

고온 금속재료의 개발현황과 전망



김 학 민

(재료공학부장)

- '72. 2 서울대학교 공과대학 금속공학과 졸업
- '76. 62 서울대학교 대학원 금속공학과 졸업
- '80. 12-'81. 8 미국 Carnegie-Mellon대학교 (박사)
- '81. 9-'82. 12 미국 Wright 공군재료연구소 연구원
- '83. 1-현재 한국기계연구소 책임연구원



이 중 훈

(내열재료실 선임연구원)

- '78. 2 고려대학교 공과대학 금속공학과 졸업
- '87. 2 한국과학기술원 재료공학과 졸업 (석사)
- '79. 3-'83. 10 한국과학기술원 정밀기계기술센터(연구원)
- '83. 11-현재 한국기계연구소 선임연구원
- '87. 8 금속기술사



조 창 용

(내열재료실 선임연구원)

- '80. 2 부산대학교 공과대학 금속공학과 졸업
- '82. 2 부산대학교 대학원 금속공학과 졸업(석사)
- '80. 11-'82. 2 국방부 조병창 금속시험실(연구원)
- '82. 2-현재 한국기계연구소 선임연구원
- '87. 8 금속기술사

1. 서 론

공학적인 차원에서 재료의 역할은 어느 분야에서나 모두 중요하지만, 가스터빈 특히 항공기용 제트 엔진에서와 같이 중요성이 강조되는 곳은 드물 것이다. 제트엔진의 고온부위인 터빈에 사용되는 초내열합금(superalloy)이야말로 오늘날 사용되는 항공기와 우주선을 가능하게 한 것으로, 이 초내열 합금의 발달은 제트 엔진의 발달과 직결되어 있다. 즉, 1937년 독일에서 가스터빈에 의해 추진되는 항공기가 처음으로 이륙한 후 현재까지 가스터빈은 그 성능에 있어서 많은 발달이 있었는데, 이는 터빈 입구온도(turbine inlet temperature)를 연평균 9°C 이상씩 증가시킨 원동력이 된, 보다 고온 특성이 우수한 초내열합금을 개발하는 재료과학자들이 지속적인 노력에 기인한 것이었다. 이런 면에서 현재도 미국의 General Electric이나 Pratt & Whitney 같은 제트 엔진 전문제조업체는 총 연구개발비의 약 절반을 보다 고성능의 재료를 개발하는 데에 투입하고 있다.

항공기용 고온금속재료는 초내열 합금이 대표적인 재료라 할 수 있으며 초내열합금은 '주기율표상의 VIIIA족 원소들을 모체로 하여 고온에서의 기계적 강도와 표면 안정성이 우수하도록 개발된 합금'으로 정의된다. 이 정의가 가장 잘 적용되는 곳이 1000°C 이상의 고온, 고회전에 의한 원심력과 항공기 이륙, 운항, 착륙 등에 의해 발생하는 열응력, 고온의 연소가스에 의한 고온 부식 및 산화 분위기가 복합적으로 작용하는 제트 엔진일 것이다. 이 초내열 합금은 크게 Ni기, Co기, Fe-Ni기의 세가지로 분류되는데 크리프, 피로 등 고온강도가 특히 요구되는 가스터빈에서는 Ni기 초내열합금이 제일 많이 사용된다. 이는 γ' 규칙

상으로 일컫는 Ni₃Al 금속간 화합물의 석출 강화 기구에 의한 것으로, 이 γ 상의 강도가 온도의 상승에 따라 오히려 증가하는 특이한 성질에 기인한다. γ 상의 이 이상항복(異常降伏)⁴⁾ 특성 때문에 γ 의 체적비가 크면 클수록 크리프 특성등 고온 강도는 증가하나 열간 가공성이 떨어짐에 따라, 단련용 Ni기 초내열합금(Wrought Ni-base superalloy)은 일정 체적비율 이상의 γ 을 함유할 수가 없기 때문에 가스터빈의 터빈 브레이드와 같이 온도와 응력이 가장 높은 부위는 주조용 Ni기 초내열합금(Cast Ni-base superalloy)을 사용한다. 반면에 사용온도가 훨씬 낮은 터빈 디스크 및 응력이 상대적으로 낮게 걸리는 비회전 부품(Non-rotating parts)들은 단련용 Ni기 초내열합금을 사용한다.

한편 미래의 고온 구조용 대체 소재로서 현재 가장 유력시 되는 금속 재료로서는 우선 금속간 화합물을 들 수 있다. 특히 항공·우주 분야에 있어서 극초음속 항공기(HST)와 우주선의 기체 구조재와 엔진구조재, 에너지 분야에서의 고효율 가스 터빈 구조재와 핵융합 원자력의 노벽재(爐壁材) 등에 있어서는 지금 보다는도 높은 내열성, 내충격성, 비강도, 비강성, 내환경성등 여러가지 엄격한 성능이 요구되고 있으며, 이러한 요구 성능을 만족시킬 수 있는 새로운 구조용 재료의 연구개발이 절실하게 되어 최근 등장한 것이 바로 구조용 금속간 화합물이다.

금속간 화합물은 대단히 종류가 많고, 위와 같은 제특성이 우수하므로 해서 1960년대 이래로 다방면에 걸쳐 연구가 수행되어 왔으나, 주로 기능 재료를 대상으로 한 것이 대부분이었다. 구조용 금속간 화합물의 연구는 1970년대에 들어서도 활발한 편이 아니었다. 그 이유는 금속간 화합물이 갖는 최대의 난문제인 취성 극복이 어떠한 수단을 강구하여도 불가능 하였기 때문이다. 단지 이 시기에는 고온 구조용 금속간 화합물에 발견되고 있는 특이한 현상 즉, 온도가 상승할 수록 항복 강도가 증가한다고 하는 강도의 역온도 의존성(Abnormal Temperature Dependence)을 중심으로 그의 변형기구에 관하여 우수한 연구 결과가 나오고 있었으나, 가장 중요한 취성 개선책이 제시

되고 있지 못하므로 해서 위와 같은 연구는 단지 학문상의 가치로서 머물러 있었다.

1979년, Ni₃Al 다결정에 B의 미량 첨가로 인하여 상온의 입계 취성을 개선시킨 획기적인 연구 결과가 발표되면서, 구조용 금속간 화합물을 연구하는 많은 연구자들에게 희망을 불어 넣어 주게 되었다. 특히 미국과 일본에서 이 분야의 연구가 활기를 띠면서, 구조용 금속간 화합물의 실용화가 큰 진전을 보게 되었다.

2. 고온금속재료의 특성과 개발 현황

2.1. 개 요

항공기 엔진과 같은 열기관의 효율은 반응 싸이클의 상부온도와 직접 관계되는 것으로 열기관의 효율 향상은 열기관의 설계와 함께 구성부품, 소재의 개발이 수반되어야 한다. 초내열 합금은 고온강도, 내식성, 내산화성이 우수하게 항공기용 가스터빈과 같은 고온에서 작동되는 구조물의 소재로 사용된다.

초내열 합금은 Ni기, Fe-Ni기, Co기 합금의 3종류가 있으며, 일반적으로 약 1000°F(810°K) 이상의 온도에서 사용되는 재료를 칭한다. 이 중 Ni기 초내열합금은 넓은 온도 범위에서 강도가 높고 산화저항, 내식성이 우수하기 때문에 가스터빈용 소재로 가장 많이 사용되고 있다. Ni기 초내열합금은 FCC 구조의 오스테나이트(Austenite) 조직으로 고온에서 BCC 구조의 합금에 비해 Tensile Rupture, 크리프 성질 등이 우수하며, 0.8Tm(Tm : Melting point) 온도까지 사용 가능하며, 어느 정도 온도까지는 100,000h까지 사용될 수도 있다. Ni기 초내열 합금은 Ni-Cr 기지에서 오늘날의 복잡한 상으로 구성된 합금이 개발되기 까지 약 50년간 다소 실험적으로 개발되었다고 할 수 있으며, 내부조직의 안정성, 변화, 반응등의 영향에 대한 지난 30년간의 이론적 고찰로 합금과 공정 개발에 많은 진전이 있었다.

현재 선진국에서는 US shuttle, NASP(X-30), HERMES, HOPE, HOTOL, NAL-SP 실험기, SANGER, HIMES 등 많은 차세대 우주 항공기 개발이

계획되고 있다. 비행중 우주 항공기의 외부 구조물의 온도가 매우 높아지므로, 경량, 내열성, 재사용가능성등의 설계 요구와 함께 적용 재료의 검토가 시행되고 있다. 각 기종마다 설계개념, 구조양식등이 다르고, 요구재료 특성도 다르지만, 공통적으로 요구되는 성능은, ① 높은 비강도와 비강성 ② 내열성, ③ 치수 안정성, ④ 환경에 대한 저항력, ⑤ 화학 안정성, ⑥ 성형 가공성, ⑦ 낮은 생산가, ⑧ 품질 안정성 등을 들 수 있다.

이와같은 특성에 부합되는 재료는 사용 온도가 낮은 것으로 부터, 알루미늄 합금, 내열 고분자 복합재료(CF/BMI, CF/PI등), 금속기 복합재료(SiC/Al, SiC/Ti등), Ti 합금, 초내열 합금, 금속간 화합물, 금속간 화합물기 복합재료, 초내열 합금 기지 복합재료 및 첨단 carbon/carbon 복합재료 등이다.

그러면 이제부터 실용화 가능성이 가장 높고, 활발히 연구가 진행되고 있는 몇가지 대표적인 금속간 화합물의 특성과 연구 동향에 관하여 기술하여 보겠다.

2.2. 특성과 개발 현황

2.2.1. 초내열 합금

2.2.1.1. 초내열 합금의 강화 특성

FCC 조직의 Ni 기초내열 합금은 BCC 구조의 합금에 비해 고온 성질이 우수하다. 이와같은 Ni기 초내열합금이 고온에서 강도를 유지하기 위한 재료의 강화기구는 다음과 같다.

(1) 고용강화(Solid Solution Strengthening)

고용강화 효과를 얻기위해 첨가되는 합금원소들은 다음의 조건을 만족하여야 한다.

- ① 기지(Matrix)에 넓은 범위의 고용도를 갖는 원소
- ② 기지와 첨가원소간의 원자크기가 크게 다를것.
- ③ 높은 용점을 가질 것.

Decker 등에 의하면 복잡한 Ni기 합금에서 W, Mo, Cr, Al 등은 유용한 고용강화 효과를 가지며, Co는 부분전위의 Stacking fault Energy를 낮추어 Cross slip을 어렵게 하므로 강화효과가 있다.

(2) 석출강화(Precipitation Hardening)

Ni기 초내열 합금에서 석출에 의한 재료의 강화는 주로 γ' 의 석출에 의한 것이며, Boride, Carbide 등은 저온에서 약간 강화효과가 있고 비교적 체적율이 낮기 때문에 고온에서 크리프 속도 및 파단수명에 약간 효과가 있으나 고온장도에는 큰 영향을 주지 못한다.

일반적으로 결정입내에서 변형은 전위(Dislocation)를 생성시키고, 이동시키는 것으로 이를 저지하면 재료가 강화된다. Ni기 합금의 석출강화는 γ 기지에 정합(Coherent)의 γ' 상 석출에 의해 전위운동을 저지함에 의한 것이다. 즉 Coherent 석출물이 존재하면 전위가 Slip Plane에서 Climb 또는 Looping에 의해 석출물을 Cut 또는 By-Pass 하기 때문에 전위의 이동을 어렵게 하므로 재료가 강화된다. 이의 예를 그림 1에 보였다. 그림 1에서 기울기가 양인 Curve는 전위가 γ' 를 Cut함에 의한 것이고 음인 Curve는 By-Pass함을 나타낸 것이다. 또한 석출물의 Interparticle Spacing이 By-Pass Mechanism의 작동 여부를 결정하고, 석출물의 크기는 Cutting Mechanism의 작동을 결정하므로 석출물의 양과 크기가 석출강화를 결정하는 주 요인이다. 석출강화 요인은 대략 다음과 같다.

- ① γ' 상의 체적율
- ② γ' 상의 크기
- ③ Anti-Phase Boundary(APB) Energy

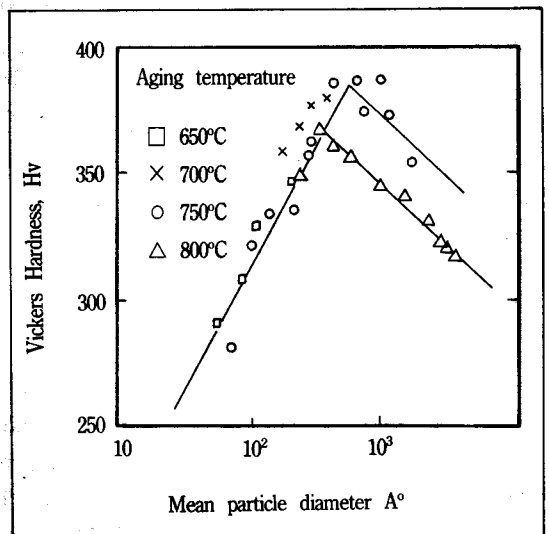


그림 1) 석출물과 강도의 관계

(3) 분산강화(Dispersion Hardening)

γ 에 의한 석출 강화는 γ '의 고용온도 이상에서는 강화효과가 없다. 따라서 이 온도 이상에서 강도를 유지하는 가장 효과적인 방법은 다른 안정한 비금속 분산상을 Matrix내에 존재하게 하는 것이다. 고온에서 가장 안정한 분산재는 산화물로서 높은 형성자유 Energy를 갖는 Th, Y, La등의 산화물이다.

이들 분산상의 크기 및 분포는 γ 과 같이 강화효과를 나타낸다. 즉 Particle은 작고 균일해야 강도와 Ductility에 좋은 효과를 나타내며, 일반적으로 약 2% Vol. Fraction, 10~100 μm 크기로 100~500 μm Interparticle Spacing이 가장 좋다.

따라서 적당한 강도와 Ductility를 유지하기 위해 산화물의 체적율, 크기 등을 조절해야 한다.

2.2.1.2. 각 부품의 요구특성 및 사용소재

Ni기 초내열 합금을 사용하는 부품은 터빈 디스크, 터빈 블레이드, 베인, 케이싱 등을 들 수 있으며, 이들은 제조공정 측면에서 분류하면 크게 단조합금, 주조합금, 판재 및 분말야금 합금 등으로 구분할 수 있고 최근에는 산화물 분산강화, 기계적 합금 등이 개발되었다. 이 중 단조합금은 주로 터빈 디스크, 축 등에 주조합금은 터빈 블레이드, 베인 등에, 판재는 케이싱 등에 사용된다.

각 부품 및 그 사용소재는 대략 다음과 같다.

(1) 터빈 디스크(Turbine Disc)

터빈 디스크 내부의 Bore 축은 비교적 저온에서 피로강도가 중요시 되며 외부 Rim부는 상대적으로 고온에서 항복과 응력집중을 받기 때문에 높은 크리프 강도가 요구된다. 이와같은 터빈 디스크용 소재로는 과거 17-22AS와 같은 저합금 강에서 IN901, IN718, IN738 등과 같은 Ni기 합금이 사용되었으나 작동온도의 상승에 따라 고온 크리프 특성이 좋은 René95, Astroloy, IN100과 같은 단조재가 사용되고 있다.

터빈 디스크는 Ingot제조, 진공재용해(Vacuum Arc Remelting) 또는 ESR(Electro Slag Remelting) 후 단조에 의해 제조하는 것이 일반적이거나 응고 조직을 제어하기 위해 최근에는 VADER(Vacuum Arc Double Electrode Remelting) 등의 공정도 개발되었다. 한편 강화원소 첨가량의 증가에 따른

강도 개선에 의해 재료의 열간 가공성(열간단조)이 감소하여 Astroloy, René 95와 같은 합금은 일반적인 방법으로 단조하기가 어렵게 되었다. 현재 이와 같은 합금은 용융금속을 Argon Jet에 의해 미세한 분말로 제조한 후 HIP(Hot Isostatic Pressing)에서 소성하여 단조 공정을 거쳐 일반적인 Ingot와 같은 공정으로 Disc를 제조하는 Atomized Powder Disc 제조법 등이 있다.

(2) 터빈 블레이드(Turbine Blade)

가스터빈 블레이드는 일반적으로 600~1000°C 이상의 고온과 높은 응력하에서 사용되기 때문에 고온 내구성, 내식성, 고온강도가 우수한 재질이 어야 한다. 터빈 블레이드는 가스터빈이 사용된 초기에는 주로 단조에 의해 제조하였으나, 가스터빈의 성능향상과 함께 보다 우수한 재료가 요구됨에 따라 주조용 합금개발과 주조공정이 터빈 블레이드 제조의 주된 공정이 되었다.

Wrought Blading Alloy(단조용 브레이드 합금)는 과거 전기 저항 재료로 사용되던 80Ni-20Cr로부터 발전되어 현재 사용되고 있다. 80Ni-20Cr 합금은 고온 내식성이 우수하여 1940년대 부터 블레이드 재료 사용되어 왔으나 터빈 블레이드 합금의 가장 중요한 성질이라 할 수 있는 Creep Rupture Strength가 부족하여 소량의 Al, Ti을 첨가시켜 개선한 것이 Nimonic 80이다. 이를 개선하여 Nimonic 80A, Nimonic 90을 개발하였으며, 새로운 Turbine의 개발과 함께 고온강도가 우수한 재질이 요구됨에 따라 Al, Ti를 첨가시켜 석출강화시키고 Mo를 첨가시켜 고용강화 시킨 Nimonic 105, 115가 개발되었다.

Wrought Blading Alloy의 최대 사용 온도는 주로 합금성분의 함수로서 성분과의 관계를 그림 2에 보였다.

초기 Nimonic 80A와 같은 합금은 대기에서 고주파용해하여 사용했으나 강화원소의 첨가에 따른 재료의 강화가 요구되어 대기용해로는 불가능했다.

1950년대에 진공용해 및 진공정련기술의 개발로 큰 진전을 보게 되었다. 즉 진공용해에 따라 반응성강화원소인 Al, Ti의 산화방지로 이들 원소의 첨가량 증가에 따른 γ 의 석출에 의한 고온에서 보다 강한 재료를 개발할 수 있게 되었고, 진공

Alloy	Al Ti Nb	Mo W	Cr	Co	Others	Temperature capability for 1000 hr life at 138 N/mm ²				
						750	800	850	900	950
Nimonic 80A	3.8	-	19.5	-	-	750-800				
InconelX750	4.2	-	15.0	-	7Fe	750-800				
Nimonic 90	3.8	-	19.5	16.5	-	750-850				
Udimet 500	6.0	4.2	19.0	18.0	-	750-850				
Nimonic 105	6.0	5.0	15.0	20.0	-	750-850				
Udimet 700	7.8	5.2	15.0	18.5	-	750-850				
Nimonic 115	8.8	3.3	14.3	13.3	-	750-850				
Nimonic 118	9.0	3.5	14.8	14.9	-	750-850				

그림 2) Wrought Blading Alloy와 사용온도

정련기술의 개발로 Creep Strength와 Ductility에 악영향을 주는 Bi, Pb, Te 등의 Trace Elements를 제거할 수 있게 되어 재료의 고온강도를 향상시키고 열간가공성을 향상시키게 되었다.

Ni-Base Superalloy에 Al, Ti 등의 첨가량 증가에 의한 Wrought Alloy의 강도 증가는 Solidus, Liquidus 온도를 감소시키고 Hardening Phase(예: γ , Carbide 등)의 용해온도(Solution Temperature)를 상승시켰다. 또한 VIM(Vacuum Induction Melting, 진공유도 용해) 용해로 개발된 Nimonic 115, Udimet 700과 같이 강한 합금을 열간가공(주로 단조를 의미함)이 가능한 온도구간을 감소시키므로 이와 같은 고합금 조성의 합금소재를 터빈 블레이드로 가공이 어렵게 되었다.

그러나 주조는 터빈 블레이드 설계상 복잡한 형상의 것도 가능하고 단조성(열간 가공성)이 터빈 블레이드 제작에 영향을 주지 못하므로 합금원소의 다량 첨가가 가능하여 합금원소의 다량첨가에 의한 강도 개선이 가능하게 되었다. 따라서 정밀주조에 의한 Turbine Blade 제작이 일반적인 공정으로 되었다. 작동 중에 받는 응력은 고속회전에 따른 원심력에 의한 것과 반복사용에 따른 것으로 고온 크리프 응력과 피로응력이라 할 수 있다. 재료는 비교적 저온에서는 결정입계에 의해 강화되어 결정립이 미세한 것이 기계적 성질이 우수하다. 고온의 경우 결정입계의 결합력이 떨어져 결정입계의 Sliding에 의해 입계가 취약하게

된다. 특히 터빈 블레이드의 경우 고온에서 사용되는 것으로 결정입계가 취약하며 원심력에 의한 응력을 받으므로 길이 방향과 수직인 입계가 취약하여 수직입계에서 파단이 우선적으로 진행되는 것이 많다.

따라서 이와같은 결정입계의 문제점을 보완하기 위해 개발된 공정이 방향성응고 기술이며 이는 금속을 용융상태로 유지시키면서 한쪽부터 응고가 진행되게 하여 응력축과 평행하게 결정을 성장시키는 것이다. 방향성 응고기술에는 결정을 평행하게 성장시키는 일방향 응고법과 Crystal Selector를 사용하게 1개의 결정립만 성장시켜 터빈 블레이드 자체가 1개의 결정으로된 단결정 응고 기술이 있다. 이와같은 방향성 응고기술의 개발은 터빈 블레이드 수명향상에 큰 영향을 미쳤으며, 현재 일방향응고 터빈 블레이드의 경우 항공기용 엔진에 널리 사용되고 있다. 단결정 응고기술도 일방향응고 기술과 유사하지만 생산성이 떨어져 이의 향상을 위한 연구들이 진행되고 있으며 현재 일부 항공기에 단결정 터빈 블레이드가 사용되고 있고 그 사용이 증가될 전망이다.

실제로 방향성 응고에 따라 소재의 특성을 향상시킬 수 있는 것은 그림 3에서와 같이 크리프 파단 수명, 파단 연신등의 현저한 증가다. 방향성 응고시 [100] 방위로 성장에 따라 Young's Modulus가 다른 방위에 비해 낮기 때문에 열피로 저항성이 큰 장점이 있다.

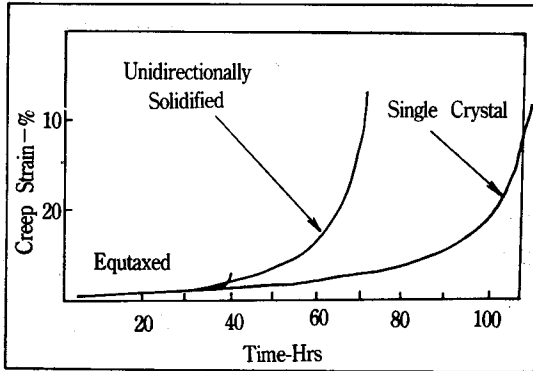


그림 3) 응고조직에 따른 크리프 특성변화 (mar-M200 980°C 207N/mm²)

방향성 응고기술의 개발에 따라 각각 적절한 조성의 조절이 필요하게 되었다. 즉 일방향 응고의 경우 방향성 응고 특성개선과 Transverse Ductility

개선을 위한 Hf첨가. 단결정에서는 결정립이 없으므로 결정입계 강화원소의 제거 등의 여러가지를 고려하여 각각에 필요한 특성을 갖도록 합금성분을 조절한 합금개발이 진행되었다. 현재 알려진 각 공정별 합금과 Temperature Capability의 관계를 표 1에 나타낸다.

(3) Nozzle Guide Vane

Nozzle Guide Vane은 작동중 정지하고 있는 부품으로서 과거에는 Turbin Blade와 거의 유사한 재질을 사용했으나, 회전하지 않기 때문에 Turbine Blade와는 다른 설계 인자를 가지므로 Turbine Blade와 다른 재질을 사용한다. 이는 주로 단조품을 사용했으나 복잡한 형상이므로 제조상 어려움이 있어 현재 거의 정밀 주조품을 사용하고 있다. 널리 사용되고 있는 Nozzle Guide Vane 재료는 표 2과 같다.

표 1) 주조 합금에서 각 공정별 합금 및 Temperature Capability

Alloy	Composition, wt%												Approximate Temperature capability, °C ¹	
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Nb	Ta	Zr	B	Other	introduction	°C ¹
Conventionally Cast														
In-718	0.05	19	-	0.5	1.0	3.0	-	5.0	-	0.01	0.005	18Fe	1965	700
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	1.0	1958	1,000
In-738C ²	0.17	16	8.5	3.4	3.4	1.7	2.6	0.9	1.8	0.1	0.01	-	1965	980
In-939 ²	0.15	22.5	19	1.9	3.7	-	2.0	1.0	1.4	1.1	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 200Hf	0.15	9.0	10	5.0	2.0	-	12.5	1.0	-	0.05	0.02	2.0Hf	1970	1,040
MAR-M 002DS	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
CMSX-2	-	7.9	4.7	5.5	1.0	0.6	8.0	6.0 ³	-	-	-	-	1980	1,070
SPR-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	-	-	3Reo.1Hf	1986	1,100
CMSX-4G	-	6.2	9.5	5.5	1.0	0.6	6.5	6.5 ³	-	-	-	2.9Re0.1Hf	1986	1,110

¹100 hr to rupture at 140 MPa. ²High-chromium alloy suitable for land and marine-based gas turbines. ³Indicates combines Nb+Ta.

표 2) Nozzle Guide Vane 합금

Alloy	Nominal chemical composition(weight percent)												
	C	Cr	Ti	Al	Co	Fe	Mo	W	Nb	Zr	B	Ni	Others
Haynes Stellite 21	0.3	28.0	-	-	Bal	-	6.0	-	-	-	-	2.0	-
Haynes Stellite 31	0.50	25.5	-	-	Bal	-	-	7.5	-	-	-	10.5	-
Mar M509	0.60	23.5	0.20	-	Bal	-	-	7.0	-	0.50	-	10.0	3.5 Ta
Nimocast 242	0.30	21.5	-	-	10.5	-	10.5	-	-	-	-	Bal	-
Nimocast PD 16	0.13	6.0	-	6.0	-	-	2.0	11.0	1.5	0.12	0.02	Bal	-
Alloy C 1023	0.16	15.5	3.6	4.2	10.0	-	8.5	-	-	-	0.006	Bal	-

표 3) Ni기 초내열합금 판재

Alloy	Nominal chemical composition(weight percent)												
	C	Cr	Ti	Al	Co	Fe	Mo	W	Nb	Zr	B	Ni	Others
Nimonic 75	0.10	20.0	0.4	-	-	-	-	-	-	-	-	Bal	-
Inconel 600	0.04	16.0	-	-	-	7.0	-	-	-	-	-	Bal	-
Hastelloy x	0.10	22.0	-	-	1.5	18.5	9.0	0.6	-	-	-	Bal	-
Nimonic C 263	0.06	19.5	2.2	0.045	20.0	-	6.0	-	-	-	-	Bal	-
Nimonic PK33	0.05	18.5	2.0	2.0	14.0	-	7.0	-	-	-	0.03	Bal	-
Rene 41	0.09	19.0	3.1	1.5	11.0	-	10.0	-	-	0.005	Bal	-	-
Inconel 617	0.07	22.0	-	1.0	12.5	-	9.0	-	-	-	-	Bal	-
Nimonic 86	0.05	25.0	-	-	-	-	10.0	-	-	-	-	Bal	-
Nimonic PE16	0.05	16.5	1.2	1.2	-	Bal	3.2	-	-	-	-	42.0	-
Inconel 625	0.05	22.0	-	-	-	2.5	9.0	-	-	-	-	Bal	-
Haynes 188	0.10	22.0	-	-	Bal	-	-	14.0	-	-	-	22.0	-
Haynes 25	0.10	20.0	-	-	Bal	-	-	15.0	-	-	-	10.0	-

(4) 판재(Sheet Materials)

Ni기 초내열합금 판재는 가스터빈의 Combustion Chamber, Turbine Casing, Jet Pipe, 배출구 등에 사용된다.

과거 간단한 고용강화합금인 Nimonic 75, IN600이 Gas Turbine용 판재로 사용되었으나, 높은 강도가 요구됨에 따라 Mo를 첨가시켜 고용 강화 효과를 증대시킨 Hastelloy x가 개발되었다. Combustion Chamber 벽은 냉각이 요구되는 부분으로서 이 부분의 냉각을 위해 필요한 공기량을 줄이기 위해 내산화성이 크고 용점이 높은 합금이 필요하여 고용강화합금인 Nimonic 86, IN617이 개발되어 현재 널리 사용되고 있다.

가스터빈용 판재의 종류 및 그 화학성분은 표 3과 같다.

(5) 산화물 분산 강화와 기계적 합금(Oxide Dispersion Alloy, Mechanical Alloying)

현재 사용되는 초내열합금은 γ' 석출강화형의 Ni기 합금이 주체이다. 이 금속간 화합물 γ' 상은 $Ni_3(Al, x)$ 의 조성을 갖는 규칙상으로 Ni의 고용체 γ 와 정합성(Coherency)이 있고, 고용, 시효처리에 의해 다량의 석출물을 균일하게 분산 강화하는 것이 특징이다. γ' 은 760°C 이상이 되면 규칙도가 감소하고 1000°C 이상이 되면 기지 γ 에 재고용하기 때문에 합금의 강도가 현저히 저하된다.

보다 높은 온도에서 안정한 분산 강화상은 산

화물이지만 이는 기지에 거의 고용하지 않고 특수한 분말야금법에 의해 미세분산 시킨다. 산화물을 ThO_2 로한 TD-Ni 혹은 TD-NiCr에서는 습식 공침법에 의한 분말을 사용한다. 그후 Y_2O_3 분산 강화 초내열합금이 Mechanical Alloying에 의해 제조되고 그중 MA 754는 일부 군용기의 Vane으로 사용되고 있다.

Mechanical Alloying은 INCO 사에서 개발한 공정으로 분말야금법(preallloyed powder)과는 달리 순금속 분말을 원료로 하여 기계적으로 조작하여 합금을 제조하는 방법이다. 우선 각종 금속분말과 Y_2O_3 분말을 Ball mill에 넣어서 교반하면 연신된 금속편이 압착·박리를 반복하여 그 압착면에 Y_2O_3 입자가 포착된다. 이와같이 혼합된 금속분말을 열간 압출 press에서 소결성형 하면 고상확산에 의해 균일한 조성의 matrix가 되고 그 중에 Y_2O_3 입자가 분산된 소재가 얻어진다.

2.2.2. 금속간 화합물

(1) Ni_3Al

Ni_3Al 금속간 화합물은 $L1_2$ (ordered face-centered cubic, fcc) 결정 구조를 가지고 있으며, 이미 Ni-base superalloy의 강화상인 γ' 으로 잘 알려져 있다. Ni_3Al 단결정은 상온에서 상당한 연성을 보이고 있지만, 다결정인 경우는 거의 연성이 없는 취성을 나타내는 특성이 있다. 그리고 순수한 Ni_3Al 의 경우, 항복 강도는 600°C 까지 온도가 증가할 수록 증가하는 역온도 의존성(abnormal temperature dependence)을 갖고 있다. Ni_3Al 은 특히 보론을 미량 첨가하는 경우 다결정에서도 상온에서 연성을 보이므로 이에 대한 실용화 연구가 활발히 진행되고 있다. 실제로 약 200ppm 정도의 보론을 첨가하는 경우 thermomechanical treatments를 통하여 입자를 미세하게 하면 hypo-stoichiometric Ni_3Al 합금(<25% Al)에서 상온 연성을 약 50% 이상까지도 증가시킬 수 있다. Ni_3Al 의 상온 연성 증가는 보론 첨가에 의해서도 가능하지만, 치환형 합금 원소인 Fe, Mn 첨가로도 가능하다. 그러나 치환형 원소 첨가에 의한 상온 연성 증대는 근본적으로 불규칙 상의 형성에 의한 것이다. 보론을 첨가하는 경우는 보론이 주로 interface에, 즉 low- and high-

angle grain boundary나 twin boundary, antiphase boundary, stacking fault, dislocation 등에 편석되므로 해서 입계의 결합력이나 입계의 규칙도를 낮추므로 해서 입계 부위의 소성 변형능을 증가시켜, Ni_3Al 의 연성이 증가하게 된다.

Ni_3Al 은 또한 치환형 합금원소를 고용화시킬 수 있으므로 고용강화가 가능하고, 상온에서는 효과가 있으나 고온에서는 아직 이에 관한 이해가 부족한 편이다. Hf과 Zr을 제외한 대부분의 합금 원소는 800°C 이상에서 강도증가에 별다른 기여를 하고 있지 못하고, Cr원소는 Ni-base superalloy에서와 같이 표면에 산화층을 형성시키므로 해서 고온에서의 내산화성 증대에 효과가 있는 것으로 알려져 있다. Hf은 특히 Ni_3Al 의 강도 증가에 효과가 있으며, 약 2%의 첨가에 의하여 상온에서의 항복강도 증가는 물론 고온에서의 최고강도 온도를 750°C 까지 높이는 효과가 있다. 그외에도 Hf은 creep rate를 감소시키므로 해서 일부 Ni-base superalloy에 비견할 수 있는 creep 특성을 발휘할 수 있으며, 피로 및 내산화성에도 효과가 있다.

Ni_3Al 의 기계적 특성에 미치는 중요한 요인으로서 입자크기의 영향을 들 수 있다. 소량의 탄소를 첨가하므로 해서 입자 미세화가 가능해지고, 비교적 저온에서 성형성 및 강도가 증가한다. 그러나 고온에서는 입자 미세화에 따른 입계 미끄럼 변형이 활발해지므로 해서, creep 저항성이 감소하는 경향이 있다.

ORNL(Oak Ridge National Laboratory)에서는 몇가지의 Ni_3Al 계 금속간 화합물을 개발하고 있다. 이와같은 금속간 화합물은 Ni-rich 조성으로 보론과 Cr, Zr, Hf 등을 포함하고 있다. 일부 합금은 Al 양을 조절하므로 해서 disordered γ 상을 혼재시키고, 이와같은 disordered phase는 1000°C 이상에서 증가하게 된다. 몇가지 실제 실용화가 가능한 Ni_3Al 합금을 소개하면 다음과 같다. 고온에서 부식 분위기 및 resistance-heating elements로 사용 가능한 단일상인 Ni-11.3 Al-0.02B-0.6Zr(wt%)을 비롯하여, 2상 합금인 IC221(Ni-8.5Al-7.8Cr-1.7Zr-0.02B), IC218(Ni-8.5Al-7.8Cr-0.8Zr-0.02B), IC396(Ni-8Al-7.7Cr-0.85Zr-3.0Mo-0.005B) 등이 실용화 가능한 합금이다.

(2) NiAl

NiAl은 높은 용융점과 탄성계수 그리고 낮은 밀도, 우수한 내산화성 등을 갖고 있으므로 해서, 항공기용 jet engine의 고온 부품용 대체 소재로서 Ni₃Al에 비하여 보다 높은 용융 가능성을 보이고 있다. NiAl은 이미 항공기 엔진의 coating 재료로 이미 사용되고 있으며, 기계적 특성면에 있어서는 NiAl 단결정은 인성이 있으나, 다결정인 경우는 Ni₃Al 처럼 극히 취약한 것이 특징이다. 그외에도 NiAl은 1600°C 이상에서 용융이 가능하고, 우수한 내산화성을 갖고 있으며, 500°C 이상이 되면 강도가 현저하게 감소하게 된다. 그러나 NiAl은 넓은 조성 범위에 걸쳐 존재하는 상이므로 합금화를 통한 특성개선이 가능하리라 예상된다.

NiAl은 특성 개선을 위한 방법이 Ni₃Al 만큼 아직 정립되어 있지 않은 상태이고, 입자 미세화하는 경우 인성이 약간 증가하고 있으나 요구하는 인성 증가를 위한 입자크기가 온도 감소와 함께 급격히 감소하므로, 입자 미세화를 위한 제조상의 문제점으로 역시 큰 기대효과를 얻을 수 없다.

NiAl은 stoichiometric composition으로 부티의 미소 조성 변화가 변형거동에 큰 영향을 미치고 있다. 예를들어 stoichiometric composition을 갖는 NiAl의 경우, 상온에서 극히 제한적인 소성변형을 보이고 있으며, 미소량이 벗어난 경우를 400°C까지 거의 소성변형 증거를 찾아 볼수 없다. 파괴 특성면에 있어서는 대부분 입계 파괴를 일으키고 있으며, stoichiometric 시편의 경우는 600°C에서 시험한 결과 dimple과 microvoid coalescence 현상이 나타나는 전형적인 연성파괴를 보이고 있다.

그외에도 제3의 합금원소인 Cr, Mn, Ti, Co, Nb, Ta, Hf, Mo, W, Zr, B 등이 NiAl의 compressive creep 특성에 미치는 영향에 관한 연구가 수행되어 왔으며, 합금첨가에 의한 제2상의 석출을 야기시키는 경우 creep 특성을 향상시킬 수 있다. 특히 Nb와 Ta을 미량 첨가하면 creep 특성에 효과가 있다.

제조공정면에 있어서는 소재 자체의 취성과 편석 때문에 재래식 주조에 의하여 대형 ingot을 제조하기가 어려우므로, 균일한 미세조직을 얻기 위해서는 일반적으로 2차 공정을 채택하여야 한다.

열간 압출을 행할 경우, 미세한 재결정 조직을 얻을 수 있고, powder를 이용할 경우, can에 넣어 압출을 행하던지, 혹은 Vacuum hot pressing이나 HIP 공정도 가능하다.

(3) Ti-aluminides

대표적인 Ti-aluminides는 Ti₃Al(α_2), TiAl(γ) 그리고 Al₃Ti(τ)을 들수 있고, 이중에서도 특히 Ti₃Al이 가장 유망한 금속간 화합물로 많은 연구가 수행되고 있으며, 일부는 이미 항공기 엔진에 사용되고 있다. 모든 Ti-aluminides는 기존 Ti 합금에 비하여 우수한 고온 내산화성 그리고 낮은 밀도, 보다 높은 creep 저항성 및 강성을 보이고 있다. 그러나 Ti-aluminides 역시 기존 다른 금속간 화합물과 같이 상온에서 극심한 취성을 갖고 있다.

Ti₃Al은 Nb와 같은 β 안정한 원소를 첨가하는 경우 연성증가에 효과가 있으며, 특히 미세조직 변화 측면에서 보면 martensite start temperature를 낮추므로 해서, martensite plate를 미세하게 하고, slip length를 감소시키는 효과가 있다. 만일 β 안정화 원소를 충분히 첨가하면, $\alpha_2 + \beta$ 미세조직이 형성되는데, 이때 존재하는 체심 입방격자인 β 가 인성 증가를 촉진하는 역할을 한다. 그외에도 Ta이나 V, Mo 등의 제3원소 첨가 효과에 관한 연구도 시도되고 있다.

연성은 또한 제2상을 분산시키므로 해서, 변형시 균일한 planar slip을 조장시켜 증가될 수도 있다. 급속 냉각법(RSP)을 이용하여 Ti₃Al에 Nb 첨가 유무에 관계없이 희토류 석출물을 미세하게 분산시킬 수도 있으나, 석출물의 조대화 현상을 조절하는 것이 문제점으로 되어 있다. 미세한 탄화물 분산을 위하여 탄소를 0.1~1.0 at% 첨가한후, 450~750°C에서 시효처리를 행하면 약간의 경도 증가 효과는 있으나, 확실한 분산 효과는 얻을 수 없다. 보론을 0.1%까지 첨가하면, 역시 약간의 경도 증가 효과가 있으며, 조직의 미세화는 현저한 편이다.

제조 공정면에 있어서 급속 응고는, β 안정화 원소 첨가 효과와 마찬가지로 martensite plate를 미세화시켜 slip length를 감소시키므로 해서 연성증가를 가져올 수 있다. 이와같이 급속 응고된 Ti₃Al powder는 HIP(Hot Isostatic Processing)이나 다른 일반적인 PM 기술을 이용하여 성형이 가

능하다. Ti₃Al을 광범위하게 항공기 소재로 사용하는 경우, 고온에서의 내산화성을 고려하여야 하는데, 내산화성 역시 기존의 Ti 합금에 비하여 우수한 특성을 보이고 있다.

V과 Mo이 첨가된 Ti₃Al이 jet engine의 afterburner와 같은 항공 산업에 응용을 시도한 최초의 금속간 화합물이다.

이 금속간 화합물은 높은 탄성계수와 고온강도, 그리고 Ni-base superalloy 무게의 1/2에 해당하는 경량성의 특성을 갖고 있고, 제조 공정면에서 superplastic forming과 diffusion bonding이 가능하다.

Ti₃Al은 역시 복합재료의 matrix material로서 우수한 특성을 발휘할 수 있으며, 예를들어 Ti₃Al/SiC 복합재료의 경우, 1200°C 고온 인장 특성에서 Ni-base superalloy에 비하여 우수한 비강도를 보이고 있다. 그러나 복합재료 응용에 있어서는 Ti₃Al matrix와 각종 보강재와의 반응 그리고 thermal expansion mismatch 등이 해결하여야 할 문제점들이다.

3. 선진국 기술 동향

3.1. 초내열 합금

항공기용 고온 금속재료는 주로 엔진에 사용되는 재료로써 선진국의 기술수준은 항공산업의 중추국이라 할수 있는 미국이 다른 국가들에 비해 앞서 있으며 영국, 프랑스, 일본 중국등의 순서로 자국에서 항공기를 생산하는 나라들이 재료분야에서도 앞선다고 할수 있다. 위의 국가들은 항공기 관련 기술의 연구개발에 국가가 강력하게 지원하고 있으며, 대부분의 국가들이 전략적인 이유로 군용기 관련기술 개발에 정부가 지원을 하고 있고

이에따라 산업용 가스터빈등의 분야에 항공관련 기술이 응용 발전되었다.

항공기용 고온 금속재료는 앞에서 언급한 바와같이 초내열 합금이 대부분이라 할수 있으며 대체재료로 금속간 화합물 등에 대한 연구개발이 진행되고 있다. 초내열 합금 관련기술로 미국의 NASA Rewis Research center와 AFML 등을 중심으로 소재 개발 및 소재관련 연구를 수행하고 있으며 G.E., PWA, Howmet 등 유수업체들이 대거 참여하고 있다. 특히 미국은 연구개발 체계에서 산·학·연이 각각 맡은 역할이 달라 제품과 관련된 공정개발은 산업체에서 수행하며, 대학은 국가연구기관이나 산업체에서 유도된 단편적이고 기초적인 연구과제를 수행한다. 한편 국가연구기관은 새로운 재료개발에 관련된 연구를 수행한다.

이러한 연구개발 체제에서 많은 신소재가 개발되었고 현재 사용되고 있는 초내열 합금의 대부분은 미국에서 개발된 것이라 할수 있다.

현재 미국등 선진국에서 연구되고 있는 소재 및 그 제조공정은 지금까지의 합금설계, 개발에 의한 고온 사용온도 향상이다.

고온강도 증가는 어느정도 한계에 도달했다는 관점에서 새로운 합금법이나 표면코팅 처리 기술, 제조공정 등의 개발에 많은 연구를 수행하고 있다. 현재 이와같이 연구되고 있고 실용화를 추진 중이거나 일부 실용화된 것은 분산강화 합금, 기계적 합금, 표면 코팅처리 공정 등을 들수 있다.

3.2. 금속간 화합물

금속간 화합물의 구조재료로서의 주요한 특성은 고온강도, 내산화·내식성, 내마모성 등이다. 대표적인 구조용 금속간 화합물 예를 표 4에 나타

표 4) 대표적인 구조용 금속간 화합물

특 성		금속간 화합물
구조재료특성	고온강도	Ni ₃ Al, TiAl, Co ₃ Ti 등
	내마모성	WC, TiB ₂ , FeB등
	내산화·내식성	NiAl, CoAl, MoSi ₂ 등

내었다. 고온강도(내열성)가 우수한 재료로서는 Ti와 Fe족(Fe, Co, Ni) 및 고용점 금속(Mo, Nb등)의 aluminide와 silicide를 들 수 있으나, 거의 모든 재료가 인성, 연성의 부족이 가장 큰 단점으로 되어 있다.

Ti-Al계 재료에 관해서는 인성, 연성 개선을 위하여, 고순도화 기술, 제3원소 첨가 효과, 결정립 미세화등의 조직제어에 관한 연구와 특히 미국에서는 항공기 제트엔진 부품인 turbine blade, after-burner nozzle, compressor casing등의 시제품 제작에 관한 연구등을 시행하고 있다. 그외에도 시제품 제작을 위한 합금설계 연구, 초소성 성형, 확산 접합등의 2차 가공기술 연구도 활발히 진행되고 있다. 궁극적으로 Ti-Al계 재료는 내열 Ti 합금의 연장선 상에 위치하고 있으며, Ti 합금의 한계사용 온도를 향상시킬 수 있는 신소재로서 유망시 되고 있다. 또한 Ni-Al계 재료에 있어서도 인성과 연성이 부족한 것이 큰 문제점으로 지적되고 있으므로, 이의 개선을 위하여 합금 설계와 가공성형법에 관한 연구가 활발히 진행되고 있다.

Ni-Al계 재료는 Ti-Al계 재료에 비하여 밀도는 높지만, 사용온도가 높다는 장점을 가지고 있다.

그 밖의 금속간 화합물에 있어서는, 고용점과 경량성 및 뛰어난 내산화성을 기대할 수 있으나, 특성에 관한 구체적 보고는 아직 부족한 편이고, 구조용 재료로서의 금속간 화합물에 관한 연구는 이제부터라고 말할 수 있다. 예를들어 silicide(Mo-Si계)는 내산화성 향상을 위한 coating 재료로서의 응용이 기대되고 있다. 또한 내열 구조용 금속간 화합물의 보다 우수한 특성 향상을 위한 방안으로서 금속간 화합물 matrix의 섬유 강화 복합화법이 제안되고 있으나, 섬유, matrix, 복합화 process등과 2차 가공법등의 많은 문제점에 대한 연구가 아직 미진한 상태이다.

재료개발에 있어서 목표로 하는 사용 가능 온도 범위를 그림 4, 5에 나타내었다. 이와같은 목표는 대기권 밖에서 이용되는 2000년대의 항공기 성능에 맞추어 주로 기체재료, 엔진재료에 있어서 현재 사용되고 있는 재료의 최고 성능(비강도, 비강성, 비피로강도, 비 creep성 등)의 1.3배에 해당되고, 30%의 경량화에 주안점을 두고 있다.

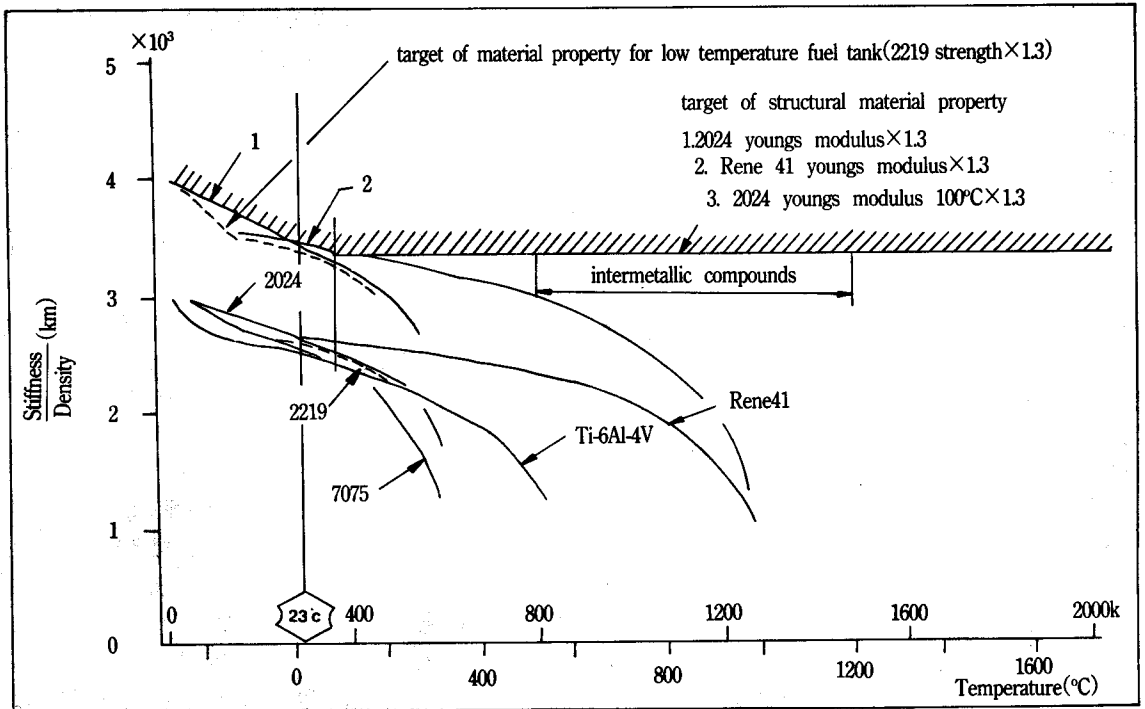


그림 4) 강성의 목표치

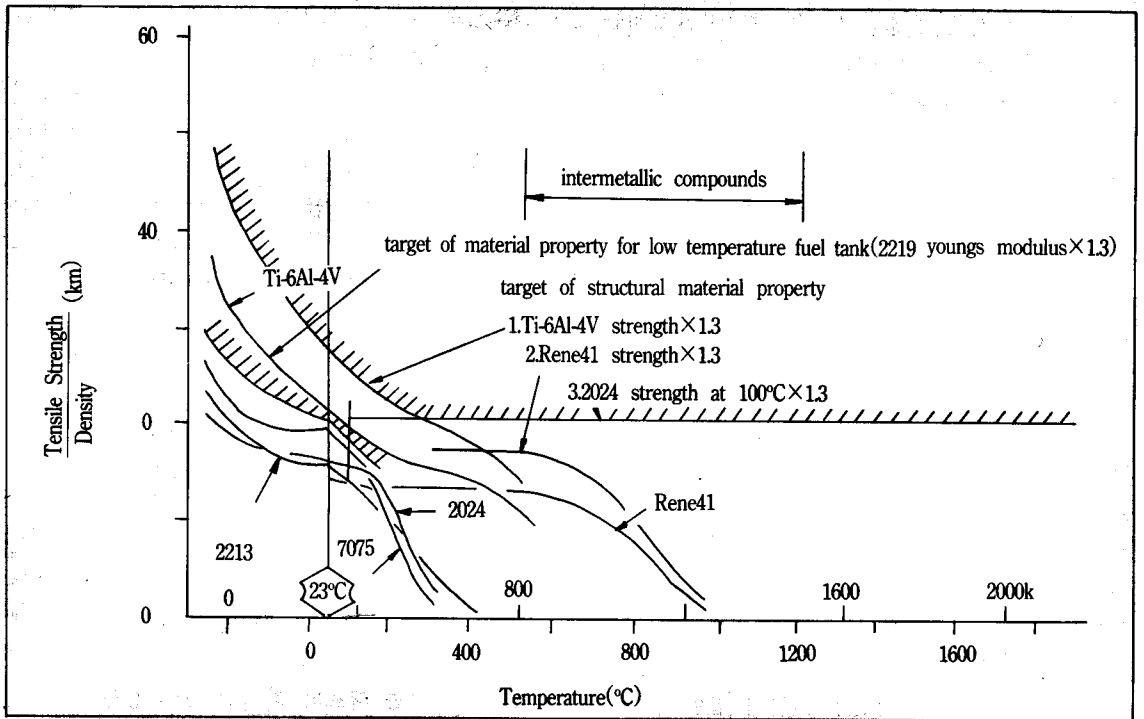


그림 5) 강도의 목표치

4. 국내기술 개발 현황

항공기용 소재의 국내 현황은 현재 전량 외국에서 수입하여 사용하고 있으므로 국내 생산 및 관련기술 개발은 거의 전무한 실정이라 할 수 있다. 항공기용 재료는 항공기 엔진 부품에 주로 사용되는 것으로 항공기용 고온금속 재료 중 국내에서 사용되는 재료는 소재 또는 반제품 상태로 수입하여 기계가공 및 후처리 공정을 거쳐 사용된다. 그 예로써 터빈 블레이드를 보면 진공정밀 주조를 거쳐 제조되고, 1단계 및 2단계 열처리한 상태로 수입하여 Root 부분을 기계가공한 후 코팅처리후 열처리 공정을 거쳐 국내 항공기에 사용된다.

이와같이 항공기용 고온 금속 재료에 관련된 기술은 거의 외국에 의존하고 있으며, 국내에서는 후가공 정도에 이르고 있다. 또한 국내의 고온금속 재료에 대한 연구개발 실적도 KIMM, KAIST 등 일부 국가연구소를 중심으로 최근 6~7년 사이에 일부 연구된 바 있으며 삼미특수강등 기업에서도 몇년전부터 개발에 참여하고 있다.

KIMM에서는 이 분야의 모델품목으로 선정하여 지난 6년전부터 연구개발하고 있는 품목은 주조용 Ni기 초내열합금으로 제트엔진의 터빈 블레이드나 소형 제트엔진의 일체형 터빈로터(Integral Turbine Rotor) 등에 사용된다. 이 부품들은 제트엔진에서 온도와 응력의 조합이 가장 높고 고온부식 및 산화분위기에서 사용되므로 가장 핵심부품중의 하나이고 소모성이 높아 주기적으로 교체시켜야 하는 경제성이 높은 품목이다. 이 부품제조의 핵심공정기술은 진공정밀주조기술로 일체형 터빈로터는 다결정법에 의하며, 터빈 블레이드는 다결정법과 함께 주상조직과 단결정 조직을 얻는 보다 첨단기술인 일방향 응고법에 의해 제조된다.

KIMM에서는 '84년 부터 3년에 걸쳐 다결정 터빈 블레이드를 개발하여 현재 대우정밀공업과 양산을 위한 기술이전을 진행 중에 있으며 '87년도 부터 3년에 걸쳐 일방향응고 터빈 블레이드를 개발하였다. 한편 다결정 터빈 블레이드 제조기술을 응용하여 일체형 터빈로터의 개발에도 성공하였으며 프랑스 국방성 산하 국립항공우주

연구소인 ONERA와 CM 247 LC 합금의 일방향 응고 소재에 대한 특성연구도 수행하고 있다. 대체재료에 대한 연구로는 일본 금속재료기술 연구소, 독일 항공우주 연구소와 Ni계 Aluminide 및 Ti계 Aluminide 개발과 특성 연구를 '90년도 부터 시작하여 수행하고 있다.

참 고 문 헌

- [1] ASM, superalloys Source Book, P₃
- [2] C. H. White : The Development of Gas Turbine materials. ed. by G. W. Meetham. Chap. 4.
- [3] W. J. Molloy : Advanced Materials and Process, 10/90, p.23.
- [4] 耐熱材料 Working group : 特殊鋼 Vol.38, No.1, p.40.
- [5] 한국기계연구소 연구보고서, UCN 080-940·C, 1987.
- [6] 한국기계연구소 연구보고서, BSI 586-1092·C, 1988.
- [7] 한국항공산업 연구소 논문집, 세종대학교 : "터빈 블레이드 제조공정", 김학민 제17집 July(1988), p.89.
- [8] James D. Destefani : Advanced Materials and Processes, 2/89, p.37.
- [9] 林龍一 : 特殊鋼, 30卷, 1號, 1990, p.67.
- [10] 熊谷典文 : 未來を拓く 構造用 金屬間 化合物, 素形材センター研究調査報告 359-5, 1989.
- [11] Technical Insights, Inc., : Futuretech., No.48, Dec 28, 1987.