

工學碩士 學位論文

PTA 공법에 의한 Nimonic 초합금재의
표면개질에 관한 연구

A Study on the Surface Modification of the Nimonic
Super Alloy by Plasma Transferred Arc Welding Method

指導教授 金 永 植

2007年 10月

韓國海洋大學校 大學院

材 料 工 學 科

黃 元 碩

本 論 文 을 黃 元 碩 의 工 學 博 士 學 位 論 文 으 로 認 准 함 .

위원장 工學博士 金 允 海 (인)

위 원 工學博士 金 永 埴 (인)

위 원 工學博士 崔 榮 國 (인)

2007 년 12 월 20 일

한국해양대학교 대학원

목 차

Abstract	i
List of Tables	iii
List of Figures	iv
1. 서 론	1
1.1 연구배경 및 목적	1
2. Nimonic 80A의 특성	4
2.1 Nimonic 80A의 금속학적 특성	4
2.2 Nimonic 80A의 기계적 성질	6
2.3 강화기구	8
2.3.1 고용강화	8
2.3.2 석출경화	11
2.3.3 입계강화	13
2.4 Nimonic 80A의 용접성	14
2.4.1 균열의 발생	15
2.4.2 Nimonic 80A의 용접에 영향을 미치는 원소	16
2.5 Inconel 625, Inconel 718의 금속학적 특성	17
2.6 Stellite 6의 금속학적 특성	18

3. 실험 방법.....	19
3.1 PTA공정의 오버레이층의 분석.....	19
3.2 PTA공정을 적용한 용가재별 오버레이층의 특성.....	21
3.2.1 PTA 공정의 적용.....	21
3.2.2 오버레이층의 상온 및 고온 내마모(anti-wear)시험.....	26
3.2.3 오버레이층의 조직검사.....	28
3.2.4 경도측정.....	28
3.2.5 오버레이층의 에로전(erosion) 시험.....	29
4. 결과 및 고찰.....	31
4.1 용가재별 오버레이층의 고온(400℃) 및 상온 마찰 마모 특성.....	31
4.2 PTA공정후 열처리 방법에 따른 각 오버레이층의 조직특성.....	39
4.2.1 용접 열영향부의 조직특성.....	39
4.2.2 오버레이층의 조직특성.....	46
4.3 온도에 따른 용가재별 오버레이층의 경도 특성.....	51
4.4 상온 및 고온 마찰 마모시험 후의 각 용가재별 오버레이층의 에로전 특성.....	54
5. 결 론.....	56
참고문헌.....	58

A Study on the Surface Modification of the Nimonic Super Alloy by Plasma Transferred Arc Welding Method

WonSeok Hwang

Department of Materials Engineering, Graduate School,
Korea Maritime University

Abstract

PTA overlay is a relatively new process. And it has been spotlighted for its ability to make high functioning overlay layer using high temperature melting powder of alloy and carbide, which previous welding process can not do.

However, to broaden the application of this process, something more is required. That is study of the effect of process variable upon overlay layer, and quantitative analysis of overlay layer's characteristics when this process is used.

Regarding this study, Although it has been reported that Ni-base and Co-base alloy's abrasive behavior upon PTA overlay layer, the effect of high temperature exposure has not been brought to light yet.

So, this study aimed for settling overlay process upon internal-combustion engine's suction, exhaust valve surface based on PTA process. Consequently, we constructed PTA overlay layer on Nimonic material surface using Ni-base super alloy powder, and studied characteristics in micro-structure, abrasion-resistance, abrasion characteristics after high temperature exposure and cavitation resistance upon that overlay layer. Also we examined the cause of hot cracking after PTAW and searched a method to prevent it.

List of Tables

Table 1 PTA process condition

Table 2 Chemical composition of Inconel 625, Inconel 718, Stellite 6

List of Figures

- Fig. 2.1 Important elements in Nimonic 80A
- Fig. 2.2 Tensile properties of extruded bar, subsequently cold rolled.
Heat treated 8 hours/1080°C / air cooled+16hours /700°C
/air cooled
- Fig. 2.3 Creep properties of Nimonic 80A extruded bar in constant strain, subsequently forged. Heat treatment 8 hours/ 1080°C / air cooled + 16 hours/700°C air cooled
- Fig. 2.4 Change in room-temperature yield strength as a function of unit change in lattice parameter caused by various solid-solution strengthening additions. (After Pelloux and Grant)
- Fig. 2.5 The effect of chromium on the oxidation rate constant of nickel-chromium alloys
- Fig. 2.6 Volume fraction of γ' precipitate as a function of total hardening addition in a nickel-20% chromium base
- Fig. 3.1 Exhaust valve of marine diesel engine
- Fig. 3.2 Schematic diagram of PTA process
- Fig. 3.3 PTA equipment and control panel of PTA
- Fig. 3.4 A photo of Exhaust valve made by PTA process
- Fig. 3.5 Friction and Wear test equipment(R&B PD-102)
- Fig. 3.6 The shape of wear test specimen
- Fig. 3.7 Schematic diagram of cavitation-erosion test
- Fig. 4.1 Result of room temperature wear weight loss
- Fig. 4.2 Result of high temperature(400°C) wear weight loss

- Fig. 4.3 The comparison of wear weight loss between room and high temperature
- Fig. 4.4 Relation between friction distance and friction coefficient on overlay layer
- Fig. 4.5 Relation between friction distance and friction coefficient on overlay layer
- Fig. 4.6 Relation between friction distance and friction coefficient on overlay layer
- Fig. 4.7 Photograph of worn surface in specimens by friction
- Fig. 4.8 Microstructure of liquation crack (X200)
- Fig. 4.9 Microstructure of liquation crack (X500)
- Fig. 4.10 Mechanism of liquation crack
- Fig. 4.11 Microstructure of diffusion heat treatment specimen (X200)
- Fig. 4.12 Microstructure of diffusion heat treatment specimen (X500)
- Fig. 4.13 Microstructure of room and high temperature weld metal
- Fig. 4.14 EDX analysis result of Inconel 625
- Fig. 4.15 EDX analysis result of Inconel 718
- Fig. 4.16 EDX analysis result of Stellite 6
- Fig. 4.17 Hardness change at the overlaid section
- Fig. 4.18 Hardness change after high temperature exposure at 400°C, 24hr
- Fig. 4.19 Result of the Cavitation-erosion test

1. 서 론

1.1 연구배경 및 목적

오버레이 용접기술은 내마모성, 내식성 또는 내열성을 갖는 재료를 모재표면에 용착시킴으로서 모재의 표면특성 향상을 위한 목적으로 시행되는 표면개질의 한 방법이다.

표면개질법에는 PVD(Physical Vapor Deposition), CVD (Chemical Vapor Deposition), 이온주입법, 도금법등 박막형성에 의한 방법과, 용사법, 오버레이법등 후막형성에 의한 방법이 있다. 이중에서 박막형성방법들은 가혹한 사용 분위기 하에서 장시간 사용되어야 하는 설비부품에 적용하기에는 어려움이 있다. 또한 후막법 중 용사법의 경우에는 코팅 층의 두께가 수십 μm ~약1mm 정도로 얇고 표면층의 밀착강도 또한 낮은 단점이 있다. 이에 비해 오버레이 용접의 경우는 약1mm~수십mm정도로 매우 두꺼운 표면개질층을 얻을 수 있으며 표면층의 피막강도가 매우 높기 때문에, 용사법의 적용이 어려운 곳에서 오버레이 공정이 적용 가능하며 공정 시간을 줄여 시행할 수 있는 경제적인 방법이다.

오버레이 용접은 1920년대 초 석유 시추용 드릴 선단부의 내마모성을 향상시키기 위하여 처음 적용되었으며 세계대전 전후 급속한 산업화의 진행과 더불어 발전하여, 현재에는 장시간 운전을 요하는 장치산업을 중심으로 발전해 오고 있다.¹⁾

오버레이 용접의 특징과 경제성은 다음과 같다.²⁾

- 모재와 완전한 융합을 이루기 때문에 모재와의 접합강도가 높다.
- 용착속도가 높기 때문에 작업능률이 양호하며 오버레이층의 두께 제어가 쉽다.

- 오버레이 용접금속은 슬래그 내의 불활성가스 분위기에서 야금 반응을 하므로 품질이 우수하다.
- 보수를 위한 휴지 시간을 줄일 수 있으므로 생산성이 향상된다.
- 조금 높은 하중을 사용하더라도 효율이 증가한다.
- 손상된 부분을 복구함으로써 보수, 유지비용을 경감시킨다.

현재의 오버레이 용접은 MIG (Metal Inert Gas)와 TIG (Tungsten Inert Gas) 용접에서 최근에는 용접기기 및 제어 기술의 발달로 인하여 PTA(Plasma Transferred Arc)공정이 이용되기 시작하고 있다.

PTA공정은 개발된 후 제어변수가 너무 많아서 폭넓게 적용되지 못하였으나, 새로운 장치의 개발과 더불어 제어기술의 적용을 통하여 신뢰성 있고 다른 오버레이 방법에 비해 우수한 공정으로 자리 잡고 있다.³⁾

본 연구에서는 PTA공정을 선박의 주기관 배기밸브와 같은 고온, 고압 분위기에 사용되는 Ni基 초합금인 Nimonic 80A에 적용하고 고온 마모 시험에 따른 기계적, 조직학적 특성 변화를 분석하였다.

Nimonic 80A는 일반적으로 저용접 성분 등으로 인해 용접성이 까다로워서 오버레이 용접이 어려운 것으로 알려져 있다. 실제 Nimonic 80A재 부품은 사용 중 마모나 부식에 의하여 사용한도를 초과하면 폐기 처분하는 실정이다. 또한 원재료를 전량수입하며, 가격 또한 매우 높으므로 원가절감의 차원에서 오버레이에 의한 재생수리가 요구되고 있다.

현재의 재생 수리 법은 오버레이 층의 신뢰성이 부족한 실정이다. 또한 제품의 부피가 크고 용가재와 모재에 따른 용접열처리공정의 적용이 힘들어 현장에서는 열처리과정을 생략하거나 부분적으로 적용하고 있는 실정이다. 열처리과정을 거치지 않은 제품이 장착되어 가동 시 수명이 오히려 단축되거나 부품손상을 초래하는 경우가 발생할 우려가 있다. 그리

고 이 연구와 관련하여 Ni-base 및 Co-base 초합금의 PTA 오버레이 레이어에 대한 마모 거동을 밝힌 바 있으나, 고온 노출의 영향에 대해서는 아직 밝혀지지 않았다.

따라서 본 연구는 PTA 방법에 의해 내연기관의 흡, 배기 밸브의 표면 오버레이 법을 확립할 목적으로 Nimonic 재료 표면에 Ni기 및 Co기 초합금 분말을 이용하여 Nimonic 오버레이 층을 구성하고 이 오버레이 층에 대한 금속 조직학적 특성, 내마모성, 고온 노출 후의 마모 특성, 내 캐비테이션 특성을 조사하였다.

또한 PTA 공정 후에 발생하는 고온균열의 원인을 규명하고 제거 방법을 연구하였다.

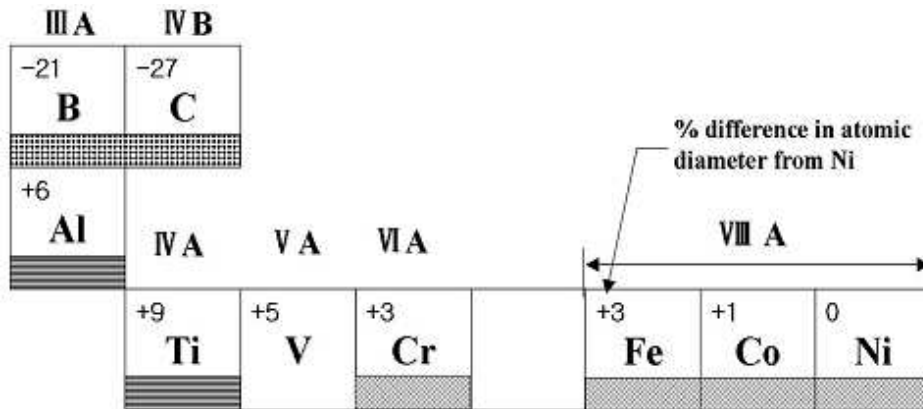
2. Ni-基 초합금의 특성

2.1 Nimonic 80A의 금속학적 특성

Nimonic 80A (UNS NO7080, ASTM B637 equivalent)는 2차 세계대전 당시 급격히 발달된 제트항공기 엔진의 터빈 블레이드용으로 개발된 Ni기 초합금으로서, Ni 과 Cr이 주요 성분이며, 고용강화 원소인 Fe와 Co, 석출강화 원소인 Al, Ti 그리고 입계강화 원소인 C, B 등의 원소로 조성 되어있다.^{4)~6)}

Nimonic 80A의 모상은 Fig. 2.1에서와 같이 FCC(Face Centered Cubic : 면심입방)인 오스테나이트 구조인 γ 상이며, 모상에 고용강화 원소는 원자반경의 차이가 적은 Cr, Fe, Co 가 되며 고온강도를 위한 γ' 상 원소는 3,4족인 Al, Ti가 된다. 입계강화원소는 C, B등이며 Cr은 C와 탄화물을 형성하여 입계강화에 기여한다. 내산화성을 위하여 Cr과 Al이 첨가되며, Cr과 Al은 산소와 결합하여 Cr_2O_3 , Al_2O_3 와 같은 치밀한 산화물 피막을 표면에 형성하게 된다.

Nimonic 80A는 현재에 가스터빈용 블레이드와 디스크, 원자력 발전설비 부품, 그리고 대형기관의 배기밸브 등에 적용되고 있으며 점차 사용되는 부품의 고기능화, 고출력화로 인하여 일반 내열강이 사용되는 부분품으로 확대 적용 되고 있다.






-  Element portions to grain boundary
-  Element portions to γ'
-  Element portions to γ

Fig. 2.1 Important elements in Nimonic 80A⁷⁾

2.2 Nimonic 80A의 기계적 성질

Fig. 2.2는 온도에 따른 인장강도, 단면적 감소율, 연신율 등을 나타내었으며, Fig. 2.3에서는 온도에 따른 크리프 강도를 나타내었다. 인장강도는 온도가 상승함에 따라 강도가 떨어지지만 600°C까지는 약 1000MPa 정도의 높은 강도를 나타낸다. 고온에서 사용되는 재료에서 중요한 성질인 크리프 강도는 Nimonic 80A제 부품이 사용되는 작동온도가 400°C~500°C임을 감안할 때 만족할 만큼 우수한 특성을 나타낸다.

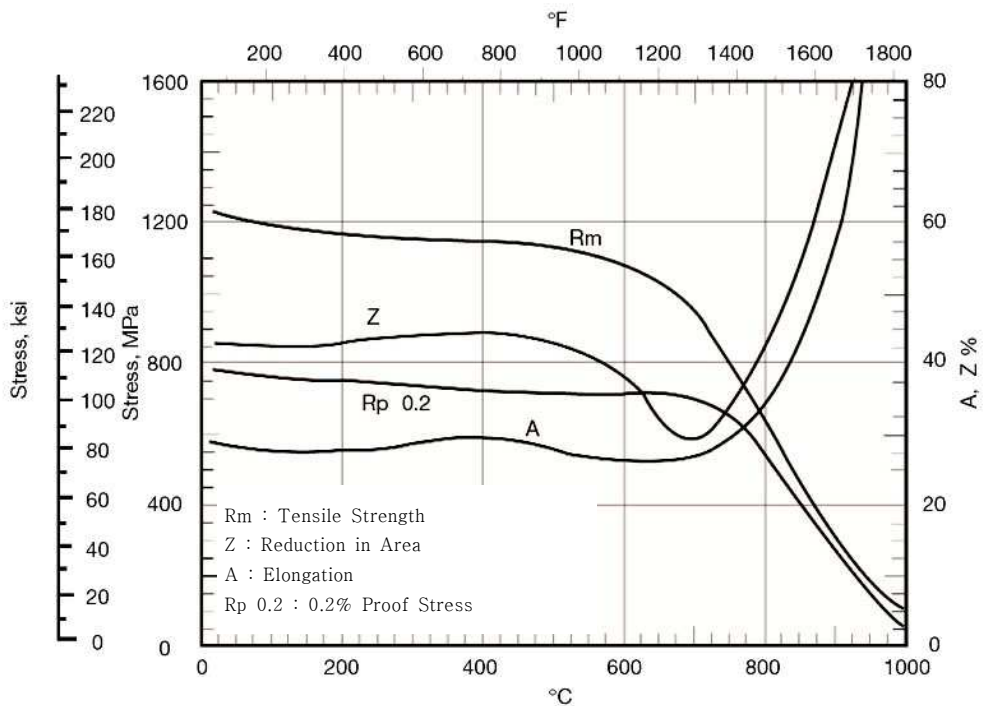


Fig. 2.2 Tensile properties of extruded bar, subsequently cold rolled. Heat treated 8 hours/1080°C / air cooled+16hours /700°C /air cooled⁸⁾

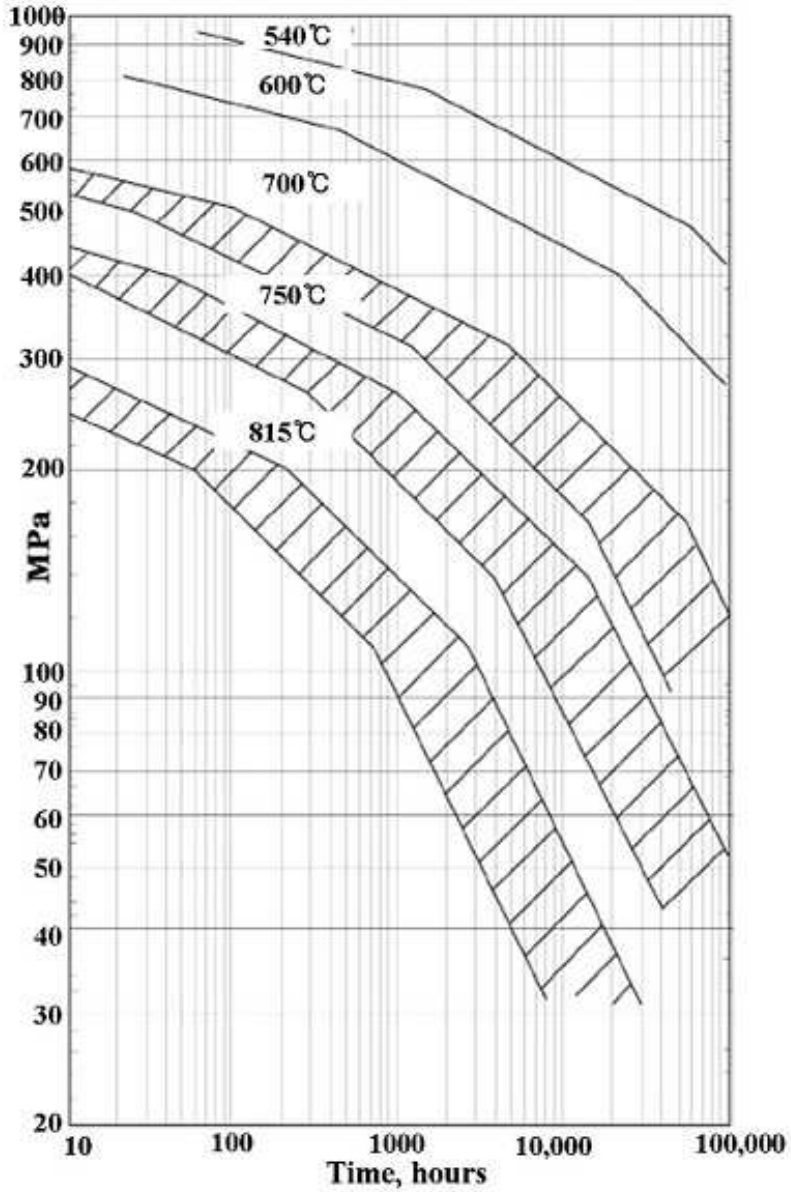


Fig. 2.3 Creep properties of Nimonic 80A extruded bar in constant strain, subsequently forged. Heat treatment 8 hours/ 1080°C / air cooled + 16 hours/700°C air cooled⁹⁾

2.3 강화기구

Nimonic 80A의 강화기구(strength mechanism)는 크게 고용강화, 석출경화, 입계강화로 구분 할 수 있다.

2.3.1 고용강화 (Solid solution strengthening)

고용에 의한 강도 상승은 다음의 식으로 나타낼 수 있다.

$$\frac{d\tau}{dc} \propto \left(\frac{1}{a} \cdot \frac{dc}{da} \right)^n$$

τ : shear stress
 a : lattice parameter of solution
 c : solute concentration

고용되는 양이 많아질수록 shear stress는 증가하게 되고 초합금에서의 고용은 Hume Rothery의 법칙과 고온안정성이 요구 되므로 넓은 범위에서 고용되어야 하며 모상과 원자반경의 차이가 작아야 하며, 높은 용점을 가져야 한다. Ni에 대한 고용강화 원소는 Co, Fe, Cr, Al, Ti, C 등이며 이 원소들의 강화 효과는 Fig. 2.4에 나타내었다.

Cr은 산화피막을 형성하여 내산화성에 중요한 원소로 작용하며, Fig. 2.5에 그 효과를 나타내었다. 즉 고온에서의 내산화성을 위해서는 Cr 함량이 최소 15% 이상이 되어야 하며, Cr함량이 과다하게 되면 큰 α 상이 형성 되므로 15~30%가 적합하다.

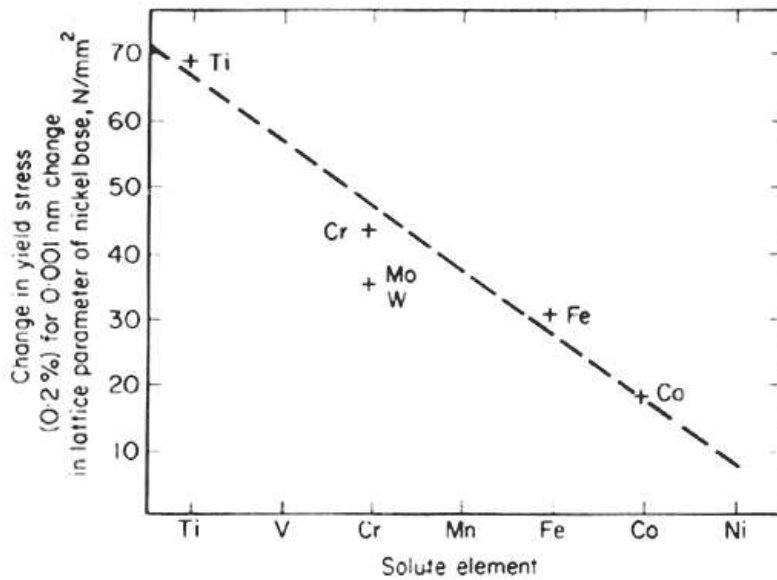


Fig. 2.4 Change in room-temperature yield strength as a function of unit change in lattice parameter caused by various solid-solution strengthening additions. (After Pelloux and Grant)¹⁰⁾

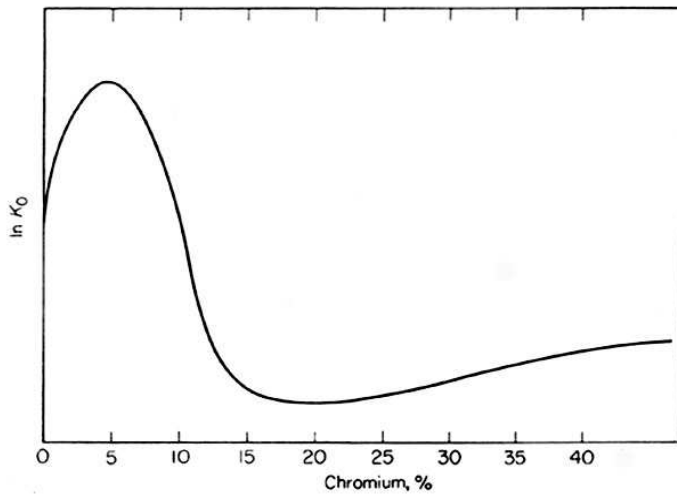


Fig. 2.5 The effect of chromium on the oxidation rate constant of nickel-chromium alloys¹¹⁾

2.3.2 석출경화 (Precipitation hardening)

Nimonic 80A의 내고온성은 γ' 상의 석출이 주된 인자이며 γ' 상의 양에 좌우된다. γ' 상의 석출을 최대로 하기 위해서는 Ni-Cr-Ti-Al 등의 함유량과 열처리에 의해 가능하며, 석출에 의한 강화기구이론은 다음과 같다.

$$\tau = \kappa \cdot \epsilon^{\frac{3}{2}} \cdot f^{\frac{1}{2}} \cdot (r_0/b)^{\frac{1}{2}}$$

τ : shear stress

k : constant

ϵ : mismatch between precipitate and matrix

f : volume fraction of precipitate

r_0 : radius of precipitate

b : burger's vector of dislocation

γ' 의 생성량은 주로 Al과 Ti의 양에 따르며, Fig 1.9는 Al과 Ti의 양에 따른 γ' 의 체적 분율을 나타내었다.

하지만 Ti의 양이 많아지면 Fig2.5에 보인 것과 같이 취성이 큰 η (Ni_3Ti)상을 형성하기 쉬우므로 Al과 Ti의 양을 4% 이내로 제한하며, Ti/Al의 비도 3 이하로 제한 한다.

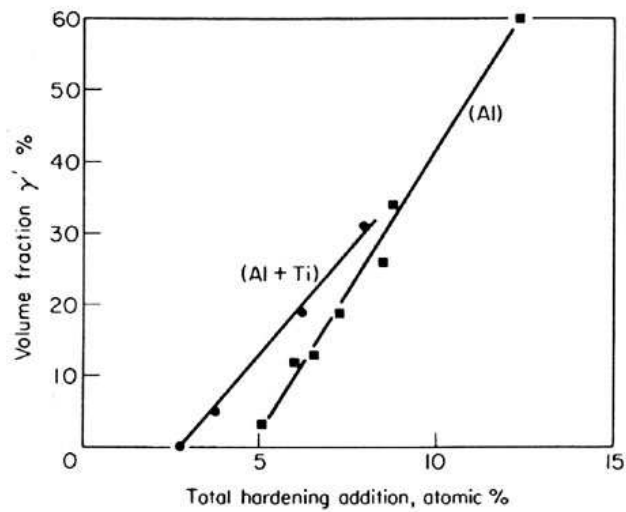


Fig. 2.6 Volume fraction of γ' precipitate as a function of total hardening addition in a nickel–20% chromium base¹²⁾

2.3.3 입계강화

Nimonic 80A는 B 과 C를 첨가하여 입계강화에 기여하게 되는데, C은 결정립과 결정립계에서 metallic carbide를 형성하며, 형성된 carbide는 모재보다 경도가 높고 취성이 크므로 입계에 분산시 고온강도, 연성, creep 강도에 영향을 미친다.

일반적으로 형성되는 carbide는 MC, M_7C_3 , $M_{34}C_6$ 등이 있으며 MC는 주로 TiC로 안정한 편이며, 응고 직전에 형성 된다.

2.4 Nimonic 80A의 용접성

Ni기 초내열합금의 용접은 고온에 사용되는 재료이므로 결함이 없고 기계적 성질이 모재보다 떨어지지 않는 것이 요구되며 용접성에 대한 기준은 결함의 유무로 판정 할 수 있다.¹³⁾ Nimonic 80A의 용접 시 결함을 줄이기 위해서는 우선 용접부를 청정하게 하는 것이 중요하다. 이 합금은 B, Sn, Pb, S등의 타 불순 원소를 함유하게 되면 용접부가 취화하게 되어 기계적 성질을 아주 저하시키므로 유지분, 페인트류 등을 제거하고 특히 보수용접을 할 경우에는 각별한 주의를 요한다.

Ti, Cr, Al등이 모재 및 용접부에 있을 때 용접을 하면 이들의 산화물은 모재보다 용융 온도가 높으므로 용접부에 산화물 개재물이 되어 기계적인 성질을 저하 시키므로 기계가공을 하여야 하며 최소한 용접부에서 25mm이상을 청정시켜야 한다. 균열을 방지하기 위해서 용접 전 용체화 처리를 요구하며 용접 후에는 다시 용체화 처리 또는 석출을 위한 시효 열처리가 요구된다.

2.4.1 균열의 발생

균열에는 고온균열과 용접후 열처리를 할 경우 발생하는 후 열처리 균열로 대별한다.^{14)~16)} 고온 균열은 저용점의 미량 원소의 편석, 저용점 공정추출물의 국부적인 용융등이 주 원인이 되며 이러한 원소로는 P, S, B, Zr, Pb, Bi, As, Se, Cu, Si 등이며 용접열영향부에서 탄화물이 판상 또는 봉상으로 형성되는 경우에도 고온 균열을 발생시키므로 이러한 원소가 함입되지 않도록 주의가 요구된다. 용접후 열처리 균열은 용접후 재 용체화 후 시효 열처리나 용접후 직접 시효열처리할 때 발생하는 균열로써 Ni기 합금 용접시는 γ' 상의 석출속도는 대단히 빠르고 이때 입내강도와 입계강도의 차이가 크게되어 입계가 파괴되는 것이다.

2.4.2 Nimonic 80A의 용접에 영향을 미치는 원소

Nimonic 80A에 함유되어 있는 원소는 용접에 많은 영향을 주며 중요한 원소로써 C는 일반적으로 용접에 악 영향을 주는 것으로 알려지고 있으나 Cr이 함유되어 있을때는 그 영향이 거의 없으며 용접에 유리한 Si의 효과를 감소시키나 C의 함유량이 적으므로 큰 영향은 없다. Si는 고온 균열을 야기시키는 원소로서 C가 존재할 때는 영향이 줄어들고 1%미만 함유시는 큰 악영향이 없다. P, S, Sn, Pb는 용접금속과 용접열 영향부의 입계를 취하게 하므로 유리한 원소이다. W는 고온강도를 증가시키며 균열에는 큰영향이 없다. B와 Zr은 크립강도를 위해 첨가되는 경우가 있으나 용접금속과 용접 열영향부의 균열을 유발하며 5mm이상의 판재에는 영향이 크다. Ti나 Al의 1~2% 함유시는 영향이 적으나 가열 및 냉각을 반복하는 다층 용접부에는 석출에 의해 내부가 경화되어 심한 균열을 유발할 수 있고 6% 이상 함유시에는 균열이 없는 용접이 어려우며 Mn은 용접성에는 별로 영향이 없으나 기공과 균열을 예방하는 것으로 알려지고 있다.^{17)~19)}

2.5 Inconel 625, Inconel 718의 금속학적 특성

Ni기 초내열합금의 종류인 Inconel 625, 718(이하 Inconel)은 Eiselstein에 의해 개발되었으며²⁰⁾, 650°C까지의 크리프, 저주기 피로저항성, 응력과단 특성 및 고온안정선이 우수하여 Nimonic 80A와 더불어 제트 엔진의 turbine disk 재 뿐만 engine frames, casings, exhaust nozzle, shafts, seals, spacers, compressor blades and vanes, fasteners 등으로 사용된다.²¹⁾²²⁾

Inconel은 또 고온강도와 우수한 내식성이 요구되는 핵 발전소의 bolts, spring, guide tube pins, fasteners 및 기타 구조물로서 290-315°C의 중간온도 범위에서도 사용되며²³⁾, 저온에서의 연성 및 파괴특성이 우수하여 rocket motor casing이나 초전도 구조재 등의 저온 구조물로서 -253°C까지 사용됨으로서 액체수소 온도인 -253°C에서 650°C의 넓은 온도범위에 걸쳐서 사용된다.²⁴⁾²⁵⁾

Inconel은 내식성 뿐만 아니라 수소취성 저항성, 응력부식 저항성 등이 좋고 열처리에 의해서 여러 수준의 강도값을 가질 수 있어 석유나 가스 산업용 장치의 구조물 등으로 사용된다.^{26)~28)} Fe량이 많아서 가공성이 우수하고 원가가 저렴하며, 시효에 따른 주 강화 석출물인 γ'' 의 석출이 느려 용접 열영향부의 strain-age cracking이 감소됨으로써 용접성이 좋은 등의 장점도 가지고 있어^{29)~31)} 우주 항공 산업, 원자력 산업, 석유화학공업 등 그 사용 용도가 매우 다양하고 수요도 많아 현재 초내열합금 생산량의 약 35%를 점유하고 있다.³²⁾

2.6 Stellite 6의 금속학적 특성

내열성, 내부식성, 그리고 내마모성이 우수한 욱성경화용 코발트(Co)기지 합금은 $C > 0.8\%$ 인 탄화물형, $C > 0.1\%$ 인 금속간 화합물형, 그리고 $C > 0.4\%$ 인 고용체형으로 크게 분류하며, 이중 마모와 부식 환경이 공존하는 곳에 많이 사용되는 것은 탄화물형으로 일명 스텔라이트 합금(stellite alloy)으로 알려져 있다³³⁾. 이러한 stellite는 욱성 시 욱성층의 조직은 공정탄화물이나 합금의 종류에 따라 다소 차이가 있지만, 기본적으로 Co-Cr-W이 고용된 FCC구조의 기지조직에 M_7C_3 나 M_6C 등의 공정탄화물이 수지상정간에 존재하고 있어, 탄화물은 내마모성을 증가시키고 기지조직은 내식성과 고온경도를 부여한다.

금형가이드 및 압연 롤의 욱성경화에 빈번히 사용되는 stellite 6 합금은 욱성층의 미세조직이 아공정 형태로 약 16~17%의 M_7C_3 형태의^{34)~36)} 공정탄화물을 포함하고 있어 경도값은 약 39~42 HRC 범위이다. 이러한 stellite 합금도 욱성방법이나 조건, 그리고 모재의 예열정도에 따라 경도값에 영향을 주는 공정탄화물의 양이나 기지조직에도 차이가 있을 수 있어 요구되는 욱성층의 최고 경도값을 예측하기는 쉽지 않다.

이것은 탄화물형의 stellite 합금이 시효경화성인 Ni기 합금의 욱성 경화재와 달리 비경화성이므로 욱성 후 시효처리에 의해 γ' 상³⁷⁾과 같은 새로운 강화 석출상을 생성시켜 경도값을 일정수준으로 상승 시킬 수 없기 때문이다. 따라서 탄화물형 stellite 6는 욱성 후 약 600°C 근처에서 수 시간 응력제거 열처리만 실시하여 사용하는 것이 일반적이다.³⁸⁾³⁹⁾

3. 실험 방법

3.1 PTA공정의 오버레이층의 분석

Nimonic 80A와 같은 Ni기 초합금은 특히 용접시 용접입열에 의해 열 영향부에서 조성적 액화(compositional liquation)에 의한 균열이 발생하기 쉬우므로 용접방법에 제약이 있으며, 용접조건이 까다로운 것으로 알려져 있다.⁴⁰⁾ 특히 오버레이를 실시 할 경우에는 일반적인 용접을 행하는 경우보다 용착량이 많은 다층용접을 실시함으로써, 모재가 오버레이시 용접열에 의한 영향을 상대적으로 많이 받게 된다. 그러므로 건전한 오버레이 층의 확인을 위하여 모재의 잔류응력의 영향과 균열발생 유무, 그리고 다층 용접시 층간의 수지상정에 저용점상인 γ /Laves와 같은 균열존재 유무의 파악이 필요하다.

본 연구에서는 최근에 적용되고 있는 PTA(Plasma Transferred Arc) 공정 후 각 용가재 별 야금학적 특성을 고찰하고 개선을 위한 전열처리 공정을 실시하였다. 사용된 모재는 Nimonic 80A 재질의 선박 주기관 배기밸브(45/115H 형)를 사용하였으며, 용착금속으로는 Nimonic 80A에 오버레이를 실시 할 때 폭발부에 흔히 사용되는 재료인 Inconel 625(UNS NO6625), Inconel 718(UNS NO07718), Deloro Stellite社의 Stellite6를 사용하였다. 배기밸브의 폭발면(combustion face)에 PTA공정을 오버레이 한 후 시험편을 채취 하였으며, 시험편을 연마하여 광학현미경으로 균열등 결함유무의 존재를 관찰 하였다. 본 실험에 적용된 배기밸브와 채취부분을 Fig. 3.1에 나타내었다.

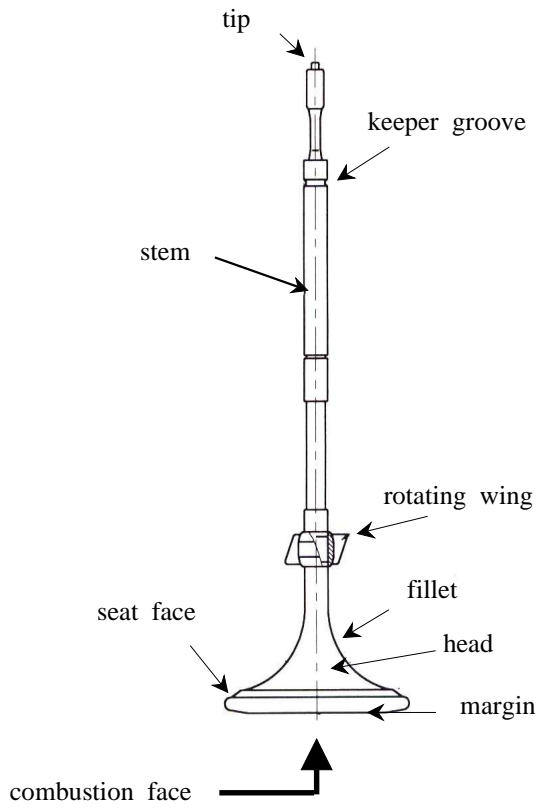


Fig. 3.1 Exhaust valve of marine diesel engine

3.2 PTA공정을 적용한 용가재별 오버레이층의 특성

3.2.1 PTA 공정의 적용

PTA(Plasma Transferred Arc 이하 PTA) 공정은 에너지 밀도가 높은 플라즈마 열원을 사용하며, 플라즈마 아크 열원을 국부적으로 가할 수 있으므로 고밀도의 코팅과 높은 적층률 및 균일한 코팅 두께를 얻기 위한 조절이 가능하다.⁴¹⁾ 또한 야금학적으로 비교하면 다른 오버레이법에 비하여 낮은 희석(dilution)과 좁은 열영향부를 가진다. 사용하는 용가재는 분말재료를 사용하므로 로드(rod)나 와이어(wire)로 제작할 수 없는 용가재의 사용이 가능하다. 또한 입도의 범위가 매우 넓은 분말이나 입도가 매우 큰 분말을 사용 할 때, 발생할 수 있는 문제점이 PTA공정에서는 큰 문제가 되지 않는다. 그리고 플럭스가 필요 없으므로 슬래그 혼입 등의 불순물 개재 가능성을 없앨 수 있다. PTA공정은 오버레이 방법이 자동이므로 수동 오버레이 용접에 비해 용접시공자의 숙련도에 상관 없이 입열량을 균일하게 조절이 가능하며, 작업속도를 향상 할 수 있다.

하지만 모재를 가열하기 때문에 미세조직이 변할 수 있어서 그 적용대상이 제한적일 수 있고, 모재가 반드시 도전성이어야 하며 뒤틀림에 대한 내성이 있어야 적용시 문제점이 발생하지 않는다.

PTA 공정은 두개의 독립된 아크를 사용하며, 이것은 서로 다른 직류전류 공급원으로부터 일정한 전류에 의해 발생된다. 음극인 텅스텐 전극과 양극인 수냉식 구리 노즐 사이에서 고주파발진장치에 의하여 1차 아크(pilot arc ; non-transferred arc)가 발생한다. 이 때 음극과 양극사이에 아르곤 플라즈마 가스(Ar plasma gas)가 통과 하면서 이온화되어 음극(W)과 모재 사이에 전도성의 분위기를 만들며, 1차 아크는 텅스텐 전극과 양극인 모재사이의 2차 전류에 의하여 2차 아크(main arc ;transferred arc)를 발생 시키게 된다. 오버레이용 분말은 토치의 내부로 이송되어 모재 상부의 지점에서 플라즈마 아크와 만나게 되며 분말은

한번에 용융지에 녹아 적층된다.⁴²⁾

전극의 마모와 용융지를 대기로부터 차단시키기 위하여 가스를 사용하며 플라즈마 가스로는 아르곤(Ar)이 주로 사용되며 아르곤과 헬륨(Ar/He) 혼합 가스는 집적력과 환원성이 좋으므로 차폐가스 또는 분말 공급 가스로 이용된다. Fig. 3.2에 PTA 공정의 대략적인 모식도를 나타내었다.

본 연구에서는 PTA(ISOTEC社의 모델명 : PTGV41BA)공정을 사용하여 3가지의 용가재를 각각 오버레이를 실시하였다. 그리고 오버레이층의 야금학적 분석 및 고온 및 상온 내마모시험을 통하여, 그 특성을 평가하였다.

Table 1에는 본 시험에 적용된 PTA 조건을 나타내었으며, Table 2에는 사용된 용가재의 화학적 성분을 나타내었다. Fig. 3.3에는 본 시험에 사용한 PTA(ISOTEC社의 모델명 : PTGV41BA)기기를 나타내었으며 Fig. 3.4에는 PTA를 이용하여 오버레이된 밸브의 사진이다.

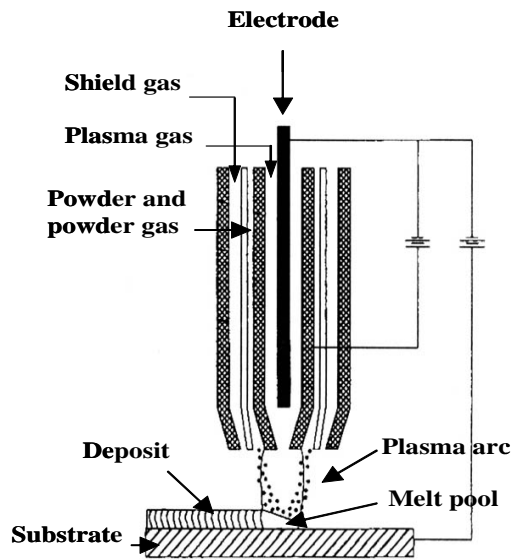


Fig. 3.2 Schematic diagram of PTA process

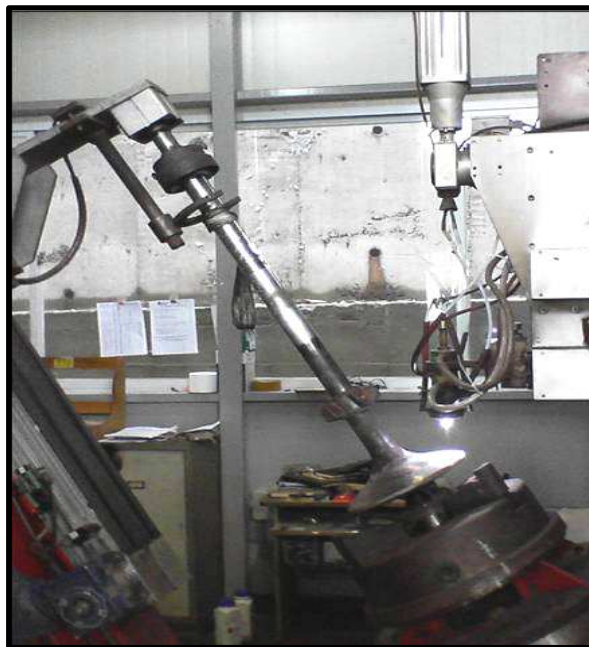


Fig. 3.3 PTA equipment and control panel of PTA



Fig. 3.4 A photo of Exhaust valve made by PTA process

Table 1 PTA process condition

speed	0.555 r.p.m
current(A)	115A
pilot gas	2.5ℓ/min
powder gas	10ℓ/min
shield gas	22.5ℓ/min
powder feed rate	45g/min

Table 2 Chemical composition of Inconel 625, Inconel 718, Stellite 6

Composition (%)	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	Fe	C	other
Inconel 625	21.5	61.0	-	9.0	-	3.6	0.2	0.2	2.5	0.05	
Inconel 718	19.0	52.5	-	3.0	-	5.1	0.9	0.5	18.5	0.08	0.15
Stellite 6	30.0	1.0	61.5	-	4.5	-	-	-	1.0	1.0	-

3.2.2 오버레이층의 상온 및 고온 내마모(anti-wear)시험

마모(wear)는 재료의 표면에서 발생하는 기계적인 손상으로써 기계부품의 작동상태를 결정하는 중요한 요소이다. 마모는 하중의 형태와 온도, 재질, 윤활재의 존재 여부 등 많은 변수를 가지고 있으므로 다양하게 나타난다. 마모는 응착마모, 연삭마모, 부식마모 등의 기구로 나타나며, 같은 재료라도 상대 마모재 및 마모변수 따라 변할 수 있다.^{43)~45)}

본 연구에서는 PTA공정과 상온 및 고온(400℃)의 오버레이층 마모 특성을 평가하기 위해서 R&B社의 PD-102 마찰마모 시험기를 사용하여 시험 하였으며 본 시험기의 시험방식은 Fig. 3.5에 나타낸 것처럼 상대 마모재인 핀(pin)이 디스크(disk) 표면위에서 접촉한 상태에서 하중을 가한 상태에서, 회전하는 방식인 핀 온 디스크(pin on disk) 방식을 사용 하였다. 시험에 사용한 디스크는 Nimonic 80A제 배기 밸브의 스템(stem) 부분을 가공하여 모재로 사용하였고, PTA공정으로 각각의 용가재를 오버레이하여 제작 하고 각 열처리 방법에 따라 열처리를 실시하였다. 상대 마모재는 내연기관의 밸브시트(valve seat) 재질로 사용되는 Stellite 6를 사용하였다.

디스크의 표면은 표면조도를 동일하게 하기 위하여 선반가공 후 연마지 #2000번 까지 연마 하였으며, 상대 마모재인 핀은 Stellite 6 용접봉을 선반가공 하여 사용하였다. Fig. 3.6는 제작한 시험편의 도면을 나타내었다.

마모시험은 상온에서 실시하였으며 회전수는 50rpm, 적용하중은 200N으로 하여 총 마모시간을 24시간으로 하였다.

마모량은 시험전과 시험후 디스크와 핀을 초음파 세척한 다음 무게를 측정하여 계산하였으며, 마찰계수는 로드셀을 이용한 PD-102 마모시험기의 자체 시스템을 이용하여 산출하였다.



Fig. 3.5 Friction and Wear test equipment(R&B PD-102)

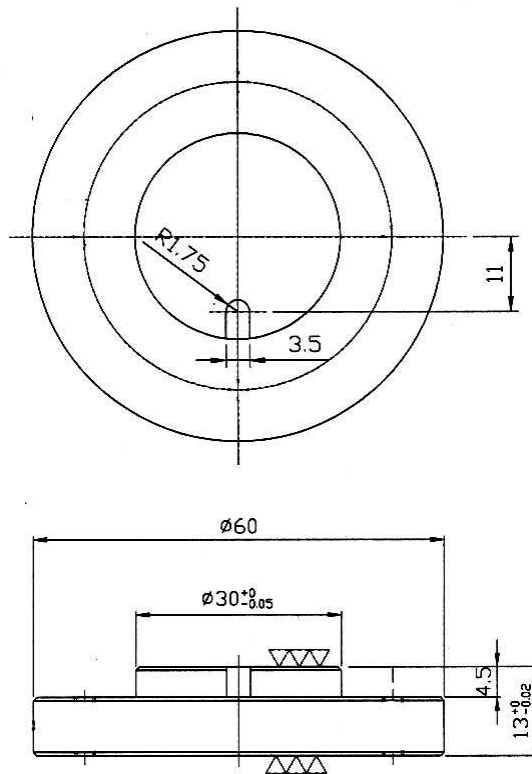


Fig. 3.6 The shape of wear test specimen

3.2.3 오버레이층의 조직검사

미세조직 검사는 각각의 시편을 채취하여 마운팅 하였으며, 연마천(3 μm) 까지 연마 한 후 , 에칭(eachant : $\text{CuSO}_4 + \text{HCl} + \text{ethyl alcohol}$: 약30초)하였다. 제작된 시험편 전체 단면에 걸쳐 광학현미경으로 관찰 하여 결함유무를 확인하였으며 디지털 카메라로 촬영 하였다.

또한 SEM/EDX를 통하여 조직관찰 및 분석을 실시하였다.

3.2.4 경도측정

오버레이층의 경도측정은 마이크로비커스 경도기를 사용하였으며 하중 은 200g 으로 하여 모재에서부터 열영향부, 계면, 용착금속 순으로 각10 회 측정 하여 그 평균값을 계산하여 구하였다.

3.2.5 오버레이층의 에로전(erosion) 시험

오버레이를 실시하는 가장 주된 요인은 모재 표면에 새로운 기능성 부여와 마모 또는 침식, 부식 등이 복합적으로 작용하여 손상된 표면의 원래 상태로의 보수재생이며 복합적인 목적으로 시행되기도 한다.

재료를 손상 시키는 주요 인자 중 하나인 에로전은 반복되는 입자 충돌에 의해 발생하는 재료의 이탈과 관계되는 표면현상으로 요약 할 수 있다.

에로전 특성에 미치는 인자는 침식입자의 속도, 입자의 모양과 크기, 입자의 내재적 특성, 충돌각도, 유체의 성질, 재료의 성질 등에 따라 에로전 특성이 달라진다. 재료의 성질로는 표면 응력상태, 표면조도, 경도, 밀도, 파괴인성 등이며, 또한 부가적인 요소로는 사용분위기와 사용온도 등의 복합적인 요소들에 의해 에로전 특성은 좌우된다.⁴⁶⁾

본 연구에서는 오버레이층의 에로전 특성을 시험하기 위하여 캐비테이션(cavitation) 장치를 이용하여 시험 하였다.

캐비테이션 에로전 현상은 유체의 속도가 증가하면서 유체 중의 물체표면에 기포가 발생, 이때 발생된 기포에는 물방울의 충격현상에 의해 압력이 생기며, 이때의 순간적인 물분자의 충격압력에 의해 기계적인 침식과 화학적인 부식을 동반하게 되는 현상을 말한다. 시험법은 ASTM-G32를 개량한 시험법을 사용 하였다.⁴⁷⁾

시험법은 진동자의 선단에 볼트형의 SUS316재의 보상시험편을 삽입하고 시험시 마다 교체하도록 하였다. 시험편은 디스크로부터 0.5mm 떨어진 위치에 고정하여 자연해수를 채워 시험편이 해수면 아래 10mm 지점에 잠기도록 배치하였으며, 진동자의 진동수는 20kHz, 진폭은 50 μ m로 하였으며 각 시험편에 대해 48시간씩 시험하여 그 무게감량을 조사 하였다. Fig 3.6에 캐비테이션 에로전 시험법을 개략적으로 도시하였다.

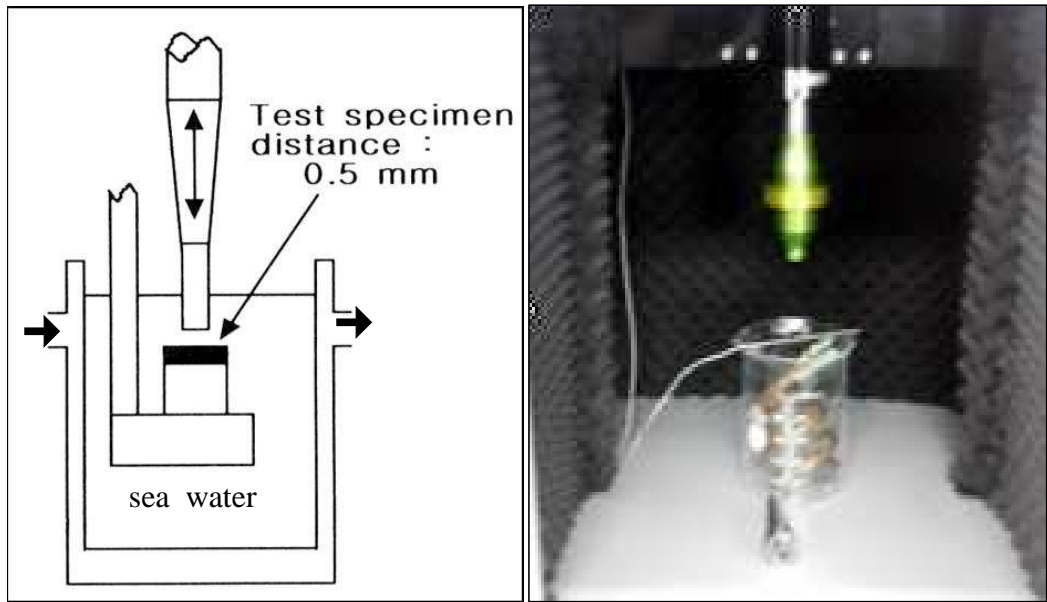


Fig. 3.7 Schematic diagram of cavitation-erosion test

4. 결과 및 고찰

4.1 용가재별 오버레이층의 고온(400℃) 및 상온 마찰 마모 특성

본 실험에서는 pin on disk 방식으로 시험을 하였으며, 엔진 내부의 환경을 고려하여 400℃ 및 상온 마찰 마모 특성을 비교하였다.

Fig. 4.1~Fig. 4.3에 시험 후 각 시편별 무게 감량을 나타내었다. Fig. 4.3에서 보이는 것과 같이 고온 마찰 마모 시험 후의 시편 무게 감량이 확연히 상온 시험에 비해 확연히 줄어든 것을 확인 할 수 있다. 특히 Inconel의 경우 상온에 비해 고온에서 50%가량 마모량의 감소를 보였다. Stellite 6의 경우 상온에 비해 고온 시험에서 마모량의 극소량 증가를 보였다.

Fig. 4.4~Fig. 4.6에는 각 시편별 마찰계수를 나타내었다. Stellite 6의 경우 초기 피크값이 거의 나타나지 않았고, 또한 크게 다르지 않게 나타났으며 일정한 마찰계수 거동을 보이고 있다. 하지만 Inconel의 경우 모든 시편에서 초기피크가 나타났으며 특히 Inconel 625의 경우 주기적으로 다소 상승하는 피크가 나타났는데, 이 피크들은 오버레이부를 형성하는 입자와 입자간의 결합력이 높아서 응착마모를 일으키는 것으로 사료된다. Stellite 6의 경우에는 초기 응착이 일어나지 않거나 일어난다고 하여도 입자사이에서 쉽게 탈락되어 마찰 저항이 작아지기 때문에 이러한 주기적인 상승 피크가 나타나지 않는 것으로 사료된다.

고온 및 상온 마모 시험 후 마모 궤도를 실체현미경으로 200배 촬영하여 분석하였으며 Fig. 4.7에 나타내었다. 마모량이 큰 시편은 그림에서 보여진 것처럼 응착이 크게 일어난 것을 볼 수 있다.

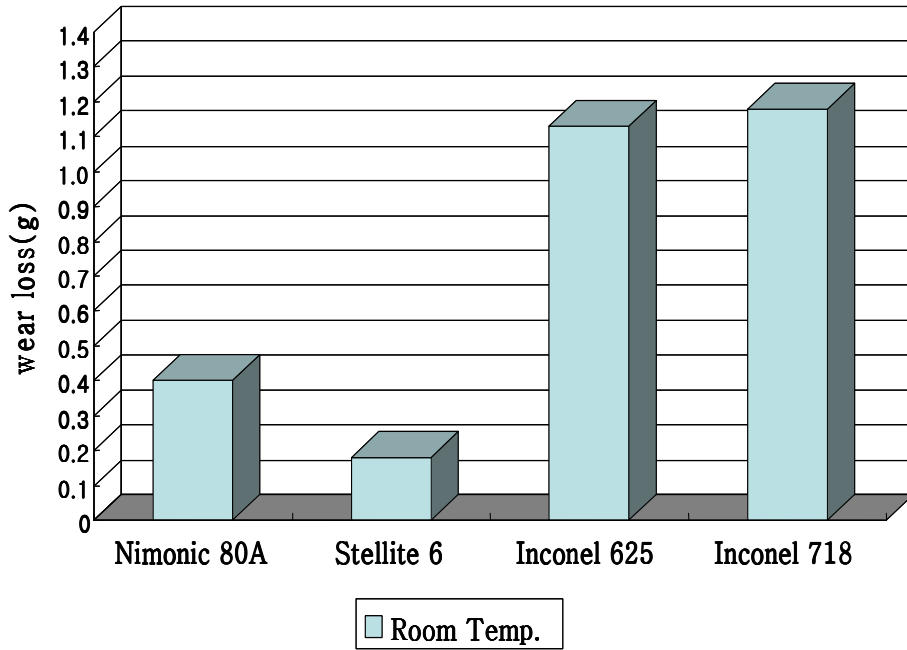


Fig. 4.1 Result of room temperature wear weight loss

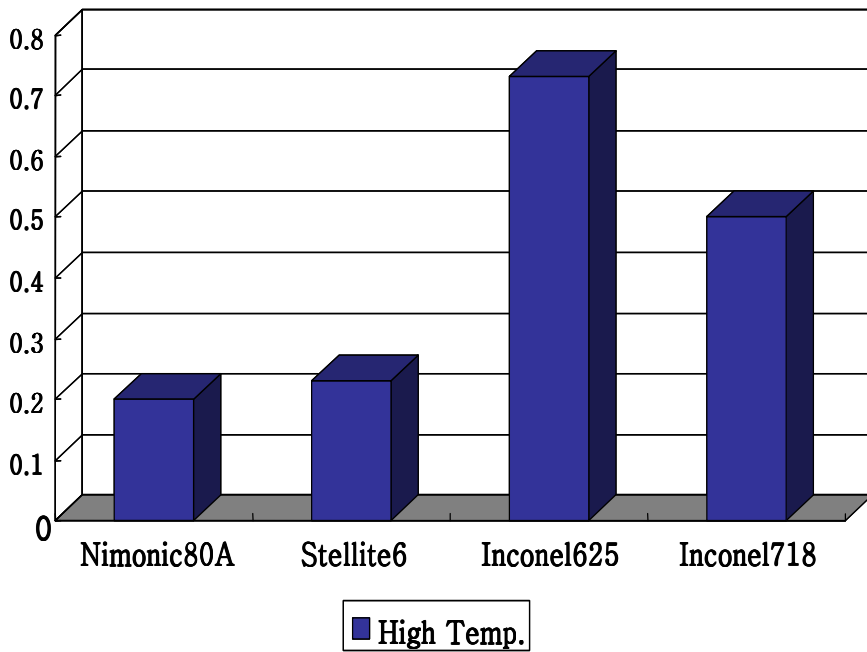


Fig. 4.2 Result of high temperature(400°C) wear weight loss

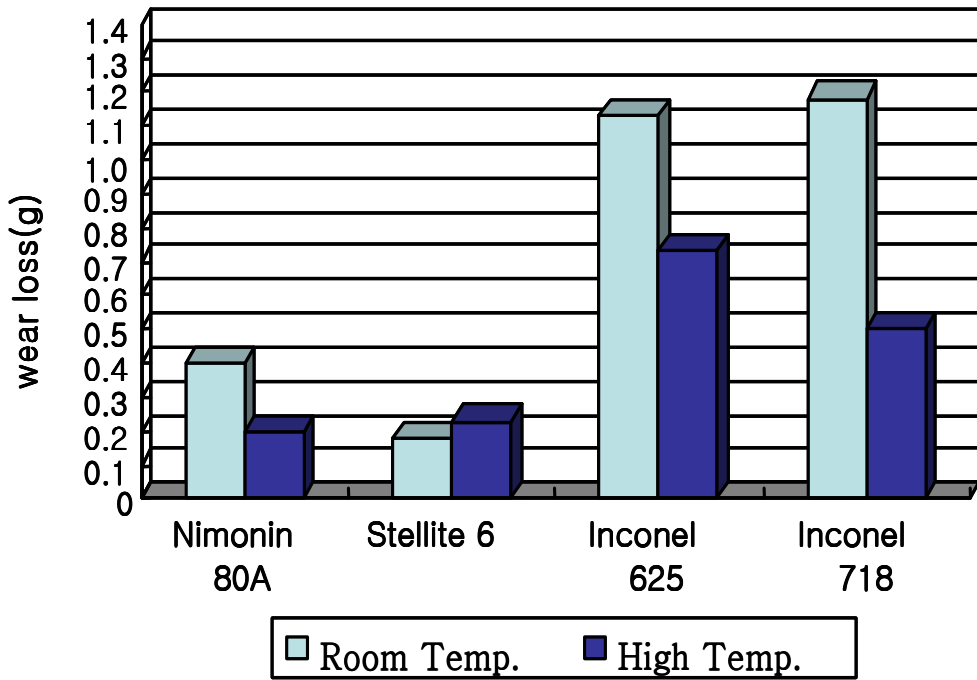


Fig 4.3 The comparison of wear weight loss between room and high temperature

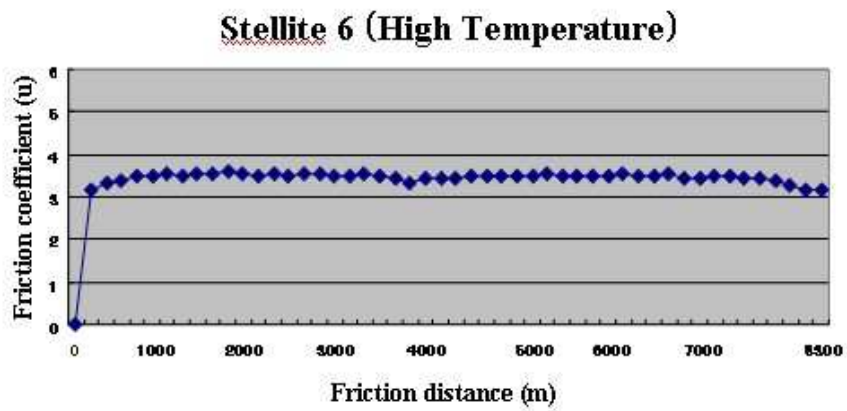


Fig. 4.4 Relation between friction distance and friction coefficient on overlay layer

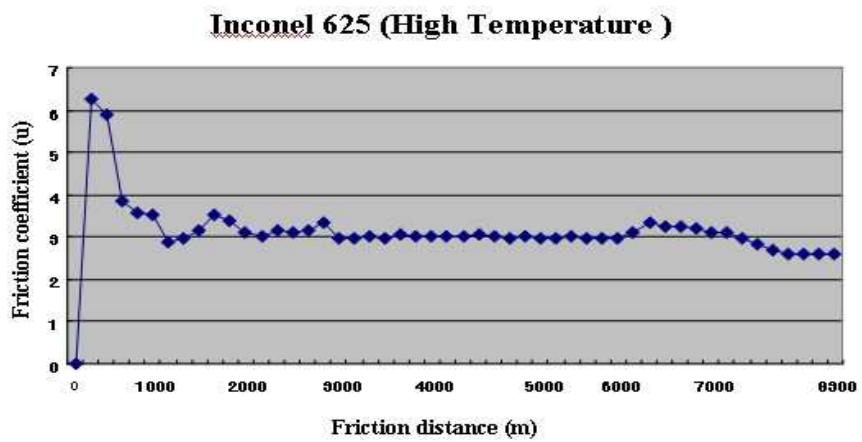


Fig. 4.5 Relation between friction distance and friction coefficient on overlay layer

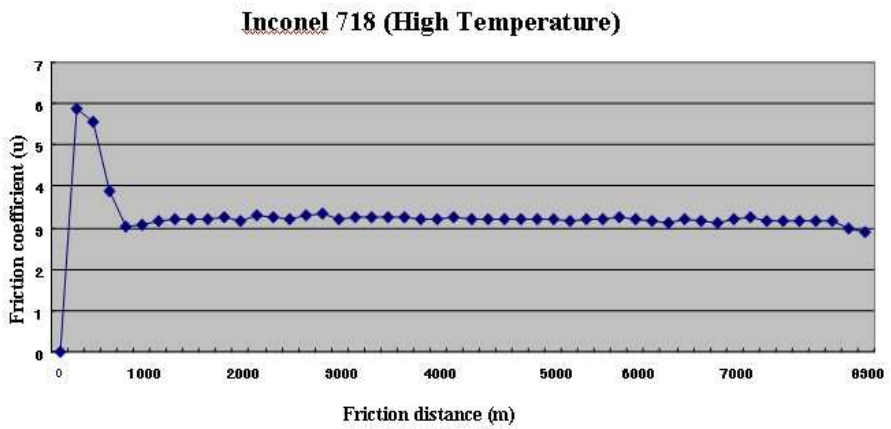


Fig. 4.6 Relation between friction distance and friction coefficient on overlay layer

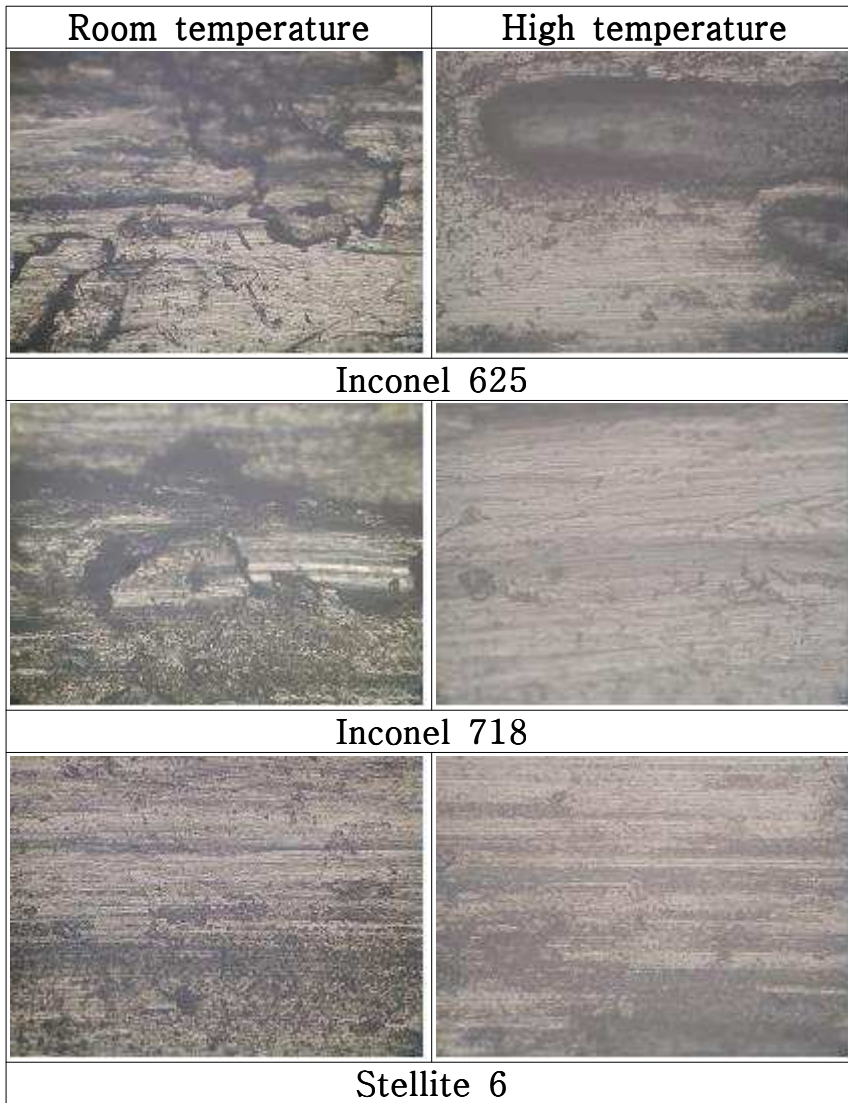


Fig. 4.7 Photograph of worn surface in specimens by friction($\times 200$)

4.2 PTA공정후 열처리 방법에 따른 각 오버레이층의 조직특성

4.2.1 용접 열영향부의 조직특성

PTA공정을 사용하여 Nimonic 80A제 선박 주기관 배기밸브에 Stellite 6, Inconel 625, Inconel 718을 용가재로 사용하여 오버레이를 하여 채취한 각각의 시편에 상온 및 고온 마찰 마모 시험을 실시한 후 용접부를 관찰한 결과 전 시편 열영향부에서 소수의 균열을 발견 하였다. 균열이 발견된 시편의 조직사진을 용가재별로 Fig. 4.8과 Fig. 4.9에 나타내었다.

이와 같은 균열은 고온균열의 일종으로 액화균열 (liquation crack)이다. 액화균열이란 용접 고온균열의 일종으로 크게는 편석균열에 포함되며, 주로 용접 열영향부에서 발생된다. 용접시 열영향부는 먼저 용접금속의 열팽창에 의해 압축응력을 받지만, 아크가 통과한 후에는 온도의 저하와 함께 인장응력을 받게 된다. 이 때 결정립계에 저융점의 성분 또는 화합물이 용융하여 필름상으로 존재하면 액화균열이 발생하기 쉽다.⁴⁸⁾

또한 액화균열의 기점이 되는 입계의 액화 현상은 결정립계에 편석이나 저융점 석출물이 있는 경우에 일어나는 것은 당연하지만 이 이외에 입계 석출물이 고 융점이라도 합금에 따라서는 조성적 액화(constitutional liquation)현상에 의해 고상선 온도 이하의 저온도에서 액화할 수 있다.⁴⁹⁾

Nimonic 80A와 같은 Ni基 초합금의 액화균열은 결정립계에 편석된 특정원소들 (Nb, Mo, Ti, Al등)에 의한 저융점상 (γ /NbC, γ /Laves) 형성이 주된 원인으로 알려져 있다.^{50)~52)} 또한 서론에서 설명하였듯이 P, S, B, Zr, Pb, Bi, As, Se, Cu, Si 등의 저 융점금속원소의 과다 존재에 관련이 있고, 특히 Si원소의 1%이상 함유시에 영향을 주는 것으로 알려져 있다. Fig 4.10에 Ni基 초합금에서의 액화균열의 기구를 나타내었다.

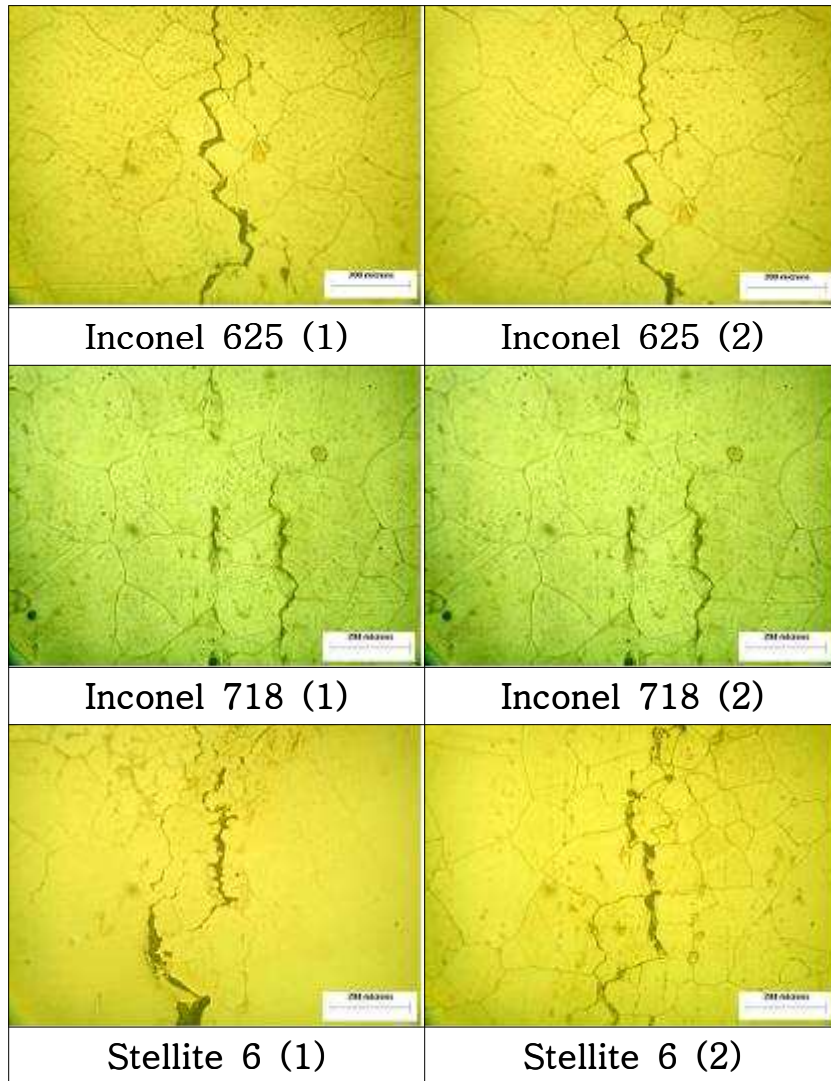


Fig 4.8 Microstructure of liquation crack ($\times 200$)

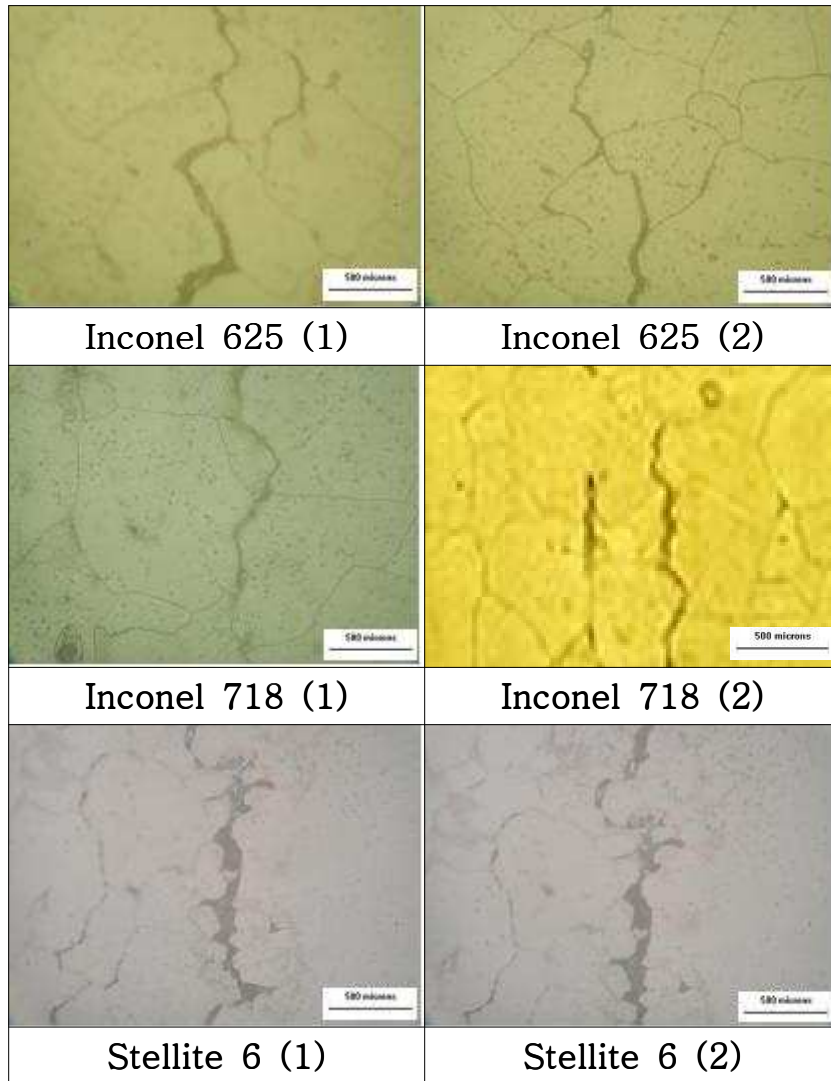


Fig 4.9 Microstructure of liquation crack ($\times 500$)

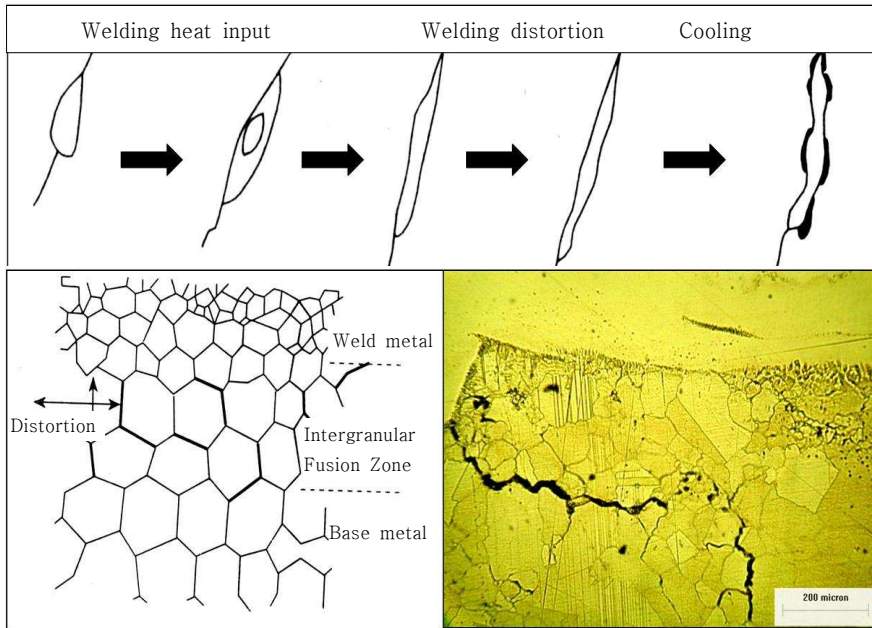


Fig. 4.10 Mechanism of liquation crack⁵³⁾

액화균열은 모재의 저융점 원소의 집중에 의한 문제로 판단되며 Nimonic 80A 모재를 PTA공정 전에 열처리를 통하여 저융점 원소를 확산시켜 균열발생을 방지할 수 있을 것이라 사료된다.⁵⁴⁾ 따라서 모재인 Nimonic 80A의 전열처리 조건인 1080℃(4h)AC를 적용하였다. 하지만 여전히 존재하는 균열에 확산시간을 5시간으로 늘여 열처리를 실시한 후 PTA공정을 거친 조직을 관찰하였다.

Fig. 4.11~Fig. 4.12에서 확인할 수 있듯이 전체적으로 균열은 전혀 찾아볼 수 없었으며 건전한 HAZ의 조직을 확인할 수 있었다.

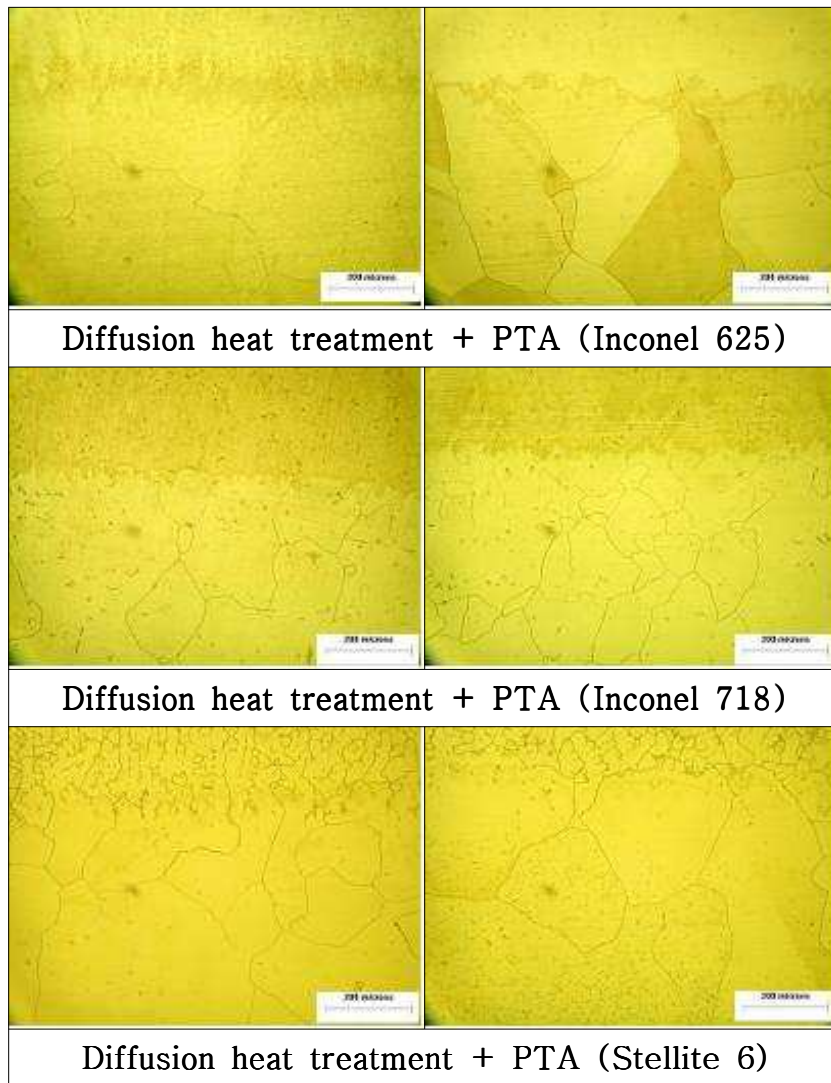


Fig. 4.11 Microstructure of diffusion heat treatment specimen ($\times 200$)

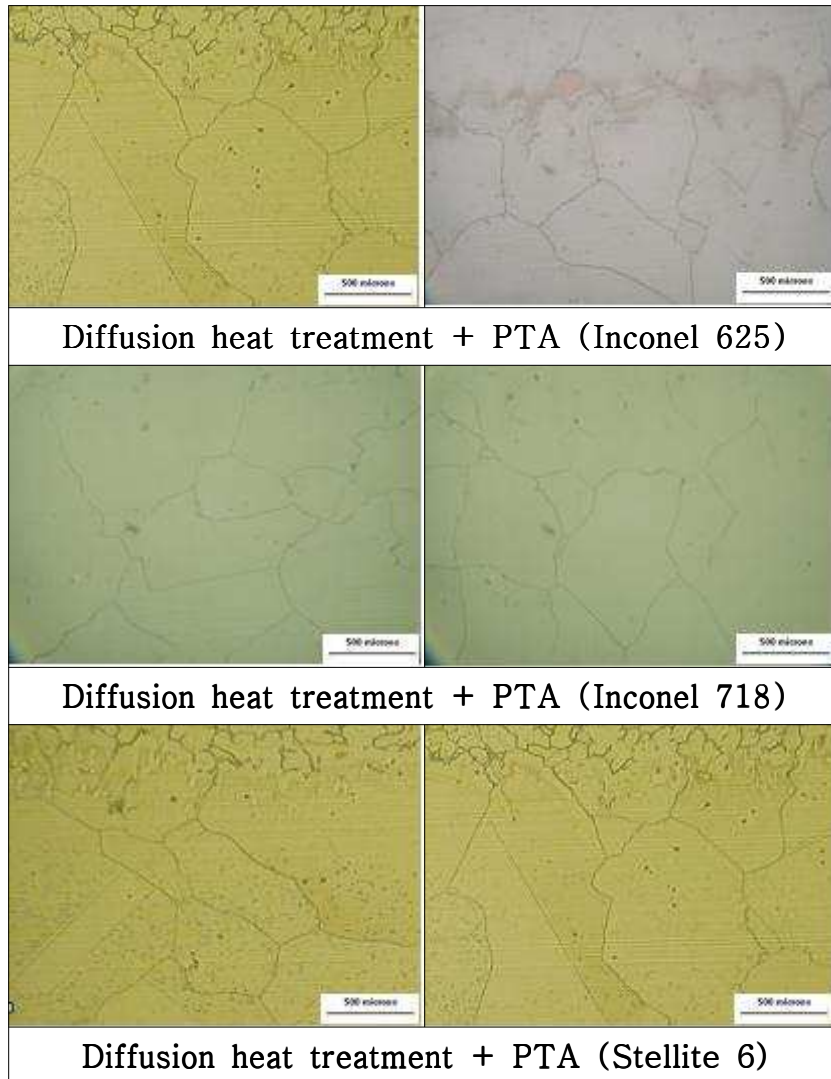


Fig. 4.12 Microstructure of diffusion heat treatment specimen ($\times 500$)

4.2.2 오버레이층의 조직특성

상온 및 고온(400℃) 마찰 마모시험 후 오버레이층의 조직을 비교 분석하였다. Fig 4.13에 나타낸 것처럼 Stellite 6의 경우 상온 및 고온 시험 후의 조직은 비슷했으나 Inconel 625의 경우 고온 시험 후의 조직이 다소 치밀해 진 것을 확인할 수 있다. 또한 Inconel 718의 경우 상온 시험 후 조직에 비해 고온 시험 후의 조직이 더욱더 치밀해진 것을 확인할 수 있다. 이것은 Inconel의 성질 중 시효에 따른 석출강화에 기인한 것으로 사료된다. Fig 4.14~Fig 4.16은 상온 및 고온 마찰시험 후 시험편 표면에 대한 EDX분석 결과이다. 고온 마찰 시험 후 성분상의 약간의 변화가 관찰 되고 있으나 이것은 고온 마찰에서 시험재와 상대 마찰재료 사이에서 마찰시험 중 합금화가 시험편 표면에서 일어났기 때문인 것으로 사료된다.

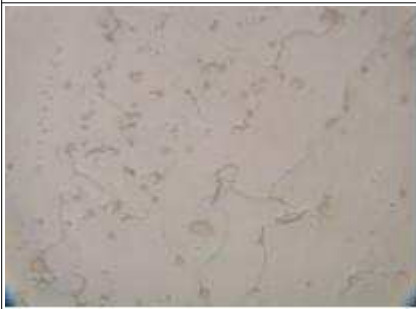
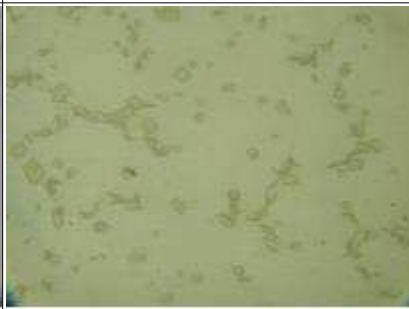
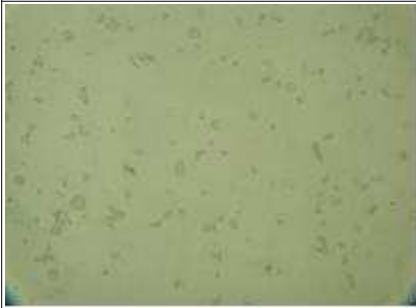

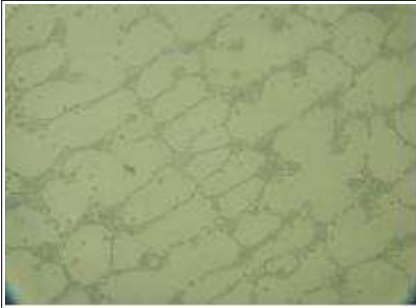
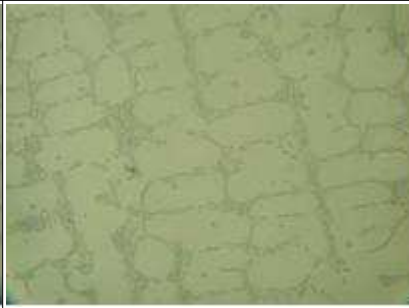
Room temperature (Weld metal)	Hight temperature(400℃) (weld metal)
	
Inconel625	Inconel625
	
Inconel718	Inconel718
	
Stellite 6	stellite 6

Fig. 4.13 Microstructure of room and high temperature weld metal

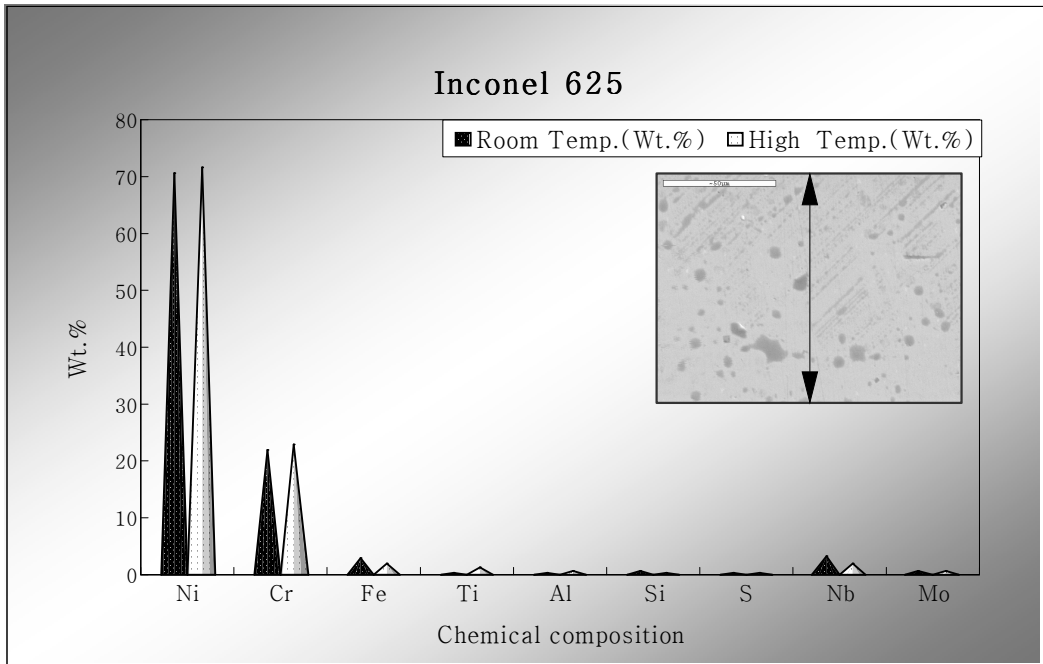


Fig. 4.14 EDX analysis result of Inconel 625

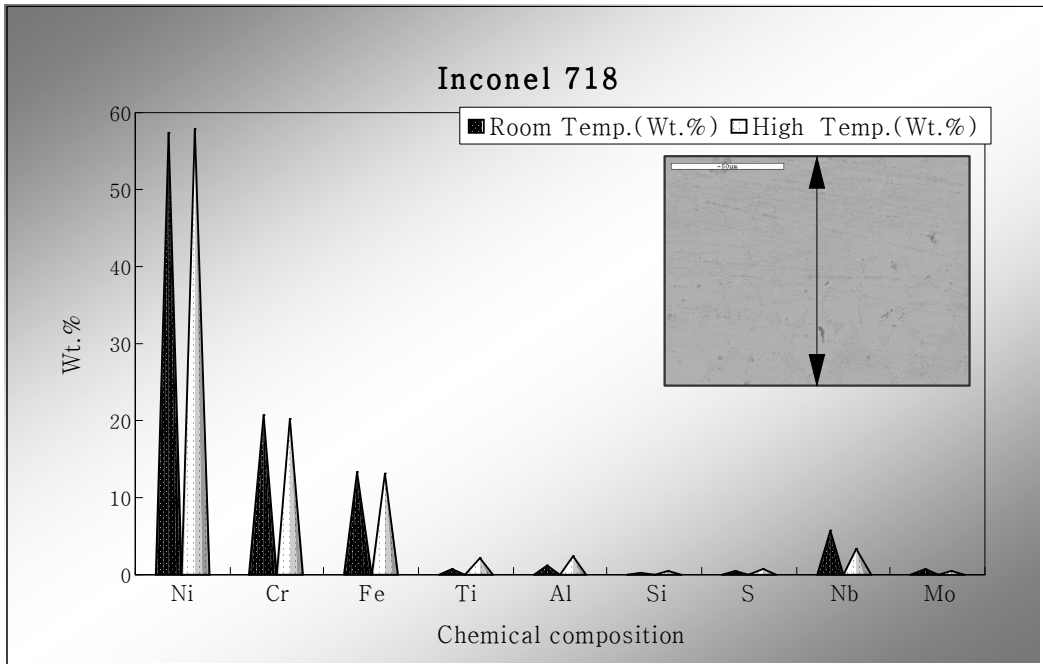


Fig. 4.15 EDX analysis result of Inconel 718

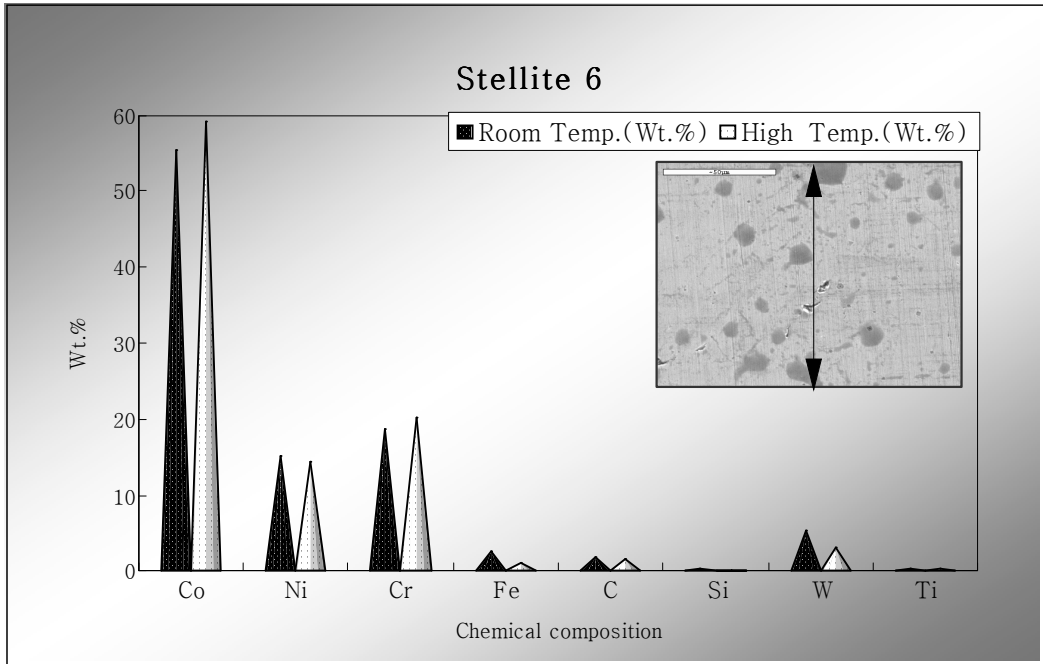


Fig. 4.16 EDX analysis result of Stellite 6

4.3 온도에 따른 용가재별 오버레이층의 경도 특성

경도시험의 결과는 Fig. 4.17~Fig. 4.18에 나타내었다. 상온 마찰 마모 시험 후의 경도와 고온 마찰 마모시험 후의 경도의 차이가 뚜렷하게 나타났다. 용가재의 종류에 따른 경도의 변화 또한 확인할 수 있다. Stellite 6의 경우 고온 시편에서 오버레이층의 경도가 현저히 떨어지는 것을 볼 수 있다. 그리고 Inconel 625 및 Inconel 718의 경우 또한 고온 시편의 경도가 낮게 나온 것을 확인할 수 있다.

용가재인 Stellite 6 및 Inconel 625와 Inconel 718의 경도차이는 강화 석출물과 탄화물의 형성에 따라 경도의 변화가 나타났으며, EDX분석에서 나타낸 바와 같이 Inconel 625, Inconel 718의 경우에는 Nb의 함량에 따라 금속간 화합물의 형성의 차이와 함께 경도의 차이를 나타내고 있다.

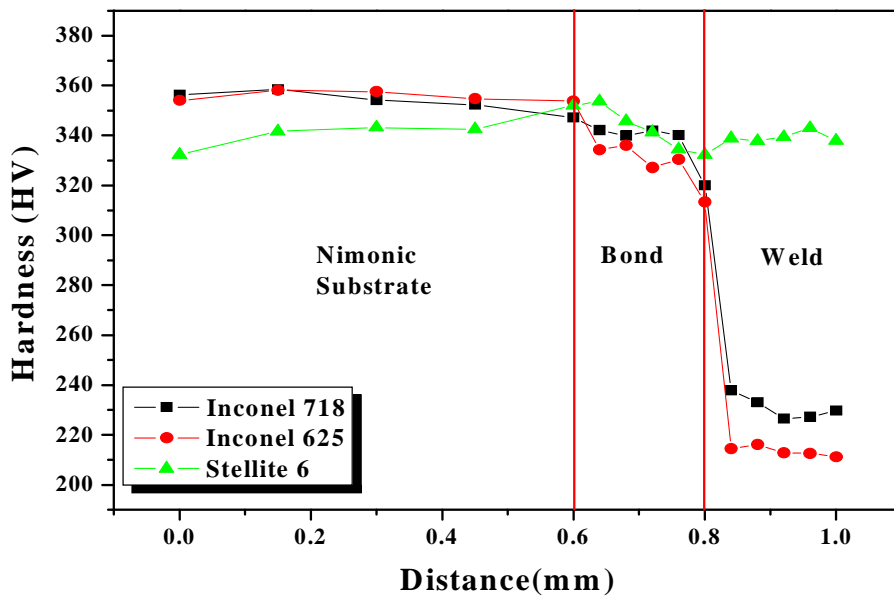


Fig. 4.17 Hardness change at the overlaid section

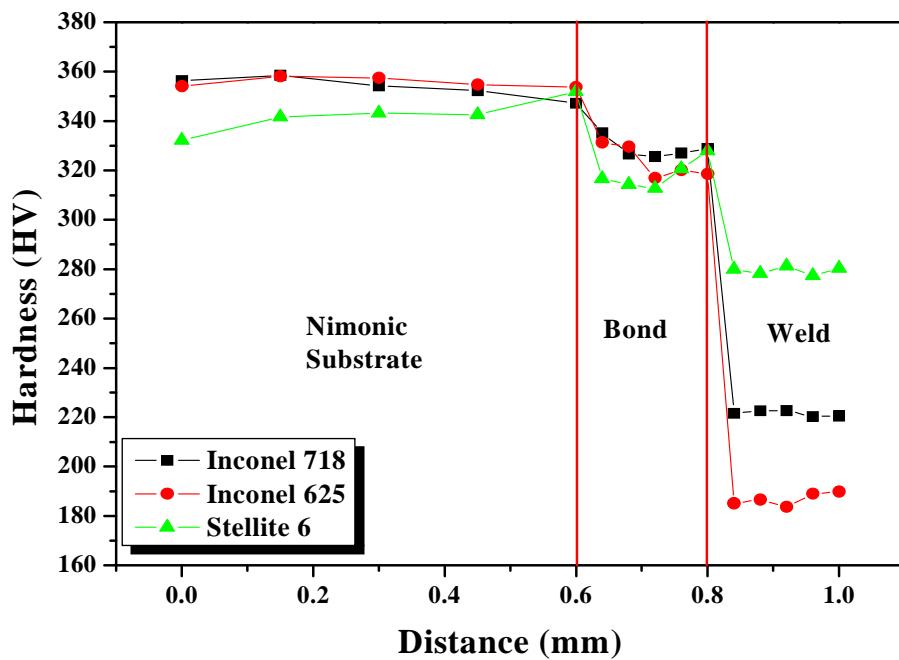


Fig. 4.18 Hardness change after high temperature exposure at 400°C, 24hr

4.4 상온 및 고온 마찰 마모시험 후의 각 용가재별 오버레이층의 에로전 특성

Fig. 4.19는 캐비테이션 에로전 시험 결과를 나타낸 것이다. 시편별 에로전 특성은 Co基 합금인 Stellite 6의 경우에 Ni基 초합금인 Inconel 625, Inconel 718과 Nimonic 80A보다 큰 에로전을 보이는 것을 알 수 있다. Ni基 초합금의 경우에는 에로전 현상이 거의 동일하였고 Inconel 718의 경우 가장 낮은 에로전 특성을 보였다. 캐비테이션 에로전 현상은 피로균열의 발생과 입계면에 따르는 전과거동에 의해 발생하는 현상으로 보고 되고 있다.²⁹⁾ 그러므로 오버레이층의 표면에 피로균열의 발생 장소인 미세한 응력집중부가 많을수록 캐비테이션 에로전이 많이 발생한다고 사료된다.

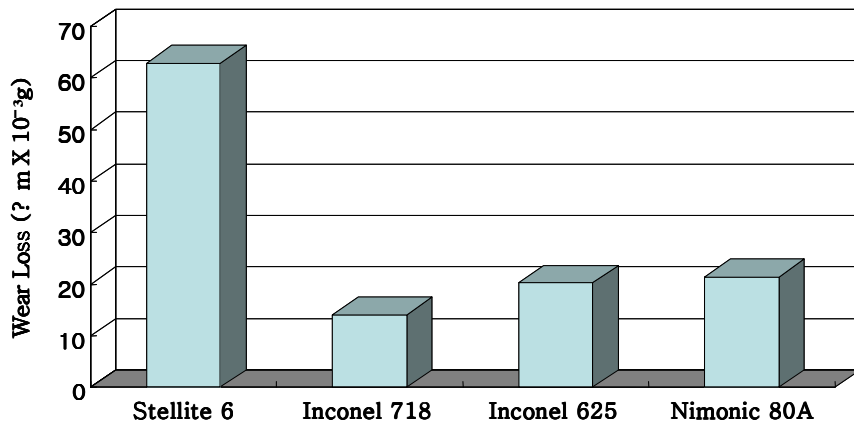


Fig. 4.19 Result of the Cavitation-erosion test

5. 결 론

본 연구에서는 Ni基 초합금인 Nimonic 80A를 모재로 사용하여 새롭게 적용되고 있는 PTA공정을 적용하면서 모재의 용접 전 확산열처리의 유무에 따른 미세조직특성을 비교 분석하였으며, Inconel 625, Inconel 718, Stellite 6 용가재를 이용한 오버레이 후 고온 마모시험과 에로전 시험을 통하여 그 특성을 검토하였다.

본 연구를 통하여 얻은 주요 결과들은 다음과 같다.

1. PTA를 이용한 Overlay 용접 후, 각 용가재의 용접부 단면을 금속현미경 관찰을 실시한 결과 HAZ부에서 저용점 석출물에 의한 균열이 발견되었다. 저용점 석출물인 Si의 확산을 위해 용접 전 확산열처리(1080℃, 5h/AC)와 확산 시간 제어를 통하여 저용점 금속의 집중분포를 억제하여 균열을 방지할 수 있었다.
2. 용접부 밸브시트 재질인 Stellite 6를 상대 마모재로 하여 상온 및 고온(400℃) 마찰 마모시험의 결과 상온에 비해 고온마모량이 적은 것으로 나타났고 Stellite 6의 경우 고온 마모량이 다소 증가한 것으로 나타났다. 특히 Inconel 625와 Inconel 718의 경우, 상온 마모량에 비해 고온 마모량이 50%가량 감소한 것으로 나타났는데 이는 Inconel의 성질 중 시효에 따른 석출강화에 기인한 것으로 사료된다.
3. 고온 시편과 상온 시편의 경도분포의 변화를 비교한 결과 전 시편에 걸쳐 고온 시편이 상온 시편에 비해 낮은 경도값을 나타내었다. Inconel 625, Inconel 718의 경도 차이에서는 Nb의 함량에 따라 금속간화합물의 석출거동이 많고 적음에 따라, 그리고 상변화의 양이 경도변화에 기인한

것으로 사료된다. 또한 Co基 합금재인 Stellite 6의 경우에도 고온 마찰 마모 시험에 의한 공정탄화물의 생성양에 따라서 경도의 변화가 나타난 것으로 사료된다.

4. 캐비테이션 에로전 시험의 결과는 Stellite 6의 경우 가장 큰 에로전 특성을 보였고 Nimonic 80A, Inconel625, Inconel 718 순으로 점차 낮은 에로전 특성을 보였다.

본 연구에서는 PTA공정 전 모재의 확산 열처리를 통해 균열이 없는 우수한 HAZ부를 얻을 수 있었다. 그러나 각 용가재별로 용접하고 고온 및 상온 마찰 마모시험을 통한 각기 다른 결과를 얻을 수 있었다. Co基 합금인 Stellite 6는 상온 및 고온 마찰 마모 시험에서 3가지의 용가재중 가장 우수한 내마모성을 나타내지만 캐비테이션 에로전 시험에서는 다소 우수성이 떨어지는 결과를 보였다. Nimonic과 같은 Ni基의 Inconel 625, Inconel 718은 Stellite 6에 비해 상온 및 고온 마찰 마모 시험에서 내마모성이 다소 떨어지지만 Inconel 625와 Inconel 718의 경우 상온 마찰 마모 시험에 비해 고온 마찰마모 시험에서 우수한 특성을 보였다. 또한 캐비테이션 에로전 특성에서도 Stellite 6에 비해 탁월한 특성을 보였다.

참고 문헌

1. 황순영 외 : 국내용사/오버레이 용접기술의 현황과 전망, 대한용접학회지, Vol. 20, No. 4 (2002) p. 72~73
2. 대한용접학회 : 용접접합편람 (1998) p. 717
3. 김영섭 : Plasma Transferred Arc(PTA) Surfacing Process, 대한용접학회지, Vol. 14, No. 2 (1996) p.28
4. W. betteridge et al., : The Nimonic Alloys 2nd Edition, N.Y. : Edward Arnold Co., (1974) p.52
5. G.W. Meetham, : The Development of Gas Turbine Materials, London : Applied Science Publishers, (1981) p.296
6. W. betteridge et al., : The Nimonic Alloys and Other Nickel-base High Temperature Alloys : Edward Arnold Co., (1974) p.73
7. 藤田利夫外 : Ni基超合金における合金元素の役割日本金屬學會誌, 第16巻, 第4號, (1977), p.231~239
8. SPECIAL METALS : Nimonic[®] alloy 80A : (2004)
9. SPECIAL METALS : Nimonic[®] alloy 80A : (2004)
10. Pelloux R. M. N. et al ., Trans AIME, 218, (1960), p.232
11. Douglass D. L., "Fundamentals of the Reactions Between Metals and Their Environment at High Temperature ", SAMPE, 16th National Symposium, Anaheim, California, (1971)
12. Gibbons T.B. and Hopkins BE., Met. Sci. Jnl. 5, (1971), p.233
13. W. Betteridge et al., The Nimonic Alloys. 2nd Edition,(N.Y. : Edward Arnold Co., 1974), p.373
14. R. Thamburaj et al., "Post Weld Heat Treatment Cracking in Superalloys", Int. Met. Review, 28, 1, (1983), p.1-22

15. 井川搏, 「現代溶接技術大系」(東京:産業出版,1980),第14卷, p.174
16. R. M. Manning, "The Importance of Preheat/Post Heat in Repair Welding", Weld Journal, 62, 5, (1983), p.27-34
17. 井川搏外, 「現代溶接技術大系」(東京:産業出版,1980),第14卷, p.152
18. C. T. Sims et al., The Superalloy, (N.Y.: John Wiley & Sons, Inc., 1972), p.526
19. W. Betteridge et al., The Nimonic Alloys. 2nd Edition,(N.Y.: Edward Arnold Co., 1974), p.372-376
20. H. L. Eiselstein, ASTM STP 369 (1965), p.65
21. J.F. Barker, D.D. Krueger and D.R. Chang: Thermomechanical Processing of Inconel 718 and Its Effect on Properties in "Advanced High-temperature Alloys", ed. by S.M. Allen et. al. ASM(1985), p.125
22. J.F. Barker, Superalloy 718-Metallurgy and Application, TMS, Warrendale, Pennsylvania(Proceedings Form International Symposium on Alloy 718, Pittsuburgh, Pennsylvania), (1989), p.269
23. W.L. Kimmerle, M.T. Miglin and J.L. Nelson, in Reference No.3, p.417
24. L.A. James, in Reference No.3, p.499
25. T.A. Roach, in Reference No.3, p.381
26. J. Kolts, in Reference No.3, p.329
27. O.A. Onyewueny, in Reference No.3, p.345
28. S. Widge, W.P. Rehrer and J.F. Radavich, in Reference No.3, p.363

29. W.J. Mills, in Reference No.3, p.517
30. H.J. Wagner and A.M. Hall, "Physical Metallurgy of Alloy 718" Defence Metal Information Center Report 217, Battelle Memorial Institute, Columbia, June 1 (1965)
31. W.J. Mills, Effect of Heat Treated on the Tensile and Fracture Toughness Behavior of Alloy 718 Weldment (1984)
32. E.A. Loria, J. of Metals, July (1988), p.36
33. E.R. Baek, J.Y. Jung and S.H. Ahn, "Trend of Weld Surfacing Technology", Journal of KWS, vol. 15, no. 5,(1997) p.11~20
34. 대한용접학회편, 용접·접합편람, 명현문화사,(1998) p.717 ~ 742
35. 日本溶接學會編, 溶接·接合便覽, 第4章 肉盛溶接, 丸善, (1990) p.693~716
36. ASM International, ASM Handbook, vol. 18, (1992) p.758 ~ 771
37. 백신영·나은영, "Nimonic 80A 초내열합금의 경도와 전기화학적 부식에 미치는 시효열처리의 효과", 한국박용기관학회지, vol. 22, no.5, (1998) p.84~93
38. ASM International, ASM Handbook, vol. 4, (1991) p.793 ~ 814
39. ASM International, ASM Handbook, vol. 6, (1993) p.572 ~ 574
40. W. betteridge et al., : The Nimonic Alloys 2nd Edition, N.Y. : Edward Arnold Co., (1974) p.383
41. 대한용접학회 : 용접접합용어사전 (2001) p. 314
42. 김영섭 : Plasma Transferred Arc(PTA) Surfacing Process, 대한용접학회지, Vol. 14, No. 2 (1996) p.28~30
43. K. Holmberg and A. Mettews : Coating Tribology, Elsevier Pulication (1994)
44. Ernest Rabinowicz : Friction and Wear of Materials, A Wiley Interscience Publication(1995)

45. Peter J. : Friction and Wear Transition of Materials, Noyes Publication(1989).
46. 김현근 : 폭팔용사 의한 내어로전성 서멧 피막 코팅에 관한 연구 (2000) p.26
47. 대한용접학회 : 용접접합편람 (1998) p.218
48. 대한용접학회 : 용접접합편람 (1998) p. 207
49. Ruzak, P.P. et. al. Japan Welding Journal, 35, 9s-17s (1956)
50. W. betteridge et al., : The Nimonic Alloys and Other Nickel-base High Temperature Alloys : Edward Arnold Co., (1974) p.387
51. Baohui Tian et al., : Local Microstructure and Its Influence on Precipitation Behavior in Hot Deformed Nimonic 80A, Acta Materialia 51 (2003) p.4150
52. 김희봉, 이창희 : Ni계 초내열합금의 응고균열, 대한용접학회지, No. 17, Vol.5 (1999) p.20~28
53. V.M. Desai, C.M.Rao and T.H.Kosel, "Effect of Carbide size on the Abrasion of Co-base Powder Metallurgy Alloys", Wear, vol. 94 (1984) p.89~101
54. 강명신 : PTA 공법에 의한 Nimonic 80A 초합금재 Overlay층의 열처리에 따른 마찰 마모 특성에 관한 연구 (2005) p.44