

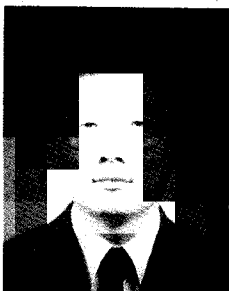
터빈 부품 및 소재개발



조창웅

(KIMM 재료기술연구부)

- '80 부산대학교 공과대학 금속공학과(학사)
- '82 부산대학교 대학원 금속공학과(석사)
- '94 부산대학교 대학원 금속공학과(박사)
- '80-'82 국방부 조병창 금속시험실(연구원)
- '82-현재 한국기계연구원 선임연구원
- '87 금속기술사



이재현

(KIMM 재료기술연구부)

- '79-'86 한양대학교 금속공학(학사)
- '87-'90 Iowa State Univ. 재료공학(석사)
- '90-'93 Iowa State Univ. 재료공학(박사)
- '93-'94 미국 Ames연구소 연구원
- '94-현재 한국기계연구원 선임연구원

1. 서론

가스터빈에서 터빈(turbine assembly)와 컴프레서(compressor)내의 온도를 높이기 위해 고온 고강도의 소재개발과 그 제조공정, 설계에서 많은 연구가 진행되었다. 터빈의 설계개선에 따른 가스터빈 성능개선에 가장 효율적인 것은 압축비의 향상과 터빈 블레이드 베인 소재개발 및 이들에 냉각공을 형성시킨 중공형 터빈 블레이드, 베인(hollow turbine blade and vane)의 개발이다. 압축비 개선과 중공형 터빈 블레이드의 효과를 그림 1과 그림 2에 나타 냈다. 이와 같은 소재측면의 변화는 사용온도의 상승과 항공기용 가스터빈의 중량감소를 위한 초기 특수강(이하 steel로 표기) 중심의 재료에서 Ti합금, 초내열합금(super-alloy), 복합재료(composite)로 그림 3과 같이 그 사용재료의 변화이다. 초기 임펠러(imeller), 컴프레서 블레이드(compressor blade), 케이싱(casing)에 Al합금이 많이 사용되었고, 디스크(disc), 축(shaft), 기어(gear)에는 steel이 많이 사용 되었다. 초기 엔진의 터빈 블레이드에 코발트계 내열합금(Co base superalloy)들이 사용되었으나 니켈계 초내열합금(Ni base superalloy)으로 대체 되었다. 컴프레서 블레이드의 작동온도가 200°C를 초과 함에 따라 1950년대초 Al합금에서 steel로 대체되고 여러 종류 steel의 구성비율이 증가되었으나, 터빈 설계의 개선에 따라 터빈 디스크 림(turbine disc rim)부 온도가 steel의 내구온도 이상으로 됨에 따라 Ni계 초내열합금이 더 많이 사용되게 되었다.

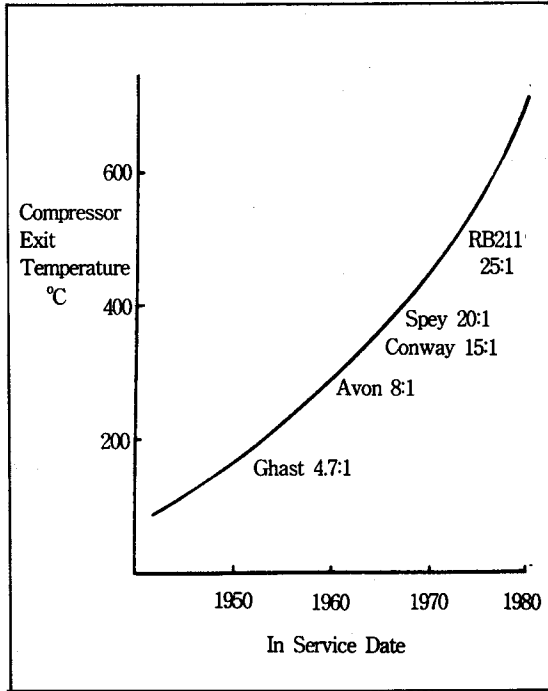


그림 1. 압축비와 컴프레서 출구온도관계

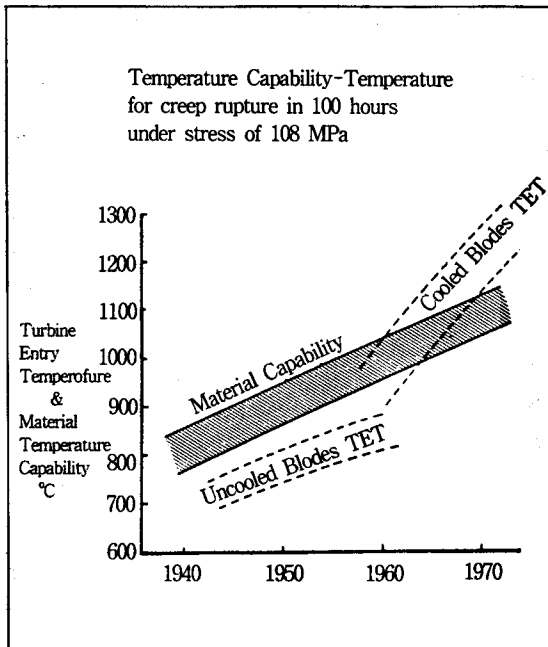


그림 2. 중공형 터빈블레이드의 사용에 따른 터빈 입구온도상승 효과

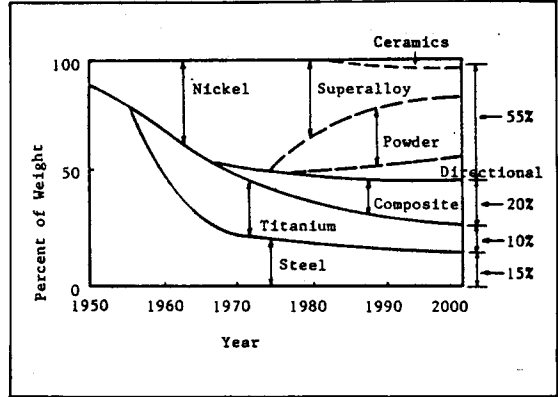


그림 3. 항공기 엔진소재의 사용비율 변화

1950년대 중반에 컴프레서 블레이드, 케이싱에 비강도가 우수한 초기Ti합금이 개발, 사용되었고, 1960년대에 Ti합금의 사용량이 증가되어 JT3D과 같은 엔진의 컴프레서 디스크에까지 확대 사용되었다. Ti합금의 계속된 개발에 따라 steel의 사용량은 더욱 감소되어 중량감소효과가 크게 개선되었다. 특히 중량 감소에 큰 영향을 받는 수직이착륙기의 엔진에 섬유강화복합재료(high specific fiber reinforced composite) 가장 효과적이었으며 1960년대초 여러 종류의 복합재료를 컴프레서 부품으로 사용한 RB62엔진이 개발되었다. 최근에는 Al보다 중량감소 효과가 큰 탄소섬유 복합재료가 엔진부품에 도입되고 있다.

각종 가스터빈 부품의 작동분위기와 소재의 요구특성은 각각 다음과 같다.

2. 컴프레서 블레이드(Compressor blade)

1000rpm 이상의 회전속도를 갖는 큰 엔진의 고압 컴프레서와 고속회전의 헬기엔진에서 컴프레서 블레이드는 높은 원심력을 받는다. 따라서 비탄성강도(그림 4)가 기본적인 재료의 요구성질이며, 주위 공기의 흐름의 불균일에 의해 발생하는 반복응력에 견디기 위한 피로강도도 중요한 성질로서 반복응력의 크기는 블레이드 설계에 의해 감소될 수 있다.

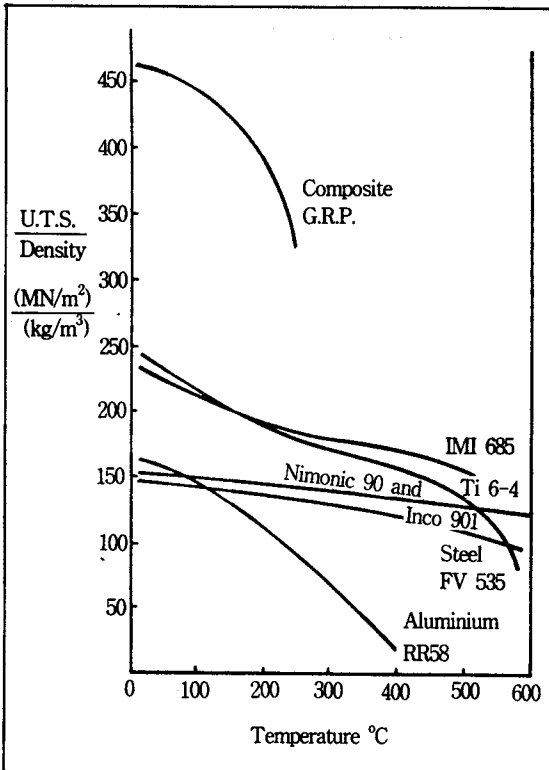


그림 4. 컴프레서 블레이드 소재의 온도에 따른 인장강도 변화

컴프레서 블레이드는 높은 영률(Young's Modulus: E)과 낮은 비중을 갖는 재료가 효율적으로 E/ρ가 블레이드의 진동수(재료의 고유진동수를 피해 회전에 의한 공명을 피할 수 있는 진동수)를 결정하는 요인이다. 그림 5에 각종 블레이드 재료의 비강성율(specific modulus)을 나타 냈다. 팬 블레이드와 같이 폭과 길이의 치수차이(aspect ratio)가 큰 부품은 진동을 최소화하기 위해 기계적인 고정구(mechanical stiffener:clapper 또는 snubber)를 붙이는 형태로 설계한다.

1950년대에 압축비의 증가로 컴프레서 출구온도가 200°C이상으로 됨에 따라 Al합금의 비강도 부족으로 12%Cr 마르텐사이트계 steel이 사용되었으나 Ti합금의 우수한 비강도로 인해 다시 온도를 200°C이하로 낮추는 경향이 있었다(초기Ti합금의 200°C이상의 비강도가 낮았으므로). 이후 마르텐사이트계 Steel과 동일한 수준의 고온 비강도

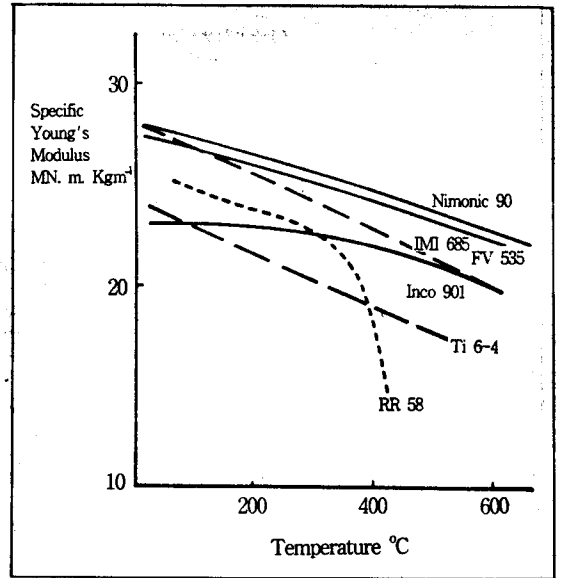


그림 5. 컴프레서블레이드 재료의 영율비교

Ti합금의 개발로 최근 엔진의 대부분 저단(low pressure) 컴프레서 로터 블레이드에 Ti합금이 사용되게 되었다. 그러나 500°C이상의 온도에서 작동되는 경우 Ni계 초내열합금이 사용된다.

컴프레서 블레이드가 엔진에서 작동될 때 외부 케이싱이나 베인(stator blade)과 마찰되면서 국부적으로 온도가 상승하게 된다. 이 경우 Ti합금끼리 마찰될 경우 Ti합금이 다른 재료에 비해 상대적으로 열전도율이 낮아 국부적인 용융이나 불꽃이 발생할 수 있다. 따라서 재료 선정시 일반적으로 Ti합금 로터 블레이드와 steel 또는 Al합금 stator blade, 케이싱 등을 사용한다.

컴프레서의 각종 부품(블레이드, 베인, 디스크 등)에 Ti합금이 가장 많이 사용되며, 이들은 조직에 따라 α합금, Near-α합금, α-β합금, Near-β합금, β합금으로 구분된다. 각 Ti합금의 종류 및 조직과 특성과의 관계를 그림 6에 나타 냈다.

3. 컴프레서 및 터빈 디스크(Compressor and turbine disc)

터빈 디스크(turbine disc)는 컴프레서 디스크

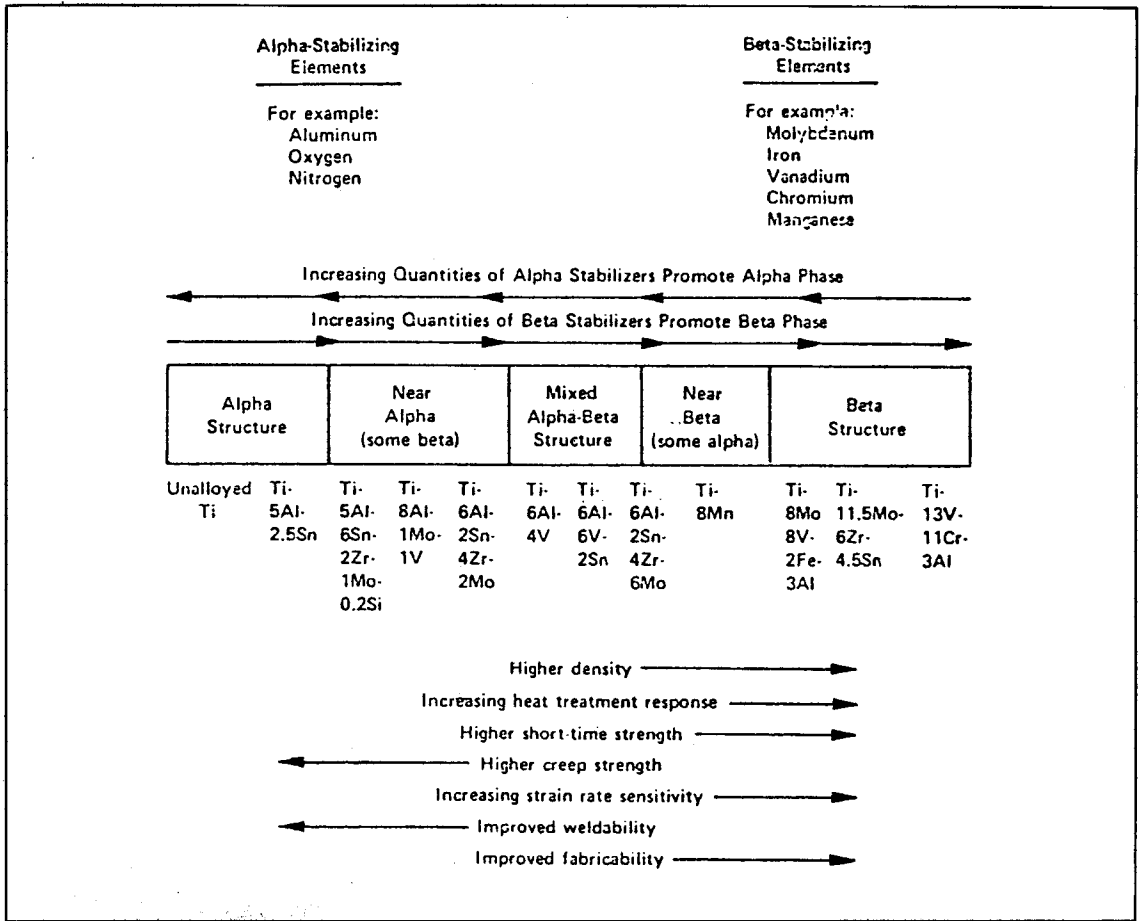


그림 6. 각 Ti합금의 조직과 특성과의 관계

(compressor disc)보다 높은 온도에서 사용되지만 넓은 범위로 보면 서로 유사한 조건에서 작동된다고 할 수 있다. 최근 엔진에서 여러단의 컴프레서 디스크들은 형태가 유사하고 서로 용접으로 붙여서 드럼형태를 갖는다. 디스크는 엔진의 종류, 크기에 따라 차이가 있지만 대개 5000-30000rpm 범위의 높은 회전속도에서 작동된다.

초기 가스터빈에서 디스크 재료의 중요한 기준은 칫수적으로 안정하여 블레이드가 외부와 마찰을 방지하는 것으로 bore stress는 항복강도의 일정비율로 한정되었다. 디스크에서 가장 높은 응력을 받는 것은 가장 낮은 온도부위인 디스크bore이고, 반면 가장 높은 온도부위인 디스크 rim은 상대적으로 낮은 공칭응력조건에서 사용된다. 그러

나 rim부분은 블레이드 root의 고정에 의해 국부적인 응력집중으로 국부적인 항복과 응력이완(stress relaxation)을 일으킬 수 있으므로 높은 인장강도, 항복강도 및 크리프 강도를 갖는 재료가 요구된다.

그림 4에 인장강도를 나타낸 컴프레서디스크 재료와 터빈 디스크 재료의 크리프 강도를 그림 7에 나타 냈다. 컴프레서 디스크 재료는 이미 언급한 컴프레서 블레이드와 유사한 경향을 갖는다. Al합금이 초기의 원심압축기디스크(centrifugal turbine disc)의 임펠러에 사용되었으며, 저합금강, 12%Cr 마르텐사이트계강이 axial compressor disc 소재로 사용되었다. 1960년대초부터 Ti합금 관련 기술의 발달과 함께 Ti합금이 점진적으로 컴프레

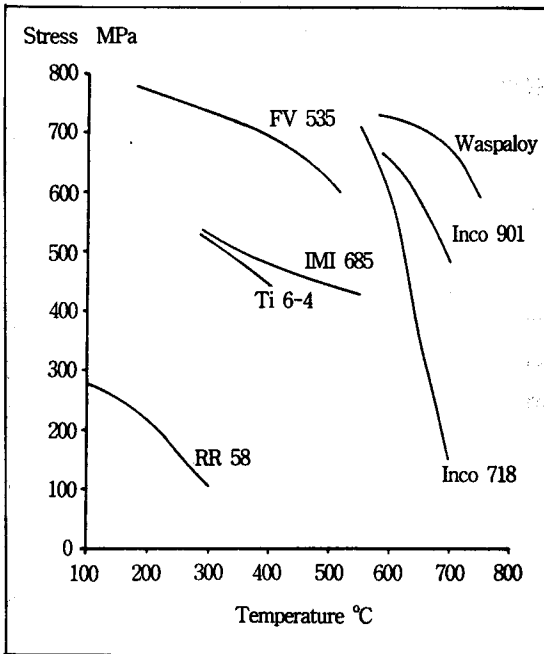


그림 7. 컴프레서 디스크 및 터빈 디스크 소재의 100시간, 0.01% 크리프변형곡선

서 부품에 대체되었으며, IN718, IN901 등의 초내열합금들이 온도가 가장 높은 단의 컴프레서 디스크재료로 사용되고 있다.

터빈 디스크는 처음에는 오스테나이트계강으로 제조되었으며, 미국에서는 이를 개량한 합금이, 영국에서는 12%Cr 마르텐사이트강이 대체되었다. 최근에는 터빈 디스크 소재로 Ni계 초내열합금이

대부분 사용되고 있다. 가스터빈의 출력증대와 함께 터빈 블레이드 작동온도의 상승과 동시에 터빈 디스크의 작동온도가 높아짐에 따라 높은 온도에서 사용될 수 있는 터빈 블레이드용합금의 터빈디스크에 사용이 시도되었으나 터빈디스크의 까다로운 사용조건으로 인해 터빈디스크용 합금의 개발이 필수적이 었다. 그림 8에 대표적인 터빈 디스크용 합금의 조성과 기계적 성질을 나타냈다. Nimonic 901은 Ni-Fe-Cr계 합금으로 Mo, Ti, Al의 첨가로 강화되며 준안정 γ' 석출의 조절로 강화된다. IN718합금은 Nb첨가 Ni-Cr-Fe 합금으로 γ' , γ'' 석출 열처리로 우수한 성질을 얻는다. 이들은 잉곳트 주조시 Nb, Mo, Si 등과 같은 원소의 편석으로 M_6C , Laves상 등을 형성하기 쉬워 연성을 감소 시킬 수 있다. 따라서 편석을 줄이기 위해 진공유도용해(VIM)에 의해 잉곳트를 제조하고 ESR 또는 VAR로 재용해 정련하는 공정을 채택한다.

터빈 디스크의 강도를 높이기 위한 강화원소의 첨가량 증가는 재료의 고온 성형성을 감소시키게 되었다. ASTROLY, RENE95와 같은 고강도 합금들은 단조온도 구간이 좁아져 일반적인 방법에 의한 단조가 극히 어렵고, 잉곳트내의 편석에 따라 단조가능 온도구간이 더욱 좁아지게 되며 잉곳트의 크기가 클수록 편석이 증가되어 더욱 어렵다. 이런 관점에서 초기 응고재료의 크기가 작

Alloy	Al Ti Nb	Mo W Cr (Weight %)	Co	Others	0.2% PS 200°C N/mm ²			Stress (N/mm ²) for 0.1% creep strain in 100 hrs at 650°C		
					700	900	1100	400	600	800
Nimonic 901	3.0	5.7 12.5	-	42 Ni Bal Fe	████	████	████	████	████	████
Waspaloy	4.4	4.5 19.5	13.5	-	████	████	████	████	████	████
Inconel 718	6.75	3.0 19.0	-	53 Ni Bal Fe	████	████	████	████	████	████
APK 1 (Low C Astroloy)	7.5	5.0 15.0	17.0	-	████	████	████	████	████	████
EN 100	9.3	3.2 12.5	18.5	0.8 V	████	████	████	████	████	████
Rene 95	9.5	7.0 14.0	8.0	-	████	████	████	████	████	████

그림 8. 대표적인 터빈 디스크합금 및 기계적성질

을수록 편석이 감소될 수 있으며, 용융금속으로부터 분말의 제조는 편석을 거의 제거할 수 있다. 또한 고품위의 미세한 분말들을 사용하여 디스크 재료를 성형할 경우 잉곳트방법에 의한 성형에서 보다 비금속개재물의 크기와 양을 줄일 수 있고 성형성에 있어서도 훨씬 유리하다. 따라서 터빈 디스크 제조에 분말야금공정이 도입되었다. 고품위 분말을 제조하기 위한 여러 공정기술이 개발되었으며 Inert Gas Atomization방법이 가장 일반적인 분말제조공정이다. Atomizing한 분말은 입도를 선정하여 열간등압성형(Hot Isostatic Pressing: HIP)에 의해 bulk재로 제조하여 단조에 의해 빌레트를 만든다음, 일반적인 디스크 성형공정으로 제조한다.

4. 터빈 블레이드

가스 터빈에서 가장 가혹한 분위기에서 사용되는 부품은 고압부 터빈블레이드(high pressure turbine blade)이다. 이는 고온과 응력뿐 아니라 사용조건(항공기의 비행조건)에 따라 많은 온도변화를 겪으면서 작동된다. 터빈 블레이드 주위의 고온 가스는 산화성이 강하고 염화물과 황화물을 함유할 수 있어 고온부식(hot corrosion)이 일어나기 쉽고, 가스중에 포함될 수 있는 입자(항공기의 이륙, 착륙중에 발생하는 먼지, 중동지방의 경우 높은 고도에서도 대기중에 포함됨 모래)들에 의해 마손(erosion)이 일어날 수도 있다. 터빈 블레이드에 작용되는 고온과 응력의 조합은 크리프변형을 일으키고, 온도의 변화는 열피로(thermal fatigue)를 일으킨다. 컴프레서 블레이드의 경우 작동중에 재료의 고유진동수와 일치할 때 고주기피로(high cycle fatigue)가 발생하지만, 터빈 블레이드에서는 재료의 고유진동수는 크리프, 열피로와 연결된 균열발생이나 블레이드의 최종 손상을 일으킬 수 있다. 터빈 블레이드의 shroud는 끝부분(airfoil tip)의 손상을 줄이고 진동을 감소할 수 있는 기계적 고정구(mechanical stiffner) 역할도 한다.

서론에서 언급한 바와 같이 터빈 입구온도의 상승에 큰 역할을 한 것은 소재 개발과 함께 중공형 터빈 블레이드의 도입이라 할 수 있다. 중공형 터빈 블레이드의 사용은 내부에서 공급되는 냉각공기에 의해 터빈 블레이드 내벽의 열전달 역할을 증가시켜 블레이드 금속부분의 온도가 국부적인 가스온도보다 수백도 낮아지고 이에 따라 블레이드의 가장 고온부와 저온부의 온도차이가 커지게 되어 새로운 열피로용력을 발생시킬 수 있다. 그러나 냉각방법을 조절하여 블레이드표면에 공기 필름을 형성시킴으로써 감소시킬 수 있게 되었다.

이와 같은 터빈 블레이드의 설계에 의한 개선 외에 새로운 소재와 그 제조공정의 개발에 따른 터빈의 성능 개선에 미친 영향은 다음과 같다.

가스터빈의 개발 초기에는 고온 내식성이 우수한 전기 저항재료인 80Ni-20Cr합금을 단조하여 블레이드로 제조하여 사용하였으나 크리프 파단 강도가 부족하여 소량의 Al, Ti를 첨가시켜 고온 기계적 성질을 개선한 Nimonic 80합금을 사용하게 되었다. 이를 개선한 Nimonic 80A, Nimonic 90과 같은 합금을 개발되었으며 새로운 가스 터빈의 개발과 함께 고온 성질이 우수한 터빈 블레이드 소재가 요구됨에 따라 Al, Ti를 첨가시켜 석출강화시키고 Mo를 첨가시켜 고용강화시킨 Nimonic 105, 115등이 개발되었다. 대표적인 단조용 터빈 블레이드(wrought turbine blade) 소재의 성분과 사용가능 온도를 그림 9에 나타 냈다.

초내열합금의 화학성분 조절에 의한 개선과 함께 제조공정의 개선도 큰 역할을 했다. Nimonic 합금들과 같은 초기합금들은 대기에서 고주파유도용해하여 사용하였으나 고온 기계적 성질을 개선하기 위해 많은 량의 강화원소의 첨가가 필요하게 되었다. 1950년대에 진공용해 및 진공정련기술의 개발로 큰전진이 있었으며, 진공용해에 따라 고온에서 산화가 쉽게 일어나는 Al, Ti, Nb와 같은 강화원소의 첨가량을 증가시켜 많은 γ' (Ni₃Al) 상의 석출에 의해 고온강도가 보다 우수한 재료를 개발할 수 있게 되었다. 또한 진공정련 기술의

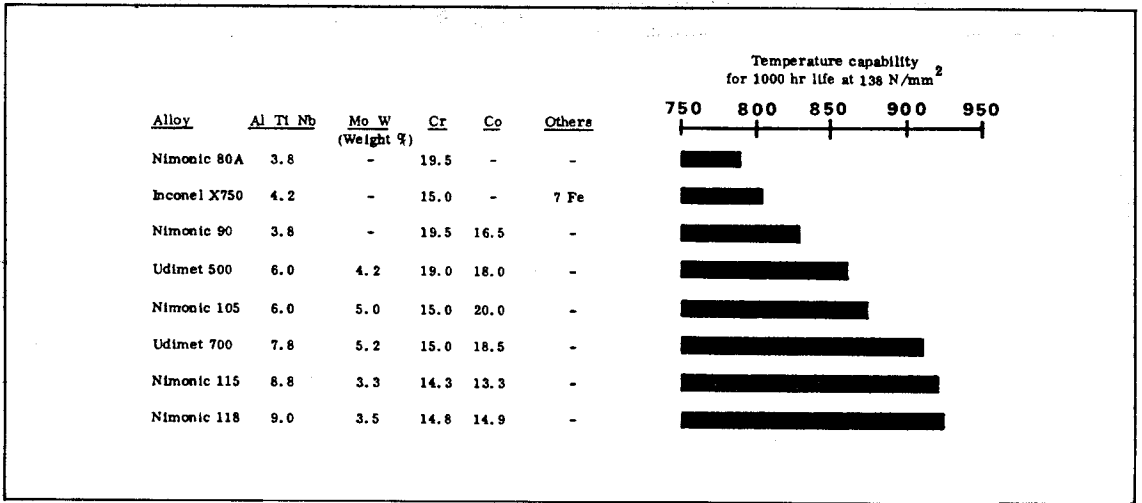


그림 9. 터빈 블레이드용 단조합금 및 사용기능온도(temperature capability)

개발에 따라 크리프 강도 및 연성에 나쁜 Bi, Pb, Te 등의 미량원소(trace element)를 조절할 수 있게 되어 고온 강도향상이 가능해졌다.

Ni기 초내열합금에 진공용해기술의 도입은 강화원소의 첨가량의 증가에 따라 합금의 강도향상은 기할 수 있었으나, 고상선과 액상선의 온도를 낮추고 강화상(γ', 탄화물 등)의 고용온도를 상승시켰다. 따라서 진공용해법에 의해 개발된 Nimonic 115, Udimet 700과 같은 합금은 단조가능온도구간(window)이 크게 감소되었다. 그러나 주조공정은 설계에서 형상이 복잡한 터빈 블레이드의 제조도 가능하며 단조성이 터빈 블레이드 제작에 영향을 미치지 못하므로 합금원소의 함량이 높아 고온 강도가 높은 재료도 터빈 블레이드소재로 가능하게 되었다. 특히 중공형 터빈 블레이드와 같이 터빈 블레이드 내에 냉각공을 갖는 것도 주조로 제조할 수 있게 되어 가스 터빈의 성능향상에 주조공정이 크게 기여할 수 있게 되었다. 현재 초내열합금을 진공용해에 의해 모합금을 제조하고 진공유도로에서 재용해후 진공상태에서 정밀주조(Investment casting)에 의해 터빈 블레이드를 제조하는 것이 보편화된 제조공정이다.

진공용해에 의한 합금원소 첨가량의 증가는 주로 강화상인 γ'상의 체적율을 높이는 것으로 최

근에 개발된 합금들은 가능한 높은 체적율을 갖도록 합금을 설계하며 대략 60%정도의 체적율을 갖는다. 각종 주조용 초내열합금의 조성은 표 1과 같다.

주조용 초내열합금에서 γ'상의 체적율의 증가시킴에 의한 보다 고온강도가 우수한 재료의 개발은 어느 정도 한계가 있으므로 Ti함량을 약간 낮추고 γ'상의 석출과 함께 Mo, Ta와 같은 고용강화 원소의 첨가에 의한 B1900, Mo를 W으로 대체시킨 Mar-M200 및 중간온도구간의 연성을 개선하기 위해 Hf을 첨가시킨 Mar-M004, Mar-M007 등이 개발되었다.

한편 중간온도(intemperate temperature) 이상에서의 연성 및 고온 기계적 성질의 개선을 위해 응력과 수직방향의 결정입계를 제거하는 것이다. 이는 주상정(columnar grain)과 단결정의 터빈 블레이드의 개발로 종래의 등축정에 비해 열피로 저항성, 크리프 수명, 연성을 크게 개선할 수 있게 되었다. 용고방법의 개선에 따른 주상정 및 단결정용고에 의한 크리프 성질의 개선효과를 그림 10에 나타 냈다. 방향성용고는 결정입계의 배열과 제거에 따라 3차 크리프 시작을 늦추고, 영율이 낮은 [001] 방위로 결정이 배열됨에 따라 열피로 저항성이 개선된다.

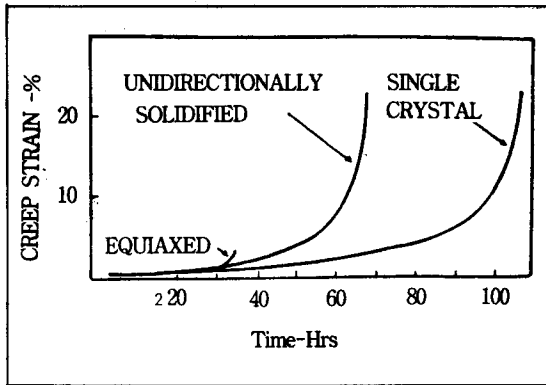


그림 10. Mar-M200합금의 주조형태에 따른 크리프 특성비교(980°C, 207N/mm²)

방향성응고의 실용화와 함께 합금도 공정에 맞게 조절되었다. 즉, 단결정에서는 결정입계가 없으므로 기존의 다결정합금에 필요한 결정입계 강화 원소인 B, Zr, Hf, C 등을 제외시키고 석출상 형성 원소들을 많이 첨가시켜 고온기계적 성질을 크게 향상시킨 단결정 합금들이 표 1과 같이 개발되었다. 이와 같은 단결정 기술의 개발과 단결정의 우수한 고온 기계적 성질로 최근에 개발된

고성능 엔진의 경우 중공형 터빈 블레이드를 고온 기계적 성질이 우수한 합금으로 단결정용고시켜 사용하고 있다.

5. 연소기(Combustion chambers)

가스터빈의 연소기는 1000°C이상의 높은 온도(평균 800°C)에 노출된다. 사용 조건의 변화(항공기의 비행조건)에 따라 급격한 온도 변화에 대한 열피로 저항성과 내산화성이 요구되는 성질이다. 또한 적당한 크리프 강도와 항복강도도 변형(buckling)방지를 위해 필요하다.

연소기는 판재를 용접하고 성형하여 제조하므로 용접성과 성형성도 우수해야 한다. 초기 연소기 소재는 간단한 고용강화 합금인 Nimonic 75, IN 600등이 사용되었으나, Mo를 첨가시켜 고용강화한 Hastelloy X가 개발 되었다, 최근에는 내산화성이 우수하고 용접성이 우수한 고용강화합금 Nimonic 86, IN617 등이 개발되어 널리 사용되고 있다.

표 1. 각종 주조용 초내열합금의 조성

Alloy	Composition, wt%												Approximate year of introduction	Temperature capability, °C
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Nb	Ta	Zr	B	Other		
Conventionally Cast														
IN-718	0.05	19	-	0.5	1.0	3.0	-	5.0	-	0.01	0.005	18Fe	1965	800
IN-713C	0.05	12	-	5.9	0.6	4.5	-	2.0	-	0.1	0.01	-	1955	985
IN-100	0.18	10	15	5.5	4.7	3.0	-	-	-	0.05	0.015	1.0V	1958	1,000
IN-738C ²	0.17	16	8.5	3.4	3.4	1.7	2.6	0.9	1.8	0.01	0.01	-	1965	980
IN-939 ²	0.15	22.5	19	1.9	3.7	-	2.0	1.0	1.4	0.1	0.1	-	1973	970
IN-6201 ²	0.03	20	20	2.4	3.6	0.5	2.3	1.0	1.5	0.05	0.8	-	1978	1,010
MAR-M 246	0.15	9.0	10	5.5	1.5	2.5	10	-	1.5	0.05	0.015	-	1966	1,025
Directionally solidified														
MAR-M 200 Hf	0.15	9.0	10	5.0	2.0	-	12.5	1.0	-	0.05	0.02	2.0Hf	1970	1,040
MAR-M 002 DS	0.15	9.0	10	5.5	1.5	-	10	-	2.5	0.05	0.015	1.5Hf	1975	1,045
IN-6203 ²	0.15	22	19	2.3	3.5	-	2.0	0.8	1.1	0.1	0.01	0.75Hf	1981	1,020
Single Crystal														
PW 1480	-	10	5.0	5.0	1.5	-	4.0	-	12	-	-	-	1980	1,060
CM SX-2	-	7.9	4.7	5.5	1.0	0.6	8.0	6.0 ³	-	-	-	-	1980	1,070
SR-99	0.015	8.5	5.0	5.5	2.2	-	9.5	-	2.75	-	-	-	1980	1,080
PWA 1484	-	5.0	10	5.6	-	2.0	6.0	-	8.7	-	-	3 Re 0.1Hf	1986	1,100
CM SX-4G	-	6.2	9.5	5.5	1.0	0.6	6.5	6.5 ³	-	-	-	2.9 Re 0.1Hf	1986	1,110

6. 축(Shafts)

회전체가 동심을 유지하지 않으면 엔진의 효율이 저하되므로 추진축은 구부러(bend or flex) 지지않는 것이 근본적이다. 따라서 축은 최소의 하중을 받도록 베어링을 위치시키고 축길이는 최소로 해야 한다. 터빈 축의 파괴는 주회전체의 이완이나 디스크의 파괴에 의한 터빈의 과회전에 의해 발생된다.

초기 가스터빈에서는 오스테나이트계강이 축재료로 사용되었다(예: R20 19%Cr-14%Ni안정화 1.7%Nb강화강). 그러나 높은 항복강도의 재료가 요구되어 Cr-Mo-V강과 Cr-Mo-W-V강이 개발되었다. 12%Cr마르텐사이트강의 개발에 따라 축재료로도 사용되었으며 가장 잘 알려진 것은 3%Cr-Mo (Hykro)강이다. 최근의 엔진의 추력증가는 비틀림에 견딜 수 있는 항복강도가 높은 축재료개발을 촉진하여 3%Cr-Mo-V(S132)강이 축재료로 개발되었다. 축재료는 VAR과 ESR과 같은 정련공정의 발달에 따라 균질한 재료를 제조하게 되고 피로 수명을 향상시킬 수 있게 되었다. 터빈축은 ESR재용해 후 수차의 단조에 의해 제조하는 것이 일반적이다.

7. 앞으로의 전망

민간항공기의 엔진에서 요구사항은 추력의 향상과 함께 연비의 향상이다. 1970년대초 연료비는 25%에 불과했으나 유가상승으로 직접운영비의 50% 이상으로 연료비가 증대되었다. 부품의 효율 증대와 추진력의 개선이 요구된다. 설계의 개선과

아올러 부품의 효율 증대는 높은 온도에서 작동될 수 있는 강한 재료를 요구한다.

재료의 개발은 특성의 개선과 작동에 필요한 경비를 감소시키는 경향으로 진행될 것이다. 이는 초내열합금의 개발과 공정의 개발을 포함한다. 예로써 분말야금 공정을 개선하여 다성분(multi-compositional)디스크 즉, 한 합금에서 디스크 허브(hub)와 림(rim)에 최적의 성질을 동시에 갖는 합금과 공정의 개발 등이다. 또한 기계적합금(mechanical alloy)과 방향성용고 공정합금(directionally solidified eutectics)의 터빈 블레이드에 적용도 기대할 수 있다.

참 고 문 헌

1. D.Driver, D.W.Hall and G.W.Meetham:The Development of Gas Turbine Materials, edited by G.W.Meetham, Applied Sci. pub., Chap.1
2. Superalloys Source Book edited by Matthew J.Donachie, Jr. ASM, Sec.I, Sec.III.
3. 김학민, 조창용, 김경무, 조종춘:한국기계연구원 연구보고서 BSG075-420.C
4. D.Driver, D.W.Hall and G.W.Meetham:The Development of Gas Turbine Materials, edited by G.W.Meetham, Applied Sci. pub., Chap.4.
5. W.J.Molloy:Advanced Materials & Processing, 10/1990, p.23.
6. F.L.VerSnyder:High Temperature Alloys for Gas Turbines 1982, B.Brunetaud et al. eds. D.Reidel pub., p.1.