석출강화형 Ni 기 초내열합금의 천이액상화산접합

김 정 길^{*,†} · 박 해 지^{*} · 심 덕 남^{*}

^{*}두산중공업 신공정기술개발팀

Transient Liquid Phase Bonding of Gamma Prime Precipitation Strengthened Ni Based Superalloy

Jeong Kil Kim^{*,†}, Hae Ji Park^{*}, and Deog Nam Shim^{*}

^{*}Advanced Process Development Team, Doosan Heavy Industries & Construction, Changwon 51711, Korea

[†]Corresponding author : jeongkil1.kim@doosan.com

(Received February 3, 2017 ; Revised March 14, 2017 ; Accepted March 21, 2017)

Abstract

Transient liquid phase (TLP) bonding is essential technology to repair micro-cracking on the airfoil of blades and vanes for gas turbines. Understanding of the characteristics of TLP bonding of the superalloys is necessary in the application of the technology for repairing these components. In this study, the focus was on investigating TLP bonding characteristics of γ' precipitation strengthened Ni based superalloy. TLP bonding was carried out with an amorphous filler metal in various bonding conditions, and the microstructural characterization was investigated through optical microscopy (OM) and electron probe micro-analysis (EPMA). The experimental results explained clearly that bonding temperatures had critical effects on the TLP bonding behaviors, and that isothermal solidification of the joints made at higher temperatures than 1170 °C was controlled by Ti diffusion instead of B.

Key Words : Nickel-based superalloy, Bonding, Diffusion, Solidification, Gas turbine

1. 서 론

최근 석탄화력발전의 경우 미세먼지 등 환경적인 문제점이 크게 대두되고 있는 상황에서 상대적으로 미세먼지의 발생량이 적은 Gas turbine 발전에 대한 관심이 증가하고 있는 실정이다. 이와 같은 Gas turbine의 경우 고온, 고압의 연소가스 분위기에서 운전이 이루어진다.

특히 연소가스와 직접적으로 접촉하는 Vane 및 Blade와 같은 주요 부품의 제작에는 γ' ($\text{Ni}_3\text{Al}(\text{Ti}, \text{Ta})$)과 γ'' (Ni_3Nb) 석출물을 단독 혹은 복합으로 석출시켜 크립 강도와 같은 고온 물성을 크게 향상시킨 석출강화형 Ni 기 초내열합금이 일반적으로 적용되고 있다¹⁻⁶⁾.

Gas turbine의 운전에 사용되는 연소가스는 일반적으로 1000 °C 이상인 것으로 알려져 있으며, 발전효율 향상을 위해 연소가스의 온도는 점차 높아지는 추세이

다. 따라서 석출강화형 합금의 우수한 고온물성에도 불구하고, 이러한 열악한 환경에서의 장시간 운전에 의해 부품의 손상이 보고되고 있으며, 이러한 손상은 주로 균열과 마모인 것으로 알려져 있다⁷⁾.

한편, Ni 기 초내열합금으로 제작된 Vane과 Blade와 같은 부품들은 상당히 고가이기 때문에 운전 중에 손상된 부품을 보수하기 위한 기술들이 전 세계적으로 개발되고 있다. 보수 기술에는 용접과 천이액상화산접합이 적용되고 있으며, 용접은 주로 부품의 Tip 부위에 발생한 손상에 적용이 되며, 천이액상화산접합은 Airfoil 부위에 발생한 손상에 적용된다. 따라서 Gas turbine 보수 기술을 확보하기 위해서는 석출강화형 Ni 기 초내열합금의 용접 특성뿐만 아니라 천이액상화산접합 특성에 대한 이해가 필수적이다⁸⁻¹²⁾.

Ni 기 초내열합금의 용접의 경우 지금까지 수많은 연구가 수행되었다. 이들 연구에 따르면, 소재의 물성을

향상시키기 위해 첨가된 Cr, Ti 및 Al과 같은 원소들에 의해 용접부 내에는 취약한 석출과 균열들이 발생하며, 이로 인해 소재의 용접부의 물성이 저하하는 것으로 알려져 있다. 하지만, 동시에 이러한 용접성을 향상시키기 위해 많은 연구가 수행되었으며, 효과적인 개선 방안을 제시하고 있다^{13,14)}. 그러나 상대적으로 Ni 기 초내열합금의 천이액상확산접합에 대한 연구는 아직도 미흡한 실정이다.

따라서, 본 논문에서는 일방향응고 Ni 기 초내열합금의 일종인 GTD111의 천이액상확산접합 특성에 미치는 접합조건의 영향을 연구하는 것을 목적으로 하였다. 이를 위해 박판 형태의 상용 삽입금속을 활용하여 다양한 접합조건에서 접합을 수행하였으며, 접합부에 대한 미세조직적 특성을 EPMA와 같은 분석장비를 활용하여 분석하였다. 특히, 접합부에서 관찰된 다양한 상들에 대한 분석 결과를 바탕으로 접합온도에 따른 확산 거동 변화 기구를 규명하였다.

2. 실험방법

본 연구에서 모재로 사용된 GTD111은 일정 기간 운전되어 폐기된 Gas turbine blade로부터 채취하였다. 다만, 정확한 운전이력은 확보할 수 없었다. GTD111은 EDM(electro-discharge machine)을 사용하여 접합에 적당한 크기($10 \times 10 \times 5$ mm)로 가공하였다.

상용 Ni-Cr-Si-B 계 삽입금속인 MBF-50을 사용하여 천이액상확산접합을 수행하였으며, MBF-50은 두께가 $40\mu\text{m}$ 인 비정질 박판 삽입금속이며, 액상선 1140°C 이다. Table 1은 모재와 삽입금속의 화학성분을 나타내었다. 일반적으로 천이액상확산접합에 사용되는 삽입금속은 B와 Si와 같은 용점 저하 원소를 첨가하여 용점을 제어하는 것으로 알려져 있으며, 본 연구에 사용된 MBF-50에도 1.5wt%의 B와 7.3wt%의 Si가 첨가되었다. 또한 γ' 석출 원소인 Ti, Al 및 Ta는 모재 GTD111에 다량 ($\text{Ti} + \text{Al} + \text{Ta} = 10.05 \text{ wt\%}$) 첨가된 반면, 삽입금속에는 첨가되지 않았다.

모재의 표면은 #1500의 연마지로 연마하였고 이후 연마된 표면을 아세톤을 이용하여 초음파 세척하였다. Fig. 1과 같이 모재의 응고방향을 고려하여 양 모재를

Fig. 1 Schematics of specimen aligned according to solidification direction

위치시키고 그 사이에 삽입금속을 삽입하여 10^{-2}Pa 의 진공 분위기에서 접합을 실시한 후 로냉하였다. 접합온도는 삽입금속의 액상선을 고려하여 $1140 \sim 1190^\circ\text{C}$ 로 선정하였으며, 각 온도에서 유지시간은 $0 \sim 120 \text{ min}$ 으로 선정하였다.

미세조직 분석을 위해 접합이 완료된 시편을 접합부에 수직 방향으로 절단하여, $1\mu\text{m}$ 까지 연마 후 Marble's Reagent ($4 \text{ g CuCl}_2 + 20 \text{ ml HCl} + 20 \text{ ml H}_2\text{O}$)에 침지하여 에칭하였다. 광학현미경 (OM, Optical Microscopy)과 FE-SEM (Field Emission Scanning Electron Microscope)을 활용하여 미세조직을 관찰하였으며, EPMA(Electron Probe Micro-Analysis)을 통해 생성상에 대한 분석을 실시하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 2는 GTD111의 광학현미경 미세조직사진을 나타내었다. 화살표 방향으로 방향성을 가지며 응고된 것을 볼 수 있으며, "A"로 표시된 상대적으로 밝은 영역인 Dendrite core와 "B"와 같이 어두운 영역인 Dendrite boundary가 관찰된다.

1140°C 에서 접합한 접합부를 광학현미경으로 관찰한 결과를 Fig. 3에 나타내었다. 우선, 유지시간 0 min 의 시험편을 보면, 미세조직 사진의 중심부에 위치하는 천이액상확산접합부, 모재와 접합부 사이의 어두운 영

Table1 Chemical compositions of GTD111, Udimet520 and filler metal (wt%)

Alloy	C	Si	B	Cr	Mo	Al	Co	Ti	W	Ta	Ni
GTD111	0.08	-	0.003	13.76	1.55	3.0	9.5	4.65	3.62	2.4	Bal
Udimet520	0.045	-	-	0.045	-	-	11.9	2.98	-	-	Bal
MBF-50	0.08	7.3	1.5	19	-	-	-	-	-	-	Bal

역인 DAZ(Diffusion Affected Zone) 그리고 모재의 3가지 영역으로 나누어지는 것을 알 수 있다. 접합부 내부 상들의 유무와 분율의 차이가 관찰되지만, 이와 같은 3가지 영역들은 60, 90 min에서 접합한 시편에

Fig. 2 OM micrographs of GTD111

서도 동일하게 구분된다. 유지시간 0 min에서 접합한 접합부의 경우, 경계를 포함한 접합부 전 영역에 걸쳐 다양한 석출 혹은 정출상들이 생성되어 있는 것을 알 수 있다. 이러한 상들은 유지 시간이 증가함에 따라서 그 분율이 감소하고, 유지시간 90 min의 접합부 내에서는 더 이상 관찰되지 않는다. 이와 같이, 접합부 내에 생성상이 관찰되지 않는 것은 1140 °C에서 90 min의 유지시간이 접합부 내 액상 삼입금속이 등온응고되기 위하여 충분한 시간이라는 것을 의미한다. 그리고 접합부와 모재 사이에 존재하는 DAZ는 폭의 변화는 관찰되지만 등온응고가 완료된 90 min의 시편에서도 관찰되고 있다.

Fig. 4는 1140 °C × 0 min의 조건에서 접합한 접합부의 계면 부근을 EPMA를 통해 분석한 결과를 보여 준다. 접합부와 DAZ는 점선을 통해 구분할 수 있으며, SEM 사진의 점선의 위쪽이 DAZ이며, 아래쪽이 접합부이다. DAZ 에서는 접합부로부터 모재로 확산한 B의

Fig. 3 OM microstructures around the joint of GTD111 bonded at 1140 °C

Fig. 4 EPMA analysis around the joint of GTD111 bonded at 1140 °C for 0 min

해 생성된 미세한 Cr 봉화물이 관찰이 되며, 이러한 Cr 봉화물 에서는 낮은 농도의 C이 검출된다. 접합부에서는 “A”로 표기된 Cr봉화물이 관찰되며, 이들은 피상과 침상 그리고 미세한 점상 등 다양한 형태인 것을 알 수 있다. 접합부내에서는 삽입금속에는 첨가되지 않았던 Ti 이 검출되는 상들이 분석이 되었으며, 이들 상들은 “B”와 같은 조대한 피상의 Ni-Ti 봉화물과 “C”와 같은 γ - γ' 공정상 이다¹⁵⁾. 접합부의 Ti 의 유입은 크게 2가지의 기구에 의한 것으로 생각되는데, 첫째는 접합 시 액상삽입금속과 접촉한 계면 부근 모재의 용해에 의한 유입이며, 둘째는 Ti 농도가 높은 모재로 부터 농도가 낮은 접합부로의 Ti 확산이다. 이와 같이 2 가지의 기구에 의해 모재 성분들이 함유된 액상의 삽입금속이 형성되게 된다. 한편, 삽입금속에 높은 농도로 함유된 B 의 경우 모재로 확산이 일어나게 되고, 동시에 액상 삽입금속내의 B의 농도는 감소하게 된다. 지속적인 B의 확산에 의해 액상 삽입금속내의 B 의 농도가 일정 수준까지 떨어지면, 접합부에서는 등온응고가 일어난다. 그러나 등온응고가 완료되기에 부족한 유지시간 아래에서 접합이 수행될 경우, 미처 등온응고 하지 못한 잔류액상이 냉각에 의해 응고되어 Cr 봉화물, Ni-Ti 봉화물 및 γ - γ' 공정상과 같은 상들을 생성시키는 것으로 사료된다¹⁶⁾.

1140 °C에서 60 min 의 조건으로 접합한 접합부의 생성상 분석 결과는 Fig. 5에서 볼 수 있다. 우선 약 10 μ m 크기의 Cr 봉화물 (“A”)가 관찰이 되며, “B”와 같이 Ti이 높게 검출되는 상들이 군집을 이루고 있는 것을

관찰할 수 있다. Fig. 6은 Fig. 5의 “a” 영역을 확대하여 분석한 결과이다. 본 결과에서, 다양한 크기로 관찰되는 “A”상들은 Ti 과 Al이 동시에 검출되는 것을 알 수 있으며, Ni에 대한 분석 결과를 고려해 볼 때 Ti, Al 및 Ni로 구성된 상인 것으로 생각된다. 본 연구에서 분석된 성분 및 형상을 고려해 볼 때 “A”은 조대한 γ' 일 것으로 판단된다. SEM 사진상 “A”상들 위쪽 영역에서 관찰되는 미세한 생성상들에서도 역시 Ti, Al 및 Ni가 검출이 되는 것으로 보아, 상대적으로 미세한 γ' 라고 판단된다. 이러한 미세 γ' 들은 Fig. 5에 나타난 분석 결과에서 Ti이 높게 검출되는 영역 (“b”)의 내부에 존재하는 것으로 생각된다. 또한 “A” 상들로 둘러싸여 있는 불규칙한 형상의 “B” 상은 1140 °C $\times$ 0 min의 접합부에서도 관찰된 Ni-Ti 봉화물인 것으로 분석이 되었다.

앞선 광학현미경 관찰 결과에서, 1140 °C $\times$ 90 min 조건의 접합부내에서는 어떠한 생성상도 관찰되지 않았고, 그 결과로부터 1140 °C 에서 90 min의 유지시간은 등온응고가 완료되기 위해 충분한 시간이라고 판단하였다. Fig. 7은 1140 °C $\times$ 90 min 조건의 접합부 부근의 EPMA 분석 결과를 나타낸 것으로써, 광학현미경 관찰 결과와 마찬가지로 접합부내에서는 생성상이 관찰되지 않는다. DAZ에서는 접합 초기 조건인 0 min뿐만 아니라 60 min에서도 관찰되었던 미세한 Cr 봉화물 가 관찰된다. 그리고 접합부의 Ti, Al 과 Cr 의 농도는 모재 대비 낮은 것을 알 수 있으며, B의 농도는 접합부와 모재간의 차이가 거의 관찰되지 않는다. 이와 같은 결과는 칩

Fig. 5 EPMA analysis around the joint of GTD111 bonded at 1140 °C for 60 min

Fig. 6 EPMA analysis on the area indicated as “a” in Fig. 5

Fig. 7 EPMA analysis around the joint of GTD111 bonded at 1140 °C for 90 min

입형 원자인 B 보다 Ti와 같은 치환형 원자의 확산속도가 훨씬 낮기 때문에 일어나는 현상이다. 특히 γ' 석출 원소인 Ti와 Al의 농도가 낮은 접합부에서는 충분한 분율의 γ' 의 석출이 일어나기가 어렵기 때문에, 접합부의 기계적 물성이 모재 대비 충분하지 못할 것으로 예상할 수 있다. 따라서, 등온응고가 완료된 1140 °C $\times$ 90 min 접합부를 $\times 5000$ 배율에서 관찰한 결과(Fig. 8), 본 접합부

내에서 γ' 의 석출이 일어나지 않은 것을 알 수 있다. 이와 같이 γ' 석출이 충분히 일어나지 못한 천이액상확산 접합부의 경우, 등온응고 완료 후 Ti와 Al의 확산을 위해 균질화 열처리를 수행해야 한다고 알려져 있다^{17,18)}.

지금까지 1140 °C에서 접합된 시험편을 대상으로 광학 현미경과 EPMA를 통해 분석한 결과를 고찰하였으며, 그 결과를 아래와 같이 정리할 수가 있다. 우선, 유지시

Fig. 8 SEM image of the joint of GTD111 bonded at 1140 °C for 90 min

Fig. 9 OM microstructures around the joint of GTD111 bonded at 1170 °C and 1190 °C

간 0 min의 접합부에서는 Cr 봉화물, Ni-Ti 봉화물 및 γ - γ' 공정상이 관찰되었으며, 모재와 접합부의 사이에 존재하는 DAZ에서는 미세한 Cr 봉화물이 석출된 것으로 분석되었다. 유지시간이 60min으로 증가하게 되면, DAZ에서는 Cr 봉화물 가 관찰되며 전체적으로 접합부 내의 생성상들의 분율이 감소하는 경향을 볼 수가 있었다. 0 min에서 관찰되었던, Cr 봉화물과 Ni-Ti 봉화물은 60 min의 접합부에서도 관찰되고, γ' 은 수 μ m에서부터 아주 미세한 크기까지 다양한 크기를 가지며 넓은 영역에 걸쳐 존재한다. 그리고 접합부 및 DAZ에서 관찰되는 다양한 상들은 접합 시 모재와 액상 삽입금속간에 성분의 상호 이동(유입과 확산) 활발히 일어남을 보여주었으며, 60 min 이하의 유지시간은 액상 삽입금속이 등온응고 완료되기에는 부족하다는 것을 증명하였다. 반면 유지시간 90 min의 접합부에서는 어떠한 생성상도 관찰되지 않는 것 광학현미경과 EPMA를 통해 확인하였고, 이것으로부터 등온응고가 완료되었다고 판단할 수 있었다.

Fig. 9는 1170 °C와 1190 °C에서 접합한 접합부의 광학현미경 미세조직을 나타낸 것이다. 이들 접합부들은 1140 °C에서 접합한 접합부들과 확연히 다른 미세조직을 보여주고 있으며, 다시 말해서 모재와 접합부의 계면과 DAZ가 명확히 관찰되지 않고 접합부 내부에 생성상등도 관

찰되지 않는다. 또한 온도와 시간의 변화에 따른 접합부 미세조직의 변화도 광학현미경상으로는 명확히 구분되지 않는다.

Fig. 10은 1170 °C × 60 min의 접합부를 EPMA를 통해 분석한 결과이다. 노란색 점선으로 표시된 접합부를 관찰할 수 있고, 그 내부에 다양한 생성상이 존재하는 것을 알 수 있다. 접합부 부근에는 Cr 봉화물이 석출되어 있는데, 이들이 석출된 영역은 파란색 점선으로 구분될 수 있다. 접합부 내부 생성상에 대한 분석 결과를 보면, 성분과 형태에 따라 구분할 수 있으며, 우선 TiC carbide ("A")와 조대 Cr 봉화물 ("B")가 관찰된다. "C"와 "D"와 같은 생성상도 관찰이 되며, 이들 상에 대해서는 고배율에서 EPMA 분석을 추가 수행 하였고, 그 결과를 Fig. 11과 12에 나타내었다. Fig. 10에서 나타난 "C"상에 대한 분석 결과에서는 "C"가 하나의 단일 상일 것으로 생각이 되었지만, 고배율 분석결과(Fig. 11)에서는 Si, Ti와 Ni이 검출되는 Si-Ti-Ni compound와 TiC가 복합적으로 존재하는 상인 것을 알 수 있다. 또한, Si-Ti-Ni compound와 TiC를 둘러싸고 있는 Matrix에서는 수많은 γ' 이 석출되어 있는 것을 볼 수 있다. Si-Ti-Ni compound에서 검출된 Ni에 대한 Matrix의 대한 영향은 추가로 분석할 예정이다. 또한

Fig. 10 EPMA analysis around the joint of GTD111 bonded at 1170 °C for 60 min

Fig. 11 EPMA analysis around Si-Ti-Ni compounds and TiC carbides in the joint of GTD111 bonded at 1170 °C for 60 min

“D”상은 γ - γ' 공정상이라는 것을 Fig. 12의 분석결과를 통해 알 수 있다.

Fig. 13은 더욱 높은 온도인 1190 °C의 접합부에 대한 EPMA 분석 결과이다. 1170 °C의 접합부에서 관찰된 상들과 동일한 상들이 1190 °C에서도 생성되어 있으며, 단지 접합부의 폭이 상대적으로 넓어진 것이 특징인 것을 알 수 있다.

지금까지 1170 °C와 1190 °C에서 접합한 접합부들에 대한 EPMA 분석 결과에 대해 고찰하였으며, 그 결과들로부터 1140 °C 보다 고온에서 접합이 수행되었음에도 불구하고 등온응고는 완료되지 않았음이 밝혀졌다. 다시 말해, 일반적으로 원자의 확산속도는 온도가 높을수록 빨라지므로, 1140 °C 보다 높은 온도인 1170 °C과

1190 °C에서 접합 시 등온응고가 더욱 빨리 완료될 것으로 예상할 수 있었다. 그러나 1170 °C 이상의 온도에서 접합된 접합부의 경우 등온응고가 완료되지 않았음을 증명해주는 다양한 상들이 접합부 내에서 관찰되었다. 추가로, Ti를 포함한 TiC carbide, Si-Ti-Ni compound, γ - γ' 공정상과 같은 상들과 접합부 Matrix에 존재하는 γ' 에 대한 분석 결과로부터, 접합 시 모재로부터 많은 양의 Ti이 접합부로 이동해 왔다는 사실도 알 수 있다. 이와 같은 접합거동은 아래와 같이 설명될 수 있다^{15,17,19)}.

본 연구에서 사용된 모재와 삽입금속을 가지고 천이 액상확산접합을 1170 °C 혹은 더욱 높은 온도에서 수행한다면, 액상 삽입금속에 의한 모재의 용해와 함께 모

Fig. 12 EPMA analysis around Cr boride in the joint of GTD111 bonded at 1170 °C for 60 min

Fig. 13 EPMA analysis around the joint of GTD111 bonded at 1190 °C for 60 min

재 성분의 접합부로의 확산이 더욱 활발하게 일어날 것이다. 그 결과 낮은 온도의 접합부 보다 접합부내의 모재 성분(특히 Ti)의 농도가 높아지게 된다. 결과적으로 Ti의 농도가 높아진 접합부의 등온응고는 더 이상 B에 의해 지배되지 못하고, B에 비하여상대적으로 매우 확산속도가 느린 Ti의 확산에 의해 지배된다. 따라서 높은 온도에서 접합이 수행되었음에도 불구하고, 확산이 느린 Ti의 농도가 높은 접합부에서는 등온응고가 지연되게 되고, 주어진 유지시간 내 등온응고를 완료되지 못한 잔류액상들은 냉각되어 접합부내에 다양한 생성상들을 남기게 된다. 더욱이 이러한 접합부 내 상들은 접합부의 물성을 저하시킨다고 알려져 있으므로, 향후 천이액상확산접합 수행 시 접합부내 상들이 생성되지 않고

등온응고가 완료될 수 있는 최적의 접합조건의 도출이 필요할 것으로 생각된다^{15,19,20)}.

4. 결 론

본 연구에서는, Gas turbine용 석출강화형 Ni 기 초내열합금 GTD111의 천이액상확산접합 거동에 미치는 접합조건의 영향을 규명하였으며, 다음과 같은 결과를 얻을 수 있었다.

1) 1140 °C의 접합부에 대한 분석결과, 등온응고가 완료되기 위해서는 90 min 이상의 유지시간이 필요하였다. 90 min 이하에서 접합한 접합부내에서는 잔류액상에 의해 생성된 Cr 붕화물, Ni-Ti 붕화물 및 γ - γ' 공정

상이 관찰되었으며, 유지 시간이 증가함에 따라 그 분율이 감소하였다. DAZ의 Cr 붕화물은 유지시간에 관계없이 모든 시험편에서 관찰되었다. 이러한 접합부 내와 DAZ에 존재하는 다양한 상들에 대한 성분 분석 결과, 접합 시 액상 삼입금속 성분과 모재성분의 활발한 상호이동(확산 및 유입) 일어난다는 것을 알 수 있었다.

2) 1170 °C 이상에서 접합한 접합부는 1140 °C와 전혀 다른 접합거동 보였다. 접합부 Matrix에서는 미세한 γ' 석출이 관찰되었으며, Si-Ti-Ni compound, TiC carbide, Cr 붕화물 및 γ - γ' 공정상이 관찰되었다. 1190 °C의 접합부 내에서도 1170 °C와 동일한 접합거동이 관찰되었으며, 유지시간을 증가시켜도 접합부 내 생성상은 사라지지 않았고, 등온응고 또한 완료되지 않았다.

3) TiC와 γ - γ' 공정상 등과 같이 Ti를 포함하는 다양한 상들이 1170 °C와 1190 °C 접합부에서 관찰된 결과로부터, 접합 도중 모재로부터 많은 양의 Ti이 접합부 내부로 이동해 왔다는 것을 알 수 있었다. 이와 같이 Ti의 농도가 높아진 접합부의 경우, B이 아닌 확산속도가 느린 Ti의 확산에 의해 등온응고가 지배를 받게 되므로, 더 높은 온도에서 장시간 동안 접합을 수행하였음에도 불구하고 등온응고가 완료되지 않았다고 생각된다.

4) 본 연구의 실험 결과를 바탕으로, 상용 삼입금속 MBF-50을 활용하여 GTD111을 천이액상확산접합 시, 등온응고를 위한 최적 접합조건을 1140 °C × 90 min으로 선정할 수 있으며, 향후 최적 균질화 처리 조건 및 γ' 석출 조건을 선정해야 할 것으로 판단된다.

Acknowledgments

본 연구는 지식경제부의 재원으로 한국에너지기술평가원(KETEP)의 지원을 받아 수행한 연구과제입니다. (No. 2013101010170C)

References

1. K.Maile, Qualification of Ni-based alloys for advanced ultra-supercritical plant, *Pro. Eng.* 55 (2013), 214-220
2. K.N.Song, S.D.Hong, D.S.Ro, J.H.Lee and J.H. Hong, Measurement of weld material properties of alloy 617 using an instrumented indentation technique, *J. Weld. Join.* 31 (2013), 41-46
3. G.Maier, O. Hubsch, I.H. Riede, C. Somsen, J. Klower and R. Mohrmann, Cyclic plasticity and lifetime of the nickel-based Alloy C-263, Experiments, models and component simulation, *MATEC Web of Conferences* 14 (2014)
4. R.C. Reed, The superalloys, Cambridge Univ. Press (2006)
5. Y.H.Yang, Y.J.Xie, M.S.Wang and W.Ye, Microstructure and tensile properties of nickel-based superalloy K417G bonded using transient liquid-phase infiltration, *Mater. Des.* 51 (2013)141-147
6. O.A.Idowu, N.L.Richards and M.C.Chaturvedi, Effect of bonding temperature on isothermal solidification rate during transient liquid phase bonding of Inconel 738LC superalloy, *Mater. Sci. Eng. A* 397 (2005), 98-112
7. C.Y.Kang and M.S.Kwon, TLP bonding of directionally solidified Ni base superalloy GTD-111, *J. Weld. Join.*, 21 (2003) 212-218
8. M. Pouranvari, A. Ekrami and A. H. Kokabi, Effect of bonding temperature on microstructure development during TLP bonding of a nickel base superalloy, *J. Alloys and Comounds*, 469 (2009), 270-275
9. V.Jalilvand, H.Omidvar, M.R.Rahimpour and H.R.Shakeri, Influence of bonding variables on transient liquid phase bonding behavior of nickel based superalloy IN-738LC, *Mater. Des.* 52 (2013), 36-46
10. V.Jalilvand, H.Omidvar, H.R.Shakeri and M.R.Rahimpour, Microstructural evolution during transient liquid phase bonding of Inconel 738LC using AMS 4777 filler alloy, *Mater. Charact.* 75 (2013), 20-28
11. A.Ghoneim, O.A.Ojo, Microstructure and mechanical response of transient liquid phase joint in Haynes 282 superalloy, *Mater. Charac.* 62 (2011), 1-7
12. J. K. Kim, H. J. Park and D. N. Shim, Effects of Post Weld Heat Treatment on Microstructures of Alloy 617 and 263 Welds for Turbines of HSC Power Plants, *J. of Welding and Joining*, 34 (3) (2016), 52-60 (in Korean)
13. J. K. Kim, H. J. Park and D. N. Shim, Effects of PWHT on Microstructure and Mechanical Properties of Weld Metals of Ni-Based Superalloy 617 and 263 for Hyper-Supercritical Power Plants, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* 29 (12) (2016) 1107-1118
14. M.Pouranvari and A.Ekrami, A.H.Kokabi, Effect of bonding temperature on microstructure development during TLP bonding of a nickel base superalloy, *J. Alloys and Comounds*, 469 (2009), 270-275
15. D.U.Kim and K.Nishimoto, Bonding phenomena of transient liquid phase bonded joints of a Ni base single crystal superalloy, *Met. Mater. Int.* 8 (2002) 403-410
16. B.K.Lee, Development of the base metal-like insert metals for TLP bonding with directional solidified Ni-base superalloy GTD-111, *doctoral dissertation* (2010)
17. J.Cao, Y.F.Wang, X.G.Song, C.Li and J.C. Feng, Effects of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of TLP bonded Inconel718 superalloy, *Mater. Sci. Eng. A*, 590 (2014), 1-6
18. M.Pouranvari, A.Ekrami and A.H.Kokabi, Microstructure development during transient liquid phase bonding of GTD-111 nickel-based superalloy, *J. Alloys and Comounds*, 641 (2008), 641-647

19. M.Pouranvari, A.Ekrami, A.H.Kokabi and H.N.Han, Microstructural characteristics of a cast IN718 superalloy bonded-by isothermal solidification, *Met. Mater. Int.* 19 (2013), 1091-1099
20. D.U. Kim, The effect of base metal grain boundary on isothermal solidification phenomena during TLP bonding of Ni base superalloys, *Journal of KWJS*, 19 (3) (2001), 326-333 (in Korean)