

〈기술자료〉

가스터빈 부품의 확산피복 기술(I)

남 기 석

한국기계연구원 재료기술연구소 표면연구부

Diffusion Coating Technology of Gas Turbine Components(I)

K. S. Nam

Department of Surface Engineering, KIMM, changwon 641-010, Korea

1. 머리말

가스터빈의 발전은 기계요소기술에 기인한 점이 많지만 특유의 가혹한 열부하와 응력에 견딜 수 있는 각종 초내열합금과 고온, 고효율화를 가능케 한 재료 기술의 발전도 중요한 역할을 하였다. 예를 들면, 고온의 연소가스에 직접 노출되어 고속으로 회전하는 터빈블레이드의 경우 크리프강도, 열피로강도 및 내열충격성 등의 고온에서의 기계적 성질은 물론 연소가스에 의한 고온 산화와 부식에 대한 저항특성이 우수한 재료가 요구됨으로써 이에 대응한 수 많은 Ni 및 Co 기 초내열합금과 고온내식 코팅기술이 개발되어 사용되고 있다.

고온내식 피복기술은 터빈 입구의 온도상승 및 사용연료의 종류와 밀접한 관계가 있다. 터빈입구의 온도상승은 터빈효율을 향상시키기 위한 직접적인 수단이기 때문에 가스터빈의 개발은 보다 높은 온도의 가스의 이용과 이것을 가능케하는 재료의 개발과 냉각구조 설계기술에 의해 이루어지고 있다.

'50~'60년대 전반의 경우 TIT가 낮고, 냉각없이 충분한 기능을 발휘하였던 가스터빈이라도 블레이드 재료가 연료중의 Na, S, V 등의 부식성분에 의해 심하게 부식된다든지 블레이드 표면에 이것들을 주성분으로 하는 연료회가 부착됨에 의해 터빈 효율이 낮아지는 것이 문제가 되었다. 좋은 연료를 사용하는 것이 이러한 장애를 방지하는 가장 확실한 대책이었으나 다른 동력기관에 비해, 특히 연료비가 운전경비에서 차지하는 비중이 큰 가스터빈에서는 경제적인 이유에서 가능한 저렴한 연료를 사용하고자 하는 요구가 강해졌다. '60년대 후반 냉각 터빈이 본격적으로 쓰임에 따라 터빈입구의 온도는 비약적으로 상승

하였으며, 오늘날에 이르러서는 1500 °C급의 가스터빈 운전이 가능하게 되었다.

터빈입구온도(TIT)가 1000 °C을 초월하는 경우 터빈블레이드의 공기냉각기술의 도입이 필수적이며, 이 경우 연소가스에 의한 온도에 따른 열응력과 원심력에 의한 인장응력이 가해지기 때문에 우수한 크리프 파단강도와 열피로특성이 요구된다. 그러한 요구에 따라 γ 상[Ni₃(Al, Ti, Nb, Ta)]의 석출강화를 이용한 Ni기 초내열합금이 널리 쓰이고 있다. 그러나 Ni기 초내열합금에서는 γ 상의 석출강화를 촉진시키기 위해 Mo, W 등의 고온내식성이 부족한 금속성분을 증가시키는 한편, 석출을 억제하는 Cr량을 낮추어, 강도를 향상시켰으며, 또한 일방향용고, 단결정 등 고온강도가 우수한 Ni기 결정제어합금이 사용되고 있다. 이 결과 고온강도는 높아졌지만 Cr과 밀접한 관계가 있는 고온내식성은 떨어지므로서 내식피복기술이 종래보다 강조되게 되었다.

고온에서 운전하는 가스터빈의 경우 과거에 거의 문제가 되지 않았던 미량의 부식성분, 예를 들면 좋은 연료를 사용해도 연소용과 냉각용으로 많은 양의 공기를 흡입하기 때문에 그 공기중에 함유되어 있는 미량의 해염입자에 의해 심한 부식현상을 가져 온다. 그 동안의 연구 및 운전경험으로부터 터빈블레이드의 수명을 지배하는 인자는 크게 크리프, 외력에 의한 피로, 열피로, 산화, 유화부식 등으로 분류되었지만 고온 유화부식과 열피로가 가장 큰 영향을 미친다.

이에, 피복재료는 장시간에 걸쳐 필수적으로 안정한 상태를 유지하여야 하며, 특히 가스터빈 특유의 운전시작과 부하변동시의 급격한 온도변화시에도 우수한 밀착성을 갖어야 하기 때문에 코팅방법의 선택도 제한을 받는다. 오래전부터 내열 내식용 원소로

Al, Cr, Si 등을 단독, 또는 합금으로 사용하여 초기의 가스터빈 블레이드용의 내식용 피복법으로 큰 성과를 거두었다. 그 피복방법으로는 확산층을 형성하므로써 블레이드 재료와의 밀착력이 뛰어난 확산피복법이 많이 사용되었다. 그러나 가스터빈의 고온화에 따른 부식환경의 격화로 인해 원소가 비교적 한정되는 확산피복법만으로 대처할 수 없게 되므로써 용사법 및 증착법과 MCrAlY로 대표되는 내식합금이 개발되어 매우 우수한 내식성과 밀착성을 갖춘 피복기술이 출현하였다. Pt, Rh 등의 귀금속을 전기도금한 다든지, Ni-Cr, Ni-Cr-Al 합금을 용사한 다음 Al, Cr 등의 고온 내산화 원소를 확산피복하는 등의 방법을 통해 단독피복법의 결점을 보완하는 복합피복법도 쓰이고 있다. 더욱이 MCrAlY에 합금원소로 Pt, Rh, Hf 등의 귀금속을 첨가하는 피복기술이 개발되어 수명을 크게 연장하고 있다.

한편, 용사법 및 증착법에 의한 MCrAlY 피복기술로는 터빈블레이드의 냉각통로 내면의 고온 내산화 피복이 불가능하며, 단순한 형상의 냉각공 내면의 내산화 피복법으로 팩세멘테이션에 의한 알루미늄이드 피복기술이 쓰여왔다. 그러나, 최근 냉각능력을 높이기 위해 여러가지의 복잡한 형태의 냉각통로가 도입되므로써 종래의 팩세멘테이션법으로는 처리가 불가능하여 기상증착법을 이용한 알루미늄이드 피복기술이 활용되고 있다.

제1세대인 알루미늄이드 피복기술은 처리비용이 저렴하고, 피복두께가 균일하며, 품질관리가 용이한 등 여러 장점을 가지고 있어 산업용, 항공용, 해양용 가스터빈 블레이드의 고온내산화 피복의 약 90% 이상의 시장을 점유하고 있다. 또한 MCrAlY층의 고온 내산화성을 향상시키는데 활용됨과 동시에, 냉각공 내면의 필수적인 피복기술로 대두되므로써 그 기술의 중요성이 한층 더 커지고 있다. 여기에서는 초내열합금의 알루미늄이드의 형성 및 산화기구, 피복방법 등에 대해 알아본다.

2. 고온산화 및 부식

가스터빈 엔진은 그 용도에 따라 항공용, 발전용, 선박용으로 나누어 그 사용 환경조건에 따라 겪는 열화조건이 매우 다르다. 주로 항공용은 엔진운전 방

식이 단순하고 고급연료를 사용하기 때문에 주로 고온산화가 열화의 주요인으로 중시된다.

고온산화는 금속이 산화분위기에 노출되면 산소의 흡착, 산화물 핵 생성, 산화물의 지속적 성장 등의 과정을 거치면서 산화물을 형성하게 된다. 즉 산화반응은 metal/oxide 계면에서 생성된 금속이온이 oxide/gas 계면으로 이동하거나, oxide/gas 계면에서 환원된 산소가 metal/oxide 계면으로 이동하여 일어난다. 합금의 경우 첨가된 합금원소의 종류와 양에 따라서 산화반응은 내부산화와 외부산화의 두 가지 형태를 나타낸다. 고온에서 사용되는 합금은 치밀한 보호 산화피막을 형성시켜 외부의 분위기와 기지금속을 격리시킴으로써 내부로의 산화진행을 억제하여 내 고온산화 특성을 향상시킬 수 있다. 이러한 보호 산화피막은 산소와의 친화력이 강한 원소가 먼저 산화되는 선택산화에 의하여 일어나는데 일정농도 이하의 합금원소 함량에서는 선택산화가 일어나지 못하고 내부산화가 일어나는 것으로 알려져 있다.

내부산화는 합금의 기지 금속내부로 산소가 확산에 의해 침투하여 금속의 표피하에 금속산화물을 석출해 내는 반응이다. 내부산화에 의하여 형성된 산화물은 산화속도가 빠르고 기지금속의 노치취성을 유발하므로 매우 좋지 못한 현상이다. 일반적으로 선택산화 이전에 전이산화가 일어나는데 이 때는 모든 합금원소와 가스가 반응하여 산화된다. 내식성의 향상을 위해서는 전이산화 단계를 최소화하는 것이 가장 바람직하며 합금원소의 조성이 큰 영향을 미친다. 선택산화를 이용한 외부산화에 의하여 치밀하고 안정한 산화물이 표면에 연속적으로 생성될 경우는 부식을 유발하는 원소의 내부확산과 모재 금속이온의 외부산화를 억제함으로 고온에서 기지금속의 열화를 감소시키기도 한다. 현재까지 가장 많이 이용되는 고온에서의 보호산화막은 성장속도가 작고 열역학적으로도 안정한 Al_2O_3 , Cr_2O_3 , SiO_2 등이 있다. 이러한 사실을 바탕으로 하여 안정한 산화물을 쉽게 형성하는 Al, Cr, Si를 금속 계의 코팅재로 사용하여 고온 내식성

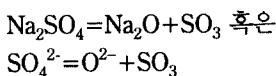
표 1. 가스터빈부품의 표면손상 비교

구분	산화	고온부식	상호확산	열피로
항공용	S	M	S	S
발전용	M	S	M	L
해양용	M	S	L	M

을 향상시키는 코팅방법이 많이 개발되어 왔으며, 팩 세멘테이션을 이용한 확산코팅이 대표적이다.

고온 산화시 표면에 형성된 산화피막은 등온형성시 생성되는 성장응력과 사용온도가 변할 때 금속과 산화물간의 열팽창계수 차이에서 비롯된 열응력을 포함하고 있다. 이러한 응력에 의하여 보호산화막이 분리되면 새로운 피막이 형성되고 이러한 과정이 반복되면 보호산화피막 형성원소는 고갈되고, 전이산화 시간이 길어져 결국에는 보호산화피막을 형성할 수 없게 된다. 외부산화에 의하여 표면에 형성된 보호산화막의 유지가 고온 내식성 향상의 결정적 요소이므로 산화피막내 응력의 해소 및 산화막 박리후의 재생에 관한 고려는 반드시 필요하다. 표 1은 가스터빈 엔진의 사용조건에 따른 터빈부품의 교체 및 보수로 이어지는 열화요인의 정도에 대하여 명기하였다. 대체적으로 고온산화와 고온부식 문제가 모든 사용부위에 공통적으로 관계되며 그중 발전용 및 선박용 추진 엔진에서 보다 더 고온부식 문제가 심각한데 주된 요인은 그 사용 환경이 염(salt)을 포함하는 해상 또는 입해 대기조건에 있고 또한 저급 사용연료에 유황이나 바나듐과 같은 불순물이 포함되었기 때문이다.

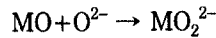
고온부식은 고온의 가스분위기에 노출된 금속의 표면에 형성되는 얇은 용융염피막을 통하여 부식속도가 가속되어 유효수명의 단축이나 급격한 파괴를 일으키는 현상으로 고온용융염부식은 가스터빈 엔진의 사용 환경, 연료의 순도 및 재료의 합금성분에 따라 여러 가지 유형의 용융염부식을 유발한다. 가스터빈 엔진에서 흔히 발생하는 고온용융염부식은 해수분위기에서 유입되는 Na과 연료를 통하여 유입되는 S가 반응하여 Na₂SO₄가 금속의 표면에서 액체상태로 용융염막을 형성함으로써 유발되는 현상이다. Na₂SO₄ 용융염막은 금속표면에 형성된 안정한 보호산화막과 전기화학적 반응을 하여 산화 막을 용융염속으로 급격히 용해하여 보호피막의 성질을 상실하게 하는 fluxing 현상에 의하여 급속한 부식이 진행된다. 이 fluxing 현상은 Na₂SO₄의 평형반응에 의하여 다음과 같이 acidic fluxing과 basic fluxing의 2가지로 크게 분류된다.



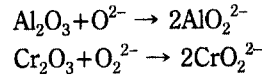
결과적으로 SO₃의 분압과 O²⁻ 이온의 활동도에 따라 산성과 염기성이 분류된다.

최근에 와서는 고온용융염부식을 Na₂SO₄의 용점인 884°C를 기준으로 이 온도 이상에서 일어나는 부식을 “제 1 형식 용융염부식(Type 1 Hot Corrosion)” 그리고 884°C 이하에서 일어나는 부식을 “제 2형식 용융염부식(Type 2 Hot Corrosion)”으로 분류한다.

제 1 형식 용융염부식은 Na₂SO₄가 용점인 884°C 이상에서 완전히 액체상태로 표면에 농축된 용융염피막에 의하여 부식이 진행되는 현상으로서, “high temperature hot corrosion(HTHC)” 이라고도 한다. 보호산화피막의 용해현상은 일반적으로 다음과 같은 basic fluxing에 의하여 진행된다.



Al₂O₃ 및 Cr₂O₃ 형성 고온재료에서 나타나는 basic fluxing 현상은



와 같이 진행되어 산화막이 용해된다. 이렇게 용해된 이온들은 산소의 분압이 높은 가스/용융염 계면으로 확산하여 용해의 역반응에 의하여 다시 Al₂O₃와 Cr₂O₃로 석출된다. 그러나 이때 계면부위에서 석출되는 산화물은 연속적인 치밀한 산화막형태가 아닌 산발적인 분포를 보이며 석출하기 때문에 보호기능을 완전히 상실하여 부식을 가속화시킨다. 이와 같은 basic fluxing은 산화물의 용해도가 가스/용융염 계면에서 보다 산화물/용융염 계면에서 더 높은 용해도 구배를 가지면 지속적으로 보호산화피막의 용해가 일어난다. 즉, 표면에 농축된 용융염막의 두께를 X라 할 때 산화물/용융염 계면을 X=O로 놓으면 산화물 용해도가

$$(d \text{ oxide solubility}/dx)x=0 < 0$$

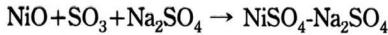
의 조건을 만족할 때까지 지속적으로 basic fluxing 은 계속된다.

한편 제 2형식 용융염부식은 Na₂SO₄가 용점 이하에서 고체형태로 표면에 부착되지만 SO₃ 분압이 높은 경우 금속산화물과 반응하여 산화물을 용해하는 부식현상을 말하여, 상대적으로 저온에서 일어난다

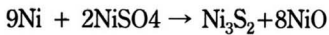
하여 “저온부식(LTHC)” 이라고도 한다. SO₃ 분압이 높은 LTHC은 주로 acidic fluxing에 의하여 용해가 진행되는데, 일반식은 다음과 같이 표현된다.



NiO인 경우 acidic fluxing은 아래와 같은 반응에 의하여 산화물이 용해된다.



이 경우 700 - 800°C 사이의 온도 구간에서는 온도가 낮을수록 SO₃의 분압이 낮아도 쉽게 액체로 변하며, NiSO₄·Na₂SO₄의 복합용융염이 형성되면 671°C에서 공정점을 가진다. 치밀하고 안정한 보호산화막이 파괴되면 용융염은 금속표면과 직접반응을 하게되며 다음과 같은 반응에 의하여 금속은 급속도로 부식된다.



Co계 합금에서 CoSO₄·Na₂SO₄ 복합용융염이 형성되는 경우는 565°C에서 공정점을 가지기 때문에 Co계 합금은 낮은 온도에서도 acidic fluxing에 의한 용융염부식이 매우 심각하게 발생한다. 이 밖에도 순도가 낮은 연료에 함유된 V이 산소와 반응하여 V₂O₅ 가스를 형성하여 acidic fluxing을 유발하는 경우도 있는데, 이 경우 V₂O₅는 용융염과 반응하여 vanadate를 형성하는데, sodium vanadate와 Na₂SO₄ 복합용융염은 공정점이 535°C로 매우 낮은

용융염도 형성하기 때문에 제 2형식 용융염부식으로 분류할 수 있다. 또한 고온재료에 Mo, W, V 등의 합금원소가 포함되어 있을 경우, 이들 합금에 의하여 유발된 acidic fluxing도 있다.

3. 알루미늄이징기구

1) 니켈기 초내열합금

(1) 고활동도 공정(HALT)

Ni기 초내열합금의 고온내산화를 위해 NiAl 피복기술이 활용되고 있다. 그 알루미늄이드 피복층의 형태는 수 많은 인자에 의존하나 알루미늄이드 피복공정 중의 Al 활동도에 의해 지배되며, 원료로 순수한, 즉 활동도가 1인 Al 분말을 사용하여 700~950°C의 낮은 온도범위에서 처리하는 것을 고활동도 공정 (HALT : High Activity Low Temperature Process)이라 한다.

그림 1에서와 같이 고활동도 피복공정의 경우 Al이 Ni기 또는 Co기 초내열합금의 내부로 확산하게 된다. 그 결과 주로 Al 원자의 확산에 의해 δ(Ni₂Al₃)층이 처리물의 표면 아래에 형성된다. Ni₂Al₃는 1133°C에서 포정반응에 의해 형성되며, 조밀육방 격자구조로 a=4.036Å, c=4.09Å이다. 이 금속간화합물은 취약하고 상대적으로 1133°C의 낮은 용점을 가지고 있어 고온 내산화 피복층으로 적합하지 못하다. 따라서 이 피복층을 형성한 다음 1050~1200°C의 온도범위에서 열처리하여 NiAl(β)로 전환시킨 후 사용한다. NiAl은 용점이 1638°C로 매우

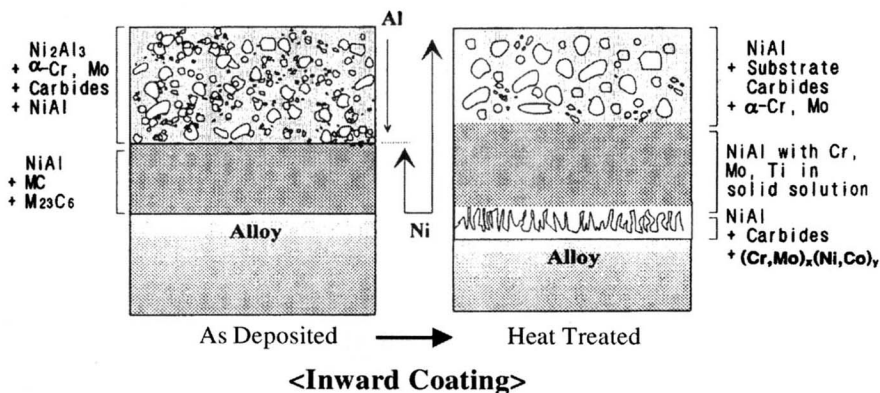


그림 1. 고활동도 알루미늄이징 기구(inward coating).

우 높으며, 넓은 조성범위를 가지고 있어 NiAl이 Ni_2Al_3 보다 안정하다. NiAl은 CsC1(B2)형 구조를 갖으며, 격자상수는 $a=2.88\text{\AA}$ 이다. 이와 같이 얻어진 피복층은 NiAl층 전반에 걸쳐 높은 Al 농도구배를 나타내며, 고온에서 사용하는 경우 기지와와의 상호 확산에 의해 특성이 저하되는 것으로 보고되고 있다.

Ni_2Al_3 층은 고용상태, 또는 석출물 상태로 존재하는 모든 기지합금원소를 함유하고 있다. Ni_2Al_3 층을 피복한 다음 확산열처리에 의해 NiAl 형태로 전환시키는 바깥 피복층에서 Al의 내향성 확산이 이루어지고 내부 피복층을 통해 기지로부터 Ni의 외향성 확산이 수반되는 복잡한 공정이다. 그 과정에 의해 피복층은 뚜렷한 3층을 형성하게 된다. 바깥층은, 기지재료에 고용상태로 존재하는 원소와 함께, 피복과 후열처리 과정에서 형성되었거나 원래의 기지에 존재하던 여러 석출물을 함유하는 NiAl로 구성되어 있다. 내부는 두 부분으로 구성되어 있으며, 그 한 부분은 저활동도공정에 의한 내부층과 매우 비슷하고, 다른 부분은 저활동도 공정에 의한 바깥층에 해당한다.

그림 2는 HALT 피복공정의 실험으로 15%Al, 3% NH_4Cl , 그리고 82% Al_2O_3 의 팩조성을 이용하여 Ni 기 초내열합금인 Udimet 700을 760°C에서 2시간 동안 처리한 조직을 나타낸 것이다. 그림 2(a)에서와 같이 표면으로부터 $\delta(Ni_2Al_3)$, $\delta(Ni_2Al_3)+\beta(NiAl)$, $\beta(NiAl)$ 의 상이 형성되어 있음을 볼 수 있다. 그리고 기지금속 원소인 Cr과 Mo을 포함하며, fcc 구조를 갖는 2차 상들이 기지상 전체에 미세하게 분산되어 있다. 또한 원래 기지합금내에 존재해 있던 MC 및 $M_{23}C_6$ 탄화물들이 피복기지상 전반에 걸쳐 분산

되어 있다. 그림 2(b)는 그 것을 1079°C에서 4시간 동안 열처리한 것으로 제 1층은 원래 함유되어 있던 bcc 형태의 α -Cr과 Mo, 그리고 기지금속상들이 함유되어 있는 $\beta(NiAl)$ 상, 중간의 제 2층은 기지합금 원소를 고용상태로 함유하고 있는 $\beta(NiAl)$ 단상이다. 내부의 제3층은 MC, $M_{23}C_6$ 탄화물과 $\sigma(Cr, Mo, Co)$ 이 분산된 $\beta(NiAl)$ 상으로 되어 있다.

HALT공정에 의한 피복층의 외부 조성은 기지조성에 강하게 의존하며, 고온산화 및 부식특성도 마찬가지로 그것에 의존한다. 한 예를 보면 만약 기지재료에 티타늄 탄화물이 함유되어 있는 경우 내식특성을 만족시킬 수 없는 것이 사실이다. 특별히 MC형태의 석출 탄화물을 함유하고 있는 기지에 고회동도공정을 적용하는 경우 문제가 될 수 있다. 그러한 탄화물이 존재하는 경우 피복층의 연속성 뿐만 아니라 우선 산화 및 부식처가 될 수 있다. 저활동도 공정과는 달리 원료로부터 도입되거나 또는 피복하기 전 처리물 표면에 존재하는 오염물의 존재는 고회동도 공정에서는 문제가 적다.

(2) 저활동도 공정(LAHT)

Ni_2Al_3 와 같은 합금분말, 즉 활동도가 낮은 원료를 사용하여 1000~1100°C의 높은 온도범위에서 처리하는 것을 저활동도 피복공정(LAHT : Low Activity High Temperature Process)이라 하며, 주로 Ni의 외향성 확산에 의해 피복층이 형성된다. 따라서 고회동도 피복공정과는 달리 후열처리가 필요없다.

그림 3은 그 조직형태 및 구성성분을 나타낸 것으로 두가지의 다른층으로 구성되어 있음을 볼 수 있다. 바깥층은 피복층의 형성시 기지합금으로부터 Ni

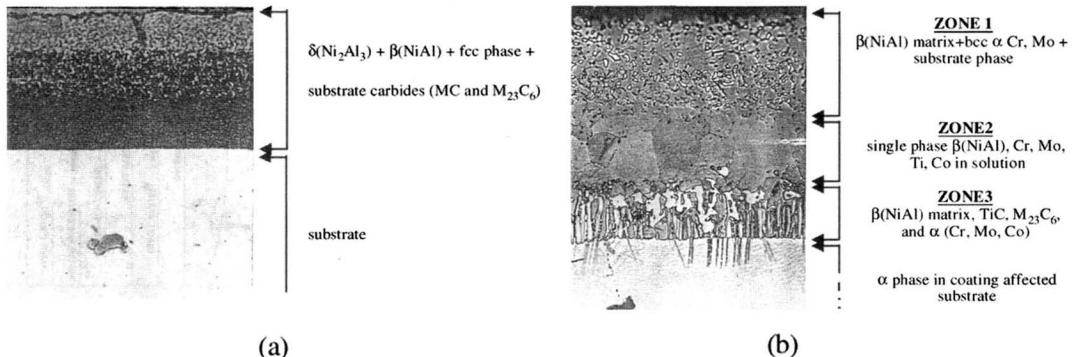


그림 2. HALT처리된 Udimet700의 알루미늄이드 조직 (a)과 열처리 후 조직(b).

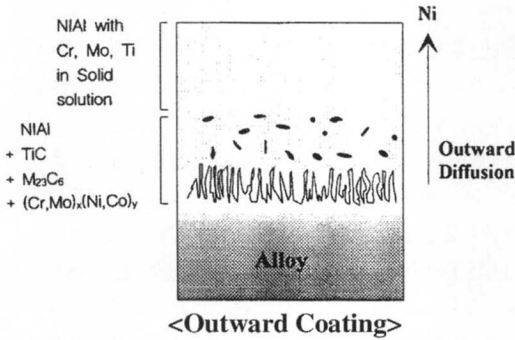


그림 3. 저활동도 알루미늄이징 기구 (outward coating).

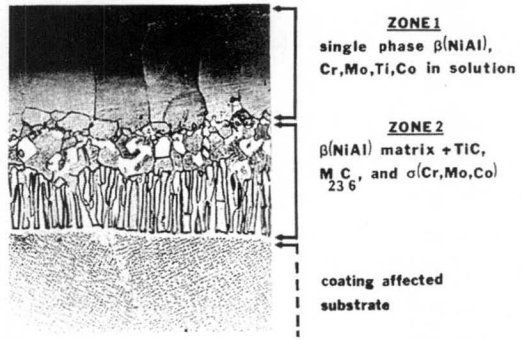


그림 4. LALT공정을 이용한 Udimet700의 알루미늄이징 조직.

과 함께 확산되어 고용된 상태로 존재하는 여러 합금원소를 함유하는 NiAl로 구성되어 있다. 그리고 내부층은 NiAl에 용해되지 않거나 불완전하게 용해된 기지재료의 합금원소로부터 형성된 여러 석출물을 함유하는 NiAl로 되어있다. Ni이 기지로부터 피복층으로 확산됨에 따라 Ni이 결여되고, 여러 가지의 다른 기지합금원소, 특히 Al이 농축된 층이 형성된다. NiAl층은 Al의 함유량이 낮고, 피복층 전체에 걸쳐 Al 함유량의 변화가 적다. 그 이유로 인하여 이러한 피복층은 사용시 구조적으로 특별히 안정하다.

그림 4는 Udimet 700을 15% Ni₂Al₃, 3% NH₄Cl, 그리고 82% Al₂O₃의 원료조성을 이용하여 1093 °C에서 10시간 동안 LAHT공정으로 처리한 알루미늄이징 조직을 나타낸다. 피복층은 두 부분으로 나누어지는데 바깥층은 기지금속의 합금원소들이 용해된 β(NiAl)상을 형성하고 있다. 내부층도 마찬가지로 β(NiAl)을 이루고 있으나 합금원소들이 용해된 상태로 존재하지 못하고 여러종류의 탄화물이나 σ상으로 존재한다.

LAHT공정에 의한 알루미늄이징 피복층은 일반적으로 처리물을 고온산화 및 부식으로부터 성공적으로 보호할 수 있으나 그들의 성능에 영향을 미칠 수 있다. 처리물의 표면에 존재하는 외부입자들이 원래의 금속 표면 위치의 피복층에 유입될 수 있다. 만약 그것이 피복층간의 국부적인 층상파괴를 일으킬 만한 양이 아닌 경우 일반적으로 피복층의 성능에

영향을 미치지 않을 것이다. 따라서 피복하기 전 기지재료를 될 수 있는 한 깨끗하게 유지하여야 할 필요가 있다. 또한 피복층이 세테이션 원료에 의해 오염될 수 있으며, 이것은 피복층의 바깥부분에서 일어난다. 원료의 금속입자들이 기인한 오염의 경우 피복층의 산화 및 부식거동에 영향을 미칠 것이다. Cr과 다른 합금 원소들이 특별히 농축된 경우 취성을 가지게 되며, 그것으로 인해 사용시 피복층이 층상파괴될 수 있다.

2) 코발트기 초내열합금

Co기 초내열합금에도 고활동도 및 저활동도 공정이 원리상 적용될 수 있으며, 그 공정과 관련된 처리사이클은 대체적으로 Ni기 초내열합금에 적용된 처리 온도 온도보다 시간도 길다. 이러한 부류의 합금에서 형성된 피복층은 CoAl이다. Ni기 초내열합금의 경우와 같이 CoAl에도 석출물, 또는 고용상태의 기지원소들을 함유하고 있다. Co기 합금의 알루미늄이징 피복층 구조의 가장 중요한 차이점은 그림5에서와 같이 피복층 자체와 기지 사이에 큰 Cr 또는 W이 농축된 큰 연속탄화물이 다소 존재하는 것이다. 이것에 의해 사용시 피복층이 두껍거나, 열피로 조건하에서 떨어지는 현상이 발생한다. 보통 Co기 초내열합금의 경우 저활동도 공정이 적합하다.