HSC발전소 터빈용 초내열합금 Alloy 617 및 263 용접부의 미세조직에 미치는 후열처리의 영향

김 정 길 · 심 덕 남 · 박 해 지

대한용접·접합학회지 제34권 3호 별책

2016. 6

HSC발전소 터빈용 초내열합금 Alloy 617 및 263 용접부의 미세조직에 미치는 후열처리의 영향

김 정 길^{*,†} · 심 덕 남^{*} · 박 해 지^{*}

^{*}두산중공업 신공정기술개발팀

Effects of Post Weld Heat Treatment on Microstructures of Alloy 617 and 263 Welds for Turbines of HSC Power Plants

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

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

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

(Received February 3, 2016 ; Revised February 11, 2016 ; Accepted March 21, 2016)

Abstract

Recently nickel based superalloys are extensively being regarded as the materials for the steam turbine parts for hyper super critical (HSC) power plants working at the temperature over 700°C, since the materials have excellent strength and corrosion resistance in high temperature.

In this paper, alloy 617 of solution strengthened material and alloy 263 of γ' -precipitation strengthened material were prepared as the testing materials for HSC plants each other. Post weld heat treatment (PWHT) was conducted with the gas tungsten arc (GTA) welded specimens. The microstructure of the base metals and weld metals were investigated with Electron Probe Micro-Analysis (EPMA) and Scanning Transmission Electron Microscope (STEM).

The experimental results revealed that Ti-Mo carbides were formed in both of the base metals and segregation of Co and Mo in both of the weld metals before PWHT and PWHT led to precipitation of various carbides such as Mo carbides in the specimens. Furthermore, fine γ' particles, that were not precipitated in the specimens before PWHT, were observed in base metal as well as in the weld metal of alloy 263 after PWHT.

Key Words : Hyper super critical power plant, Ni-based Superalloy, γ' (Gamma prime) Precipitation, Steam turbine rotor

1. 서 론

화력발전소에서 증기 터빈을 회전시키는 증기의 온도를 높이는 것은 발전효율을 향상시키는 가장 효과적인 방법으로 알려져 있다^{1,2)}. 한편, Hyper super critical (HSC) 발전소는 약 700°C 이상의 증기를 발전에 이용하는 화력발전소를 말하는데, 최근 전세계적으로 HSC 발전소를 건설하기 위해 주요 부품들을 개발하기 위한 연

구가 활발히 진행되고 있다.

현재 증기온도 700°C 이하에서 작동되고 있는 증기 터빈의 로터와 같은 주요 부품용 소재로써는 고 Cr 강이 널리 적용되고 있지만, 이와 같은 고 Cr강은 HSC 발전소용 증기 터빈 로터용 소재로써는 더 이상 적용이 불가능할 것으로 판단된다. 따라서 고온에서 항복, 인장 강도 및 크립과 같은 기계적 물성 및 내식성이 우수하여, 가스 터빈용 고온 부품 제작에 널리 적용되고 있는 Ni기 초합금이 HSC 발전소의 터빈 로터를 제작하

Table1 Chemical composition of alloy 617 and alloy 263 (wt%)

Alloy	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	Co	Ti	Ni
Alloy 617	0.06	0.11	0.02	22.32	8.77	1.05	11.5	0.4	Bal.
Alloy 263	0.05	0.2	0.04	19.87	5.76	0.48	19.7	2.1	Bal.

기 위한 최적의 소재로 여겨지고 있으며, 적용 가능성에 대한 연구가 필요한 실정이다²⁻⁵⁾.

Ni 기 초합금은 Alloy 617과 같은 고용강화형 합금과 Alloy 263과 같은 석출강화형 합금으로 크게 2종류로 분류할 수 있다. 우선 고용강화형 합금은 Cr, Mo과 같은 원소를 첨가하여 고온물성을 향상 시킨 합금으로 가공성과 용접성이 양호한 것이 특징이다. 한편 석출강화형 합금은 Ti, Al 및 Nb와 같은 원소를 첨가하여 γ' ($\text{Ni}_3\text{Al}(\text{Ti})$) 또는 γ'' (Ni_3Nb) 을 γ 기지내에 석출시킨 합금으로, 고용강화형 합금에 비해 대응 온도가 높고 물성이 우수하지만, 가공성과 용접성이 상대적으로 열위한 것으로 알려져 있다⁶⁻⁹⁾.

일반적으로 Ni기 초합금의 물성을 향상 시키기 위해 첨가된 원소들은 용접시에 용접부의 물성을 저하시키는 유해 석출물을 형성 시키거나 고온균열 등을 유발하여 재료의 용접성을 떨어뜨리는 것으로 보고되고 있으며, 앞에서 언급한 바와 같이 이러한 용접성 저하현상은 석출강화형 합금에서 더욱 심각하게 발생한다고 알려져 있다¹⁰⁻¹²⁾.

따라서 본 연구에서는 HSC 발전소용 증기 터빈 로터를 제작하기 위한 시험용 소재로써 고용강화형 합금인 Alloy 617과 γ' -석출강화형 합금인 Alloy 263을 선정하였으며, 이들 소재를 대상으로 gas tungsten arc (GTAW)용접을 각각 실시하여 고용강화형 합금과 석출강화형 합금의 용접성 및 야금학적 특징을 비교분석하였다. 이 후 각각의 용접부를 대상으로 후열처리를 실시하였으며, 후열처리 전, 후의 용접부 미세조직의 비교 분석을 통해 미세조직 변화에 미치는 후열처리의 효과를 분석하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 Alloy 617은 고용강화형 합금이며, Alloy 263은 γ' (Ni_3Ti)를 석출시키기 위해 Ti을 약 2 wt% 첨가한 γ' -석출강화형 합금이다. 열간압연 및 냉간압연을 실시하였으며, 각각 1200℃와 1150℃도에서 용체화 후 수냉처리되어 생산된 시험편이다. 시험편의 두께는 각각 12 및 16mm이며, 화학성분은 Table 1과 같다.

모재와 유사한 화학성분의 상용 용접재료를 사용하여

Fig. 1 Schematics of groove and welding position, (a) Schematics of groove, (b) Welding position**Table 2** Welding conditions

Specimen	617A*	263A*
Process	Pulsed GTAW	Pulsed GTAW
Position	Horizontal (2G)	Horizontal (2G)
Welding material	FM 617B	FM C263
Interpass Temp(℃)	Max. 120	Max. 100
Heat input (kJ/cm)	Max. 8.5	Max. 8.5
Shielding gas	Pure Ar	Pure Ar

GTA용접을 실시하였으며, 용접에 사용된 그루브의 형상 및 용접자세에 관한 개략도와 사진을 Fig. 1에 나타내었다.

Table 2에 나타낸 용접조건으로 GTA 용접을 실시하였으며, Alloy 617에 대해서는 총 14패스, Alloy 263에 대해서는 총 20패스가 용접을 완료하기 위해 필요하였다. 용접재료 제조사에서 제시한 후열처리 조건에 따라 1×10^{-2} Pa의 진공 분위기에서 Alloy 617 용접부에 대해서는 980℃에서 3시간 그리고 Alloy 263 용접부에 대해서는 810℃에서 4시간 동안 열처리를 실시한 후 66℃/min의 속도로 상온까지 로냉하였다. 그리고

본 연구에서는 As-welded 시험편을 각각 617A 및 263A 구분하였으며, 후열처리된 시험편을 각각 617P 및 263P로 구분하여 표기하였다.

이후 후열처리 전, 후 용접부의 미세조직은 광학현미경, Scanning Electron Microscope (SEM)와 Electron Probe Micro-Analysis (EPMA) 및 Scanning Transmission Electron Microscope (STEM) 을 활용하여 분석하였다. 그리고 용접부에 대한 기계적 특성은 KS 13B 규격에 따른 가공된 시험편을 대상으로 상온 인장 시험을 통해 평가하였다.

3. 실험결과 및 고찰

Table 3은 용접금속의 화학성분을 분석 결과이며, Alloy 617용접금속은 모재와 마찬가지로 약 2 wt% 정도의 Ti을 포함하 있는 것을 확인할 수 있다. 그리고 Fig. 2는 후열처리 전, 후의 모재 및 용접금속의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 결과는 나타낸다.

후열처리 되지 않은 617A의 모재 및 용접금속의 경

Fig. 2 Optical microstructures of base metals and weld metals before and after PWHT

우, 모재내에서는 미세한 개재물들이 밴드 형태를 이루며 존재하고 있으며, 용접금속내에서는 덴드라이트가 관찰됨과 동시에 편석이 존재하고 있는 것을 광학현미경의 명암차이를 통해 관찰할 수 있다. 그리고 용접 후 열처리를 실시한 617P의 모재에서는 전체적으로 밴드 형태를 이루던 개재물의 분율이 다소 증가하는 것을 확인할 수 있으며, 용접금속에서는 편석이 상당히 감소하였으며, 조대한 결정립이 관찰되고 있다.

한편 γ' -석출강화형 합금인 Alloy 263의 미세조직을 관찰해 보면, 우선 열처리 전 263A 모재에서 아주 미세한 개재물들이 전영역에 걸쳐 고르게 분포되어있지만, 617A 모재에서 관찰된 것과 같은 밴드 형상은 이루지 않는 것을 알 수 있다. 또한 후열처리 후 263A 모재의 미세한 개재물은 그 분율이 다소 감소되는 것을 관찰할 수 있다. 또한 열처리 전 용접금속을 관찰할 결과, 617A 용접금속과 유사하게 덴드라이트와 편석이 관찰되며 열처리 후에는 결정립이 조대화 되는 것과 함께 편석이 감소되는 것을 알 수 있다. 일반적으로 Ni기 초합금 용접시 용접부에서 고온균열이 자주 발생하는 것으로 보고되고 있지만, 본 연구의 Alloy 617 및 263 용접부에 대한 광학현미경 관찰 결과, 이와 같은 고온 균열이 관찰되지 않았다¹³⁻¹⁶⁾.

지금까지 광학현미경을 활용하여 관찰된 모재와 용접금속의 미세조직을 EPMA를 통해서 분석하였으며, 먼저 후열처리 전, 후의 Alloy 617 모재에 대한 EPMA 분석 결과를 Fig. 3과 4 나타내었다. 후열처리 전 Alloy 617A 모재의 미세조직을 분석한 결과 (Fig. 3), 탄화물로 추측되는 Mo 과 Mo-Ti 석출물들이 관찰되며, Co는 석출물 형성에 관여하지 않는 것을 알 수 있다. 또한 결정립계 뿐만 아니라 결정립 내부에서 탄화물의 석출이 일어난 것을 알 수 있다. 열처리 후 모재에서는 (Fig. 4), 결정립 내부에서 관찰되는 석출물과 비교해 볼 때 더욱 미세한 석출물이 결정립계를 따라 석출된 것이 관찰되며, 전체적으로 석출물의 분율도 상당히 증가한 것을 알 수 있다. 이러한 석출물들의 성분분석결과 후열처리 전 Alloy 617 모재에서 관찰되었던, Mo 혹은 Mo-Ti 탄화물인 것을 알 수 있었다. Fig. 5는 Alloy 617A의 용접금속을 대상으로 EPMA 분석한 결과이다. 우선 탄화물 혹은 산화물로 추측되는 Ti 개재물이 관찰되며, Co와 Mo은 어떠한 개재물도 형성하지 않은

Table 3 Chemical composition of weld metals for alloy 617 and alloy 263 (wt%)

Alloy	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	Co	Ti	Ni
617weld	0.075	0.11	0.12	21.67	8.82	1.27	11.42	0.36	Bal.
263weld	0.048	0.13	0.08	19.89	5.80	0.45	19.72	2.06	Bal.

반면 편석되어 있는 것을 알 수 있다. Co와 Mo의 편석은 서로 다른 영역에서 각각 관찰되고 있는 것이 특징이다. 모재에 대한 EPMA 분석결과에서 결정립내와

Fig. 3 EPMA analysis result on alloy 617A base metal

입계에서 탄화물을 석출시키는 것으로 밝혀진 Mo은, As-welded 용접금속내에서는 석출물을 형성하지는 않았으며, 이것은 용접 후 빠른 냉각속도에 의해 석출물을 석출시킬 시간이 부족하였던 것이 원인인 것으로 사

Fig. 5 EPMA analysis result on alloy 617A weld metal

Fig. 4 EPMA analysis result on alloy 617P base metal

Fig. 6 EPMA analysis result on alloy 617P weld metal

료된다. 그리고 용접금속의 결정립계를 따라서는 어떠한 석출물도 관찰되지 않는다. Alloy 617 용접금속을 후열처리 한 경우에는 (Fig. 6), 열처리전의 시험편에서 관찰되었던 Co와 Mo의 편석은 상당히 완화되어 거의 관찰되지 않았다. 반면 결정립계에 아주 미세한 석출이 일어난 것을 알 수 있으며, 이 석출물은 EMPA 분석 결과 Mo 탄화물인 것으로 밝혀졌다. 지금까지 Alloy 617 모재와 용접금속의 후열처리 전과 후의 미세조직 변화를 EPMA 분석 결과를 통해 살펴보았으며, 그 결과 후열처리에 의해 석출물의 형성과 그 분율의 증가 및 편석의 완화와 같은 미세조직적 변화가 발생한다는 것을 이해할 수 있었다.

석출강화형 합금인 Alloy 263의 모재와 용접금속의 미세조직을 EMPA로 분석한 결과를 Fig. 7~10에서 나타내었다. Fig. 7은 열처리 전 상태의 Alloy 263 모재를 EPMA로 분석한 결과이다. 결정립계와 결정립 내부에서는 Mo-Ti 복합 탄화물로 추측이 되는 석출물들이 관찰된다. Mo-Ti 탄화물은 고용강화형 합금인 Alloy 617 모재에서도 관찰되었던 석출상이다. Alloy 617 모재를 대상으로 관찰한 결과와 마찬가지로, Co와 Cr은 석출물을 생성시키지 않는다는 것을 알 수 있다. Fig. 8에 나타낸 것과 같이, Alloy 263 모재를 열처리 할 경우 결정립계를 따라 약 0.5 μ m 정도의 폭을 가지며 연속적으로 생성된 석출물을 관찰할 수 있다. EPMA 분석 결과 이러한 연속 석출물은 Cr-Mo rich 석출물인 것을

확인할 수 있었으며, 이 상은 탄화물의 한 종류인 것으로 추측되며 추가적인 분석은 TEM을 통해 실시하였다. 또한 결정립 내부에서는 Mo-Ti 탄화물이 발견된다.

석출강화형 합금인 Alloy 263에 대한 EMPA 분석이 약 $\times 10000$ 의 배율에서 실시되었음에도 불구하고, γ' 의 석출은 확인할 수가 없었다. 선행연구에 따르면 Gas 터빈의 블레이드와 베인 등에 널리 사용되는 Ni기 초합금(예를 들어 Alloy 738LC는 3.5Ti, 3.5Al 첨가)에 비교하여 상대적으로 Ti와 Al의 첨가량이 적은 Alloy 263의 경우 γ' 의 크기가 상당히 작고 둥근 형태로 석출되는 것으로 알려져 있으며, Alloy 263에서 석출되는 γ' 의 크기는 20nm 이하인 것으로 보고되고 있는데¹⁷⁾, 이와 같이 미세한 석출물은 EMPA로 분석이 불가능한 것으로 판단이 되며, 이후 STEM을 통한 분석에서 γ' 의 석출을 확인한 결과를 기술하겠다.

Fig. 9에는 Alloy 263A 용접금속의 EPMA 분석결과를 나타내었다. Alloy 617A 용접금속에서 발생되었던 것과 마찬가지로, 우선 Co와 Mo의 편석이 관찰되며, Mo이 편석된 영역(A)의 경우 그 표면이 그 주위 영역보다 매끄럽지 못한 것을 SEM 이미지에서 알 수 있다. 용접금속내에서 관찰되는 개재물들은 우선 Mo 편석영역의 중심부에 위치하고 있는 탄화물 또는 산화물일 것으로 예상되는 Ti-Mo rich 개재물들과 있으며 Mo이 검출되지 않는 Ti rich 개재물이 있다. 한편, 결정립계를 따라서는 어떠한 상도 존재하지 않는다. Alloy 263P 용

Fig. 7 EPMA analysis result on alloy 263A base metal

Fig. 8 EPMA analysis result on alloy 263P base metal

접금속의 EMPA 분석결과를 살펴보면 (Fig. 10), Mo-Ti 개재물 주위에 열처리전에도 관찰되었던 Mo의 편석이 여전히 존재하는 것을 관찰 할 수 있으며, 반면에 Co의 편석은 거의 관찰되지 않는다. 결정립계의 경우에

Fig. 9 EPMA analysis result on alloy 263A weld metal

Fig. 10 EPMA analysis result on alloy 263P weld metal

는, Cr과 Mo의 농도가 기지에 대비하여 높게 검출되는 데, 이것은 Cr-Mo rich 석출물일 것으로 추측되는 상으로 Alloy 263P 모재에서도 유사한 석출현상이 관찰되었다. 앞선 결과에서 알 수 있는 바와 같이 Alloy 263 모재와 용접금속의 EPMA 분석 결과로부터, Mo-Ti carbide, Ti 단독 및 Ti-Mo 복합 개재물, Co와 Mo의 편석을 확인하였으며, 특히 후열처리에 의해 결정립계에 Cr-Mo rich 연속상이 석출된다는 것을 알 수 있었다. 하지만 용접금속내 γ' 의 석출 유무는 모재에서와 마찬가지로 확인할 수가 없었다.

Fig. 11은 Alloy 617과 263 용접부의 인장 특성을 평가한 결과이다. 모든 시험편의 파단은 용접금속내에서 발생하였으며, Alloy 617 시험편에서는 후열처리에 따른 인장강도의 증가폭이 약 100MPa 정도로 적지만, Alloy 263에서는 인장강도가 약 250MPa 이상 크게 증가 하여, 1000MPa를 넘어서는 것을 확인할 수 있었다. 이와 같은 결과로 볼 때, Alloy 263 모재와 용접금속에서는 후열처리에 의해 탄화물의 석출, 분율 증

(a)

(b)

Fig. 11 Tensile strength of alloy 617 and alloy 263 welds before and after PWHT; (a) Alloy 617, (b) Alloy 263

가 및 편석의 완화 등과 같은 미세조직의 변화뿐만 아니라 γ' 의 석출이 분명히 일어난 것으로 사료된다. 그러므로 열처리 전과 후 Alloy 617 용접부와 달리 Alloy 263 용접부의 인장강도가 250 MPa 이상 크게 증가한 원인은 γ' 의 석출이 주요한 원인이라고 판단되었고, 이를 규명하기 위해 Alloy 263P 모재 및 용접금속을 대상으로 한 STEM 분석결과를 Fig. 12 및 13에 각각 나타내었다.

Fig. 12(Alloy 263P 모재)에 나타난 STEM 분석 결과를 살펴보면, 우선 Bright field image (BF)에서 약 10nm직경의 둥근 미세 점상들이 상당히 많이 석출되어 있는 것이 관찰된다. 이들 상들의 성분에 대한 EDS (Energy dispersive spectrometry) mapping 분석 결과 Ni과 Ti 및 Al으로 구성된 석출물인 것을 알 수 있으며, 본 결과로부터 이 점상들이 γ' 이라는 것을 알 수 있다. γ' 의 크기는 약 20nm 미만으로 앞선 연구에서 보고된 내용과 잘 일치함을 알 수 있다¹⁶⁾. Alloy 263P 용접금속에 수행된 γ' 에 대한 STEM 분석 결과에서도 모재와 동일하게 약 10nm 크기의 γ' 가 관찰되는 분석 결과를 얻을 수 있었다(Fig. 13). 이와 같이 Alloy 253P 모재와 용접금속에 대한 STEM 분석결과와 상온 인장 특성 평가 결과로부터, γ' 는 Alloy 263 모재와 용접부에서 열처리에 의해서 석출되며, 용접재료 제조사에서 제시한 후열처리 조건은 γ' 석출을 위한 시효처리 조건인것으로 생각되었다. 본 연구에서는 확인되지 못했지만, 열처리 온도와 유지시간에 따른 γ' 조대화, 즉 열화거동 및 다양한 시효처리 조건에 따른 γ' 의 석출 거동에 대한 연구와 함께 기계적 물성에 미치는 영향에

Fig. 12 STEM analysis result on alloy 263P base metal

Fig. 13 STEM analysis result on alloy 263P weld metal

대한 연구는 향후 수행될 예정이다.

추가로 Alloy 263의 또 다른 γ' 석출원소의 하나인 Al 경우, Alloy 263 모재와 용접금속에 약 0.4 wt% 가량 첨가되었음에도 불구하고 γ' 형성에 기여하고 있는 것이 명확히 밝혀졌다. 본 연구에서 사용된 고용강화형 합금인 Alloy 617에는 약 1 wt%의 Al이 첨가되었지만 γ' 을 석출시키지 못했다는 것이 열처리 전,후 용접부의 상온인장평가 결과로부터 알 수 있었다. 이와 같은 현상은 후열처리 조건 혹은 합금성분 등 의해 일어난 것으로 예상되는데, 추가 실험 및 선행 문헌 조사를 통해 규명할 예정이다.

Fig. 14는 앞선 EPMA 분석결과 (Fig. 8 및 10)에서 언급된 Alloy 263P 모재 및 용접금속내 입계 연속 석출물에 대한 STEM 분석결과를 보여준다. EMPA 결과에서는 Cr과 Mo이 동일한 영역에서 검출되기 때문에, 입계석출물은 Cr-Mo 복합 탄화물인 것으로 예상되었다. 하지만 STEM 분석 결과에서는 Cr과 Mo이외에 EPMA 분석에서는 검출되지 않았던 Ti가 함께 석출물을 형성하고 있는 것을 알 수 있으며, Cr은 Mo와 함께 Cr을 주성분으로 하는 복합탄화물 석출시키고 있고, Mo는 Ti와 함께 복합탄화물을 석출시키고 있는 것을 알 수 있다.

4. 결 론

HSC 발전소 증기 터빈용 시험 소재로 사용한 Alloy 617 및 Alloy 263에 대한 GTA 용접특성 및 후열처

Fig. 14 STEM analysis result on intergranular precipitation in alloy 263P weld metal

리의 미세조직의 변화를 검토하기 위해 다양한 분석법을 통해 연구한 결과, 다음과 같은 결과를 얻을 수 있었다.

1) 후열처리 전 Alloy 617 모재의 결정립 내부에서 주로 관찰되던 Mo-Ti 및 Mo 탄화물은, 후열처리 후 결정립계를 따라 주로 석출하였으며, 그 크기는 상당히 미세하였다. Alloy 617 용접금속의 경우, 후열처리 전 Co 및 Mo의 편석과 일부 탄화물 혹은 산화물로 예상되는 Ti 개재물이 관찰되었다. 이후 후열처리에 의해 Mo 탄화물이 결정립계를 따라 미세하게 석출한 것을 관찰할 수 있었으며, Co와 Mo는 편석은 열처리에 의해 상당히 완화되는 것을 알 수 있었다.

2) Alloy 617A 모재에서 관찰된 Mo-Ti 탄화물은, 석출경화형 합금 Alloy 263A 모재에서도 관찰되었다. Alloy 263 모재의 경우 열처리 후 Mo-Ti 탄화물과 결정립계를 따라 0.5μm 두께의 연속적인 석출물이 관찰되는데, 이러한 석출물은 STEM분석에 의해 Cr-Mo 탄화물과 Mo-Ti 탄화물로 구성된 것을 알 수 있었다. 한편 Alloy 263A 용접금속에서는 Alloy 617A 용접금속에서 관찰된 것과 유사한 Co와 Mo의 편석이 존재하며, 탄화물 혹은 산화물로 추측되는 Ti, Mo-Ti 개재물 또한 존재하였다. 열처리된 모재의 결정립계를 따라 관찰되었던 Cr-Mo 탄화물과 Mo-Ti 탄화물은 열처리된 용접금속의 결정립계를 따라서도 관찰되었다.

3) 석출경화형 합금인 Alloy 263의 모재 및 용접금속에서는 후열처리에 의해 약 10nm 크기의 미세한 γ' 이

석출된 것이 STEM 분석을 통해 확인되었다. Alloy 263P 용접부 인장강도 증가의 원인은 γ' 석출인 것으로 판단되었다.

5. 후 기

본 연구는 산업통상자원부 및 한국산업기술평가 관리원의 산업핵심 기술개발 사업의 일환으로 수행하였음. (2015-10052860)

References

1. S.H. Hong and G.S. Kim, Fossil power plant and welding technology, *Journal of KWJS*, 16(4) (1998), 1-8 (in Korean)
2. H. J. Jang, S. Y. Kang, J. J. Lee, T. S. Kim and S. J. Park, Performance analysis of a multi-stage ultra-supercritical steam turbine using computational fluid dynamics, *Applied Thermal Engineering* 87 (2015), 352-361
3. J. S. Ahn, J. K. Park, G. J. Lee and J. Y. Yoon, Study on the Improvement of Weld-joint Reliability in Waterwall Tubes of the Ultra Supercritical Coal Fired Boiler, *J. Welding and Joining*, 33 (4) (2015), 30-36 (in Korean)
4. G. S. Brzozowska, D. M. Florez, J. Maier and G. Scheffknecht, Nickel-base superalloys for ultra-supercritical coal-fired power plants: Fireside corrosion. *Laboratory studies and power plant exposures*, *Fuel*, 108 (2013), 521-533
5. F. Liu, M. Rashidi, L. Johansson, J. Hald, H.O. Andrén, A new 12% chromium steel strengthened by Z-phase precipitates, *Scripta Materialia*, 113 (2016), 93-96
6. W. G. Kim et al., Comparative Study on the High-Temperature Tensile and Creep Properties of Alloy 617 Base and Weld Metals, *Journal of Mechanical Science and Technology*, 27-8 (2013), 2331-2340
7. 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, *Journal of KWJS*, 31 (5) (2013), 41-46 (in Korean)
8. G. Maier, O. Hubsch, H. Riedel, C. Somsen, J. Klöwer, 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)
9. J.-C. ZHAO, V. RAVIKUMAR, and A.M. BELTRAN, Phase Precipitation and Phase Stability in Nimonic 263, *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, 32A (2001), 1271-1282
10. M.H. Haafkens, J.H.G. Matty, A New Approach to the Weldability of Nickel-Base As-Cast and Powder Metallurgy superalloys, *Welding. J.*, 61 (25), (1982)
11. B. Radhakrishnan, R.G. Thompson, Effect of preweld microstructure on HAZ liquation cracking of Rene 80 superalloy Met. *Trans.*, 24(A), (1993), 1409

12. T.J.Kelly, Elemental Effects on the Cast 718 Weldability, *Weld. J.*, 2, (1989), 44-51
13. W.C Chung, J.Y. Haung, L. W. Tsay and C. Chen, Microstructure and stress corrosion cracking behavior of the weld metal in alloy 52-A508 dissimilar weld, *Materials transctions*, 52 (1) (2011), 12-19
14. S. L. Jeong, H. T. Lee, J. Y. Huang and R. C. Kuo, Effect fo Nb on the microstructure and elevated temperature mechanical properties of alloy 690-SUS304L dissimilar welds, *Materials transctions* 49 (6) (2008), 1270-1277
15. X. Ye, X. Hua, M. Wang, S. Lou, Controlling hot cracking in Ni-based Inconel-718 superalloy cast sheets during tungsten inert gas welding, *Journal of Materials Processing Technology* 222 (2015), 381-390
16. C. R. Lee, S. H. Um, S. W. Kim, C. Chou and C. H. Lee, A study on hot ductility of Ni-base superalloys, *Journal of KWJS*, 22 (2) (2004), 157 -166 (in Korean)
17. C. Crozet, A. Devaux and D. Bechet, Microstructure stability : Optimization of 263 Ni-based superalloy, *Euro-superalloy 2014 proceeding*, 0164