, and M. Ohno : Intermetallics, **32** (2013) 297-302.
26. A. H. Assari and B. Eghbali : J. Alloys. Compounds., **773** (2019) 50-58.
27. L. F. Mondolfo : Aluminum alloys: structure and properties, Elsevier, Amsterdam, (2013) 56-95.
28. B. Han : Exp. Mech., **38** (1998) 278-288.
29. B. Han : Journal of Thermal Stresses, **26** (2003) 583-613.
30. J. Carvill, Mechanical engineer's data handbook, Elsevier, Amsterdam, (1994) 288-308.
31. Z. Li, L. Fu, B. Fu, and A. Shan : J. Mater. Sci. Eng. A, **558** (2021) 309-318.
32. M. Nakamura and K. Kimura : J. Mater. Sci., **26** (1991) 2208-2214.