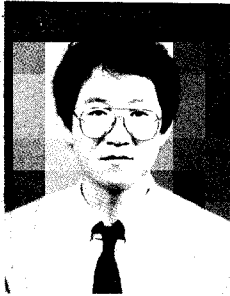


급냉응고에 의한 우주항공재료 개발



김낙준

(포항공대 우주항공재료연구)

- '71. 3-'75. 2 서울대 금속공학과(학사)
- '75. 3-'77. 2 서울대 금속공학과(석사)
- '78. 9-'81. 9 Univ. of California, Berkeley 재료공학과(박사)
- '81. 9-'82. 8 Lawrence Berkeley Laboratory, Post-doc
- '82. 8-'84. 12 Univ. of Wyoming 조교수
- '85. 1-'88. 12 Allied-Signal Inc. 책임연구원, 연구실장, 연구부장
- '88. 12-현재 포항공대 재료·금속공학과 부교수 우주항공재료연구소 소장
- '91. 3-현재 Acta Metallurgica et Materialia, Associate Editor



안상호

(산업과학기술연구소, 금속재료 연구분야)

- '71-'75 서울대학교, 공과대학, 금속공학과 (학사)
- '75-'77 서울대학교, 공과대학원, 금속공학과 (석사)
- '79-'84 RUTGERS 大, 금속공학과(박사)
- '84-'86 Northwestern大, MRC 연구원
- '87-'89 Cornell大, 연구원
- '89-현재 산업과학기술연구소, 금속재료연구분야, 책임연구원

1. 서론

최근에 이르러 산업구조가 점차 고도화됨에 따라 보다 향상된 물성을 지닌 새로운 재료에 대한 요구가 계속 증가하고 있다. 이러한 요구는 우주항공산업의 첨예화에 의한 것으로써 이중 최첨단산업이라 할 수 있는 차세대 항공기의 예를 들면 보다 빠른 비행속도, 신속한 회전속도, 수송능력의 증가 등이 요구되고 추진체계(propulsion system) 면에서 제트엔진은 더욱 향상된 thrust-to-weight ratio를 필요로 하여 경량이면서도 뛰어난 고온성질의 재료가 요구되기 때문에 기존의 재료들으로써 메꿀 수 없는 공백이 형성되고 있다.

이러한 향상된 물성을 지닌 우주항공재료의 개발에 대한 요구에 부응하여 구미 각국에서는 현재 정부 주도하에 산·학·연 협동으로 연구가 진행되고 있으며 국내에서도 우주항공재료산업의 높은 위험부담과 항공재료의 국제인증문제 때문에 산업체의 참여는 아직 미미하나 우주항공재료 관련기술개발이 21세기의 국력을 좌우한다는 사실을 일찌기 인식한 몇몇 국가출연연구소와 대학, 기업 등에서 이 분야에 대한 연구가 비록 초보 단계이나마 활발히 진행되고 있다.

이러한 우주항공재료는 그 사용부위에 따라 요구되는 특성이 다양하나, 이 모두가 지녀야 할 기본특성으로는 경량이면서 뛰어난 고온물성을 지녀야 하며, 그외에도 durability, environmental resistance, fabricability 등이 고려되어야 한다. 이렇게 보다 향상된 물성을 지닌 우주항공재료들을 개발하기 위해 제조공정에 관한 많은 연구가 진행되어 왔으며, 그 중에서 최근 가장 각광을 받고 있는 공정은 급냉응고법(rapid solidification)이다. 이 급냉응고법은 종래에 metallic glass와 같은 기능성 자성재료의 제조를 위해 사용되었던 용도를 뛰어 넘어, 이제는 급냉응고법에 의하여 얻어진 분말들을 사용하여 이전에는 얻을 수 없었던

새롭고 뛰어난 물성을 지닌 재료의 개발을 가능하게 하였다[1-5].

본 논문에서는 이러한 급냉응고법을 이용한 우주항공재료의 개발현황을 예를 들어 설명하였으며 최근 가장 활발히 연구되고 있는 재료들을 특성별로 구분하여 논하였다. 이 재료들은 1) 저비중의 특성을 지닌 Al-Li 및 Mg 합금 같은 경량재료 2) 뛰어난 고온물성을 지녀 항공기의 구조부이나 항공기/자동차 등의 엔진부분에 사용될 수 있는 고온용 Al합금, Ti합금, Ti aluminide 등의 내열재료, 그리고 3) 위에서 열거한 금속재료들을 기지로 하여 경량이면서 높은 비강도, 비강성들을 지닌 세라믹재를 보강시켜 기지금속의 장점과 강화재의 장점을 동시에 지니는 금속기지 복합재료들이다.

2. 우주항공재료의 급냉응고공정

고품위 우주항공재료의 급냉응고공정은 기존의 분말야금공정과 유사하며 여기서는 우주항공재료의 특성상 각 공정시 유의하여야 할 사항에 대해 간략히 소개하고자 한다.

2.1. 급냉응고에 의한 금속분말의 제조

급냉응고법이 우주항공재료개발에 있어서 중요한 위치를 차지하고 있는 가장 큰 이유는 우주항공재료에 사용되는 금속분말들이 종래의 주조법이나 press-and-sinter에 사용되었던 금속분말들이 지니지 못한 여러 유익한 특성들을 지니고 있기 때문이다. 이 금속분말들은 최근에 이르러 개발된 급냉응고법에 의해 제조되는 데, 이같이 제조된 금속분말이 가지고 있는 주요 특성은 종래의 주조법에 비해 더 미세한 조직과 현저히 감소된 미세편석을 얻을 수 있다는 점이다. 또한, 급냉응고법에 의하여 얻을 수 있는 상당히 빠른 냉각속도는 합금 원소의 고용도(solid solubility)를 증가시켜 여러가지 성질에 유익한 2차상의 양을 증가시킬 뿐만 아니라 새로운 비평형상을 만들게 한다. 이외에도 급냉응고에 의해 만들어진 합금들은 주조법으로 만든 합금보다도 조직이 더 균

일하고, 또한 등방성(isotropic)을 가지는 장점을 지니고 있다.

이러한 급냉응고의 여러 장점들을 활용함으로써 종래의 주조법으로 만들수 없었던 새로운 금속 재료들을 개발할 수 있다. 급냉응고에 의한 분말 제조방법은 크게 atomization과 melt spinning-comminution의 두가지 방법으로 구분할 수 있는 데, 이 두 방법들의 주요 특성들이 표 1에 나타나 있다. 이 방법들의 자세한 공정과정들은 타 논문들에 기술되어 있어서[6, 7] 그 설명을 생략하였다.

급냉응고를 이용한 우주항공재료 개발을 위한 합금설계(alloy design) 개념은 그 응용분야에 따라 서로 달라진다. 예를 들어 열처리 가능한 저비중 Al-Li합금에 있어서 급냉응고를 사용하는 주요 목적은 주조법(ingot casting)의 사용시 일어나는 Li의 편석을 방지하여 Li의 양을 주조법에 의한 Al-Li합금에 있어서의 한계치인 2.5wt% 보다 더 많이 첨가할 수 있다는 점이다. 반면에 고온용용 Al합금이나 Mg합금과 같은 비열처리 합금에 있어서는 급냉응고가 여러 유익한 합금원소들의 고용도를 증가시켜 독특한 미세조직과 기계적 성질을 갖는 새로운 합금을 개발하는 데 주로 이용되고 있다.

합금설계 개념이 위에서 기술한 바와 같이 특정한 성질의 요구사항에 따라 서로 달라질 수 있으나, 급냉응고된 분말을 사용시 지켜야 될 공통된 요구사항이 있다. 이것은 급냉응고에 의해 얻어진 미세조직이 분말야금 공정시 유지되든지 또는 유리하게 변경되어야 한다는 점이다. 일반적으로 급냉응고에 의해 얻어진 미세조직은 기존의 분말야금 공정을 사용시 유지하기가 힘들므로, 급냉응고법의 장점을 최대한으로 활용하기 위해서는 급냉응고에 의해 얻어진 미세조직이 고온에서의 성형(consolidation)시 유지되게 만들 수 있는 사려 깊은 합금설계와 공정조건의 제어가 필요하다.

2.2. 금속분말의 성형

금속분말의 성형법은 고온성형법(hot pressing), 진공고온성형법(vacuum hot pressing), 고온등압

표 1) 금냉응고에 의한 분말제조방법의 비교(참고문헌 3)

| | <i>Atomization</i> | <i>Planar Flow casting-ribbon comminution</i> |
|----------------------------|---|--|
| Cooling rate | $<10^4\text{Ks}^{-1}$ | $>10^6\text{Ks}^{-1}$ |
| Atmosphere | Inert atmosphere | Carried out in air |
| Morphology | Nearly spherical | Irregular flakes |
| Microstructural uniformity | Limited to finest particle sizes | Uniform, irrespective of particulate size |
| Economics | Depends on atomization process used | Low cost |
| Safety | Extreme precaution needed in handling of fine(-325 mesh) powder | Less hazard associated with coarse (-30 mesh) powder particulate |

성형법(hot isostatic pressing) 등이 있다.

고온성형법은 혼합체를 press설비 내에서 고온 압축성형 후, 제조된 성형체 내의 잔류기체를 제거할 목적으로 별도의 진공장치에서 탈가스 작업을 하여 billet를 제조하는 방법으로, 이 방법은 별도의 장치제작이 없이 기존의 설비를 이용할 수 있는 장점이 있는 반면, 혼합체 내에 존재하는 기체와 고온성형시 발생하는 기체를 효율적으로 제거할 수 없고 또한 잔류기체에 의한 고온반응 생성물이 발생하는 것을 피할 수 없다.

고온등압성형법은 주로 무기재료분말의 성형에 쓰이며 이 방법에 의한 성형체 제조시 등방압력을 가하므로 성형체 전체의 성질이 균일하게 되고 또한 복잡한 형태를 직접 제조할 수 있는 장점이 있지만 별도의 canning 작업이 필요하며 제조비용이 현저히 높고 대량생산의 어려움이 있다. 또한 성형체의 제조에 고온에서 비교적 장시간이 소요되어 금냉응고에 의해 얻어진 분말미세구조의 변화를 유발하므로 우주항공재료개발에는 부적당하다 하겠다.

진공고온성형법은 전술한 고온성형과 탈가스의 분리된 공정으로 성형체를 제조하는 고온성형법을 일원화시킨 성형법으로 진공챔버 내에서 고온압축성형을 하게 됨으로써 성형과 탈가스작업을

동시에 실시하게 된다. 진공고온성형법은 성형시 진공상태가 유지되므로 혼합체 내에 존재하는 잔류기체와 고온성형시 발생하는 기체를 효율적으로 제거하게 되므로 잔류기체에 따른 고온반응 생성물 형성을 억제할 수 있다. 또한 내부기공이 없는 이론밀도에 가까운 성형체로 제조 가능한 장점이 있어 우주항공재료의 성형에 가장 적합한 방법이라 하겠다.

금속분말의 성형시 AI과 같은 반응성이 높은 금속의 경우 금속분말의 표면에 항상 존재하는 산화피막의 문제점을 제거하기 위해 2차성형공정을 필수적으로 하여야 한다. 2차성형공정은 통상적인 소성가공법인 압출, 압연, 단조 등의 성형방법을 적용하며 이 때 유의하여야 할 사항은 금냉응고에 의해 얻어진 분말미세조직의 유지를 위해 압출온도 등의 공정변수의 제어가 필요하다.

3. 경량재료

최근 두차례에 걸친 석유파동을 거치면서 연료절약의 중요성이 크게 인식되어 기존재료를 대체할 수 있는 경량재료의 개발이 활발히 이루어지고 있다. 이러한 경량재료들은 기존재료에 비해 구조물의 무게를 크게 줄일 수 있으며 현재

경량재료로서 연구가 가장 많이 진행되고 있는 Al-Li합금과 Mg합금의 개발현황에 관해 설명하면 다음과 같다.

3.1. 저비중 Al-Li합금

최근에 이르러 Li의 첨가가 Al에 미치는 여러 가지 유익한 효과때문에 Al-Li합금에 대한 흥미가 증가하고 있다[8-12]. Li을 1 wt% 첨가할 때 Al의 비중은 ~3%가 줄고 또한 탄성계수는 ~6%가 증가해 비강성(specific modulus)은 상당히 증가한다. 비열처리(non-heat treatable) 합금에 쓰이는 합금원소와는 달리 Li은 Al에 상당히 큰 고용도를 가지고 있어 종래의 주조법을 쓰더라도 상당히 많은 Li을 Al에 첨가할 수 있다. 그럼에도 불구하고 좋은 기계적 성질과 낮은 비중을 지닌 Al-Li합금의 개발은 아직 이루어지지 않고 있다. 최근에 이르러 주조법에 의해 만들어진 Al-Li합금의 기계적 성질들이 많이 향상되고 있으나 주조법에 따르는 편석문제 때문에 최대한으로 첨가할 수 있는 Li의 양이 2.5 wt%로 제한되어 있어 비중을 8% 정도 밖에 줄일 수 없다. 비중을 더 줄이고 탄성계수를 더 증가시키기 위해 Li의 양을 증가시키면 일반적으로 연성과 파괴인성은 현저히 감소하게 된다.

Al-Li합금의 주요 문제점인 취성은 두가지 요인에 의한 것인데, 첫째로 $\delta'(Al_3Li)$ shearing에 따른 planar slip에 의한 것이고, 두번째로 grain 또는 subgrain boundary에 생기는 intermetallic상과 precipitate free zone에 의한 것이다. 이러한 문제점들을 제거시키기 위한 방법으로서 shear resistant dispersoid를 미세조직에 첨가시켜 planar slip을 homogeneous slip으로 변경시키는 방법이 많이 쓰이고 있다. 이러한 용도로 S'(Al₂CuMg)이나 T₁(Al₂

CuLi) 등의 precipitate가 많이 이용되고 있으나, 이러한 상들을 효과적으로 사용하기 위해서는 비교적 높은 온도에서의 시효가 필요한 데 이 때 precipitate free zone이 생기기 쉽다[13, 14]. 또한, S'이나 T₁을 균일하게 분포시키기 위해서는 stretching 등의 냉간가공이 필요한 데, 이 방법은 단조부품이나 초소성 가공부품에는 사용할 수가 없다는 단점을 지니고 있으며, 또한 판재내에 S'이나 T₁을 불균일하게 생성시켜 판재의 이방성을 증가시킨다[15].

위에서 열거한 이러한 문제점들은 급냉용고법을 이용하면 쉽게 해결할 수가 있다. 예를 들면 급냉용고법을 사용하면 기계적 성질에 악영향을 끼치는 조대한 금속간 화합물 상을 형성하지 않고 5wt%까지 Li을 첨가할 수 있다[16]. 급냉용고법의 또 다른 혜택은 shear-resistant dispersoid를 형성하는 합금원소를 다량 첨가할 수 있다는 점이다. 그러나 이러한 합금원소들이 비중에 미치는 악영향 때문에 Al-Li합금에 첨가할 수 있는 양이 제한되어 있다. 예를 들어 Mn, Fe 또는 Co 등을 2 wt% 정도 첨가했을 때 그것이 기계적 성질에 미치는 영향은 미미하다[17, 18]. 그런 반면 Zr은 미량(~0.5 wt%)만 첨가하여도 Al-Li합금의 기계적 성질에 큰 영향을 미친다. Zr을 Al-Li합금에 첨가함으로써 미세조직에 여러 흥미있는 현상을 일으키게 되는데 첫째로 Zr은 Al과 반응하여 준안정상인 Al₃Zr을 형성하는 데 이것은 δ' 상과 같은 결정구조를 가지며, 둘째로 Al₃Zr은 dislocation shear에 대한 저항력이 강하며, 셋째로 Zr을 소량 첨가하여도 상당히 많은 양의 Al₃Zr상이 형성되어 기계적 성질에 큰 영향을 끼친다는 것이다. 최근에 발표된 연구결과에 의하면 시효시 δ' 이 Al₃Zr과 matrix의 입계에 형성되어 composite Al₃(Li,Zr)상을

표 2) 급냉용고 Al-Li 합금의 조성

| Alloy | Amount(wt.%) of the following elements | | | |
|-------|--|-----|-----|-----|
| | Li | Cu | Mg | Zr |
| 641 | 2.9 | 1.5 | 0.8 | 0.4 |
| 643 | 3.4 | 0.8 | 0.4 | 0.5 |
| 644 | 3.0 | 0.9 | 0.4 | 0.4 |

표 3) 급냉응고 Al-Li 합금의 기계적 성질(참고문헌 3)

| Alloy | Aging | Yield strength (MPa) | Ultimate tensile strength(MPa) | Elongation (%) | K_q (MPa m ^{1/2}) | Density (g cm ⁻³) |
|-------|---------------|----------------------|--------------------------------|----------------|-------------------------------|-------------------------------|
| 641 | 130°C for 4h | 460 | 598 | 8.1 | 26 | 2.52 |
| 643 | 130°C for 16h | 458 | 582 | 6.5 | 24 | 2.47 |
| 644 | 130°C for 15h | 431 | 543 | 6.7 | 32 | 2.50 |

형성하는 데[19-21], 이 composite precipitate는 dislocation shear에 대한 저항력이 상당히 커 dislocation의 Orowan by-passing을 유도하여 ductility와 toughness를 증가시킨다[20, 21].

대표적인 급냉응고법으로 제조된 Al-Li합금의 조성이 표 2에 나타나 있는데, 이 합금들은 Li의 양이 3~3.4 wt%로서 그 외에 다양한 양의 Cu와 Mg를 포함하고 있다. 주조법에 의한 Al-Li합금과는 달리 급냉응고된 합금에서의 Cu와 Mg의 영향은 주로 가공경화성을 증가시키는 것이다[21]. 이 합금들의 underaged된 상태에서의 기계적 성질이 표 3에 나타나 있는데, 이 표에서 보는 바와 같이 이 합금들의 비중은 주조법에 의한 Al-Li합금보다 상당히 낮아 종래의 Al합금에 비해 비중을 약 12% 줄일 수 있으며, 또한 주조법에 의한 Al-Li합금에서 가장 중요한 공정중의 하나인 stretching 없이도 좋은 기계적 성질을 지니고 있다. 특히 합금 644의 파괴인성은 단순한 열처리만으로도 다른 합금에 비해 월등한 데, 이는 급냉응고법으로 제조된 Al-Li합금이 near net shape 부품성형에 적합한 합금임을 보여 준다.

위에 열거한 성질외에도 이 Al-Li합금들은 종래의 Al합금에 비해 유용한 성질들을 가지고 있다. 최근의 연구결과에 의하면 이 합금들은 2XXX이나 7XXX합금에 비해 월등한 피로저항성을 지니고 있으며[22], 또한 이 합금들의 내식성과 응력부식에 대한 저항성은 주조법에 의한 Al-Li합금보다 월등한 것으로 밝혀졌다[23]. 이외에 Al-Li합금의 비중을 더욱 더 감소시키고자 Be를 첨가하여 초저비중 Al-Li합금개발에 관한 연구가 진행되고 있으나, Be첨가시 안전도, 내식성 및 파괴인성의 감소 등 여러 문제점들의 해결이 아직 이루어지지 않고 있다[24].

3.2. Mg합금

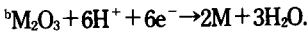
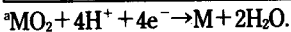
비중이 상당히 작은 Mg합금을 구조용재료로 사용함으로써 얻을 수 있는 이점들은 설명할 필요도 없이 명백하나, 현재까지 Mg합금들의 응용 분야는 극히 제한되어 왔다. 이같이 Mg합금의 응용을 제한시키는 이유는 크게 두가지가 있는데 그 첫째는 기계적 성질, 즉 강도와 연성 모두 다 취약하다는 것이다. 이렇게 기계적 성질이 취약한 주요 원인은 Mg이 전위의 multiplication이 한정되어 있는 hcp구조라는 것이다. Mg합금의 응용을 제한시키는 두 번째 요인은 Mg의 내식성이 상당히 약하다는 것인데 Mg합금 개발시의 주요 문제점은 여러 가지 방법을 사용하여도 이 두 가지 성질을 동시에 향상시키기가 불가능했다는 점이다.

최근에 이르러 급냉응고법을 이용하여 Mg의 여러 성질을 향상시키려는 연구가 활발히 이루어지고 있다. Al과는 달리 Mg은 고용도가 큰 합금원소가 많다. 예를 들어 보면 Mg에 대한 Al의 최대 고용도는 11.8 at%나 되며, Li는 17 at%, Ag는 3.8 at%, Zr은 3.3 at%, Y은 3.8 at% 등이 된다. 이같이 많은 합금원소들이 큰 고용도를 가지고 있기 때문에 대부분의 주조법에 의한 Mg 합금들은 이러한 원소들을 주요 합금원소로 쓰고 있고 Mg의 내식성에 가장 큰 악영향을 끼치는 Fe의 허용범위를 Al 또는 Zn을 첨가하여 증가시킴으로써 Mg의 내식성을 향상시킬 수 있으나 종래의 주조법 공정사용시 얻을 수 있는 성질의 향상은 사실상 한계점에 도달해 있다.

급냉응고법을 사용함으로써 Mg합금의 성질을 크게 향상시킬 수 있는데, 가장 중요한 방법은 열적안정성이 높은 분산상을 이용하여 강도를 증가시키는 것이다[25]. 이러한 분산상은 또한

표 4) Mg 합금 첨가원소의 특징(참고문헌 3)

| Alloying element | Maximum solid solubility(at.%) | Mg-rich second phase | | Electrochemical potential(V) |
|------------------|--------------------------------|-----------------------------------|-------------------|--|
| | | Identity | Melting point(°C) | |
| Mg | | | | -2.375 |
| Y | 3.8 | Mg ₂₄ Y ₅ | >620 | -2.37 |
| Nd | 0.1 | Mg ₉ Nd | >640 | -2.246 |
| Pr | 0.09 | Mg ₁₂ Pr | >602 | -2.2 |
| Al | 11.8 | Mg ₁₇ Al ₁₂ | 462 | -1.706 |
| Zr | 1.04 | Mg ₂ Zr | - | -1.43 ^a |
| Mn | 0.996 | α-Mn | - | -1.029 |
| Si | 0.0028 | Mg ₂ Si | 1085 | -0.84 ^a |
| Zn | 3.3 | Mg ₇ Zn ₃ | 350 | -0.763 |
| Fe | 0.00043 | α-Fe | - | -0.409(Fe ²⁺) -0.036(Fe ³⁺) |
| Co | Low | MgCo ₂ | >970 | -0.28 |
| Ni | <0.04 | Mg ₂ Ni | >760 | -0.23 |
| Sn | 3.35 | Mg ₂ Sn | 778 | -0.1364 |
| Ge | 0.003 | Mg ₂ Ge | 1117.4 | 0.12 ^a |
| Sb | <0.04 | Mg ₃ Sb | 1245 | 0.1445 ^b |
| Cu | 0.013 | Mg ₂ Cu | 568 | 0.340(Cu ²⁺) 0.522(Cu ⁺) |



고온에서의 성형시 결정립계의 이동을 억제하여 미세한 결정립이 유지되게 하여 Mg합금의 강도, 연성과 내식성을 향상시킨다. Mg합금의 내식성은 electrochemical potential이 Mg과 비슷한 합금원소를 첨가함으로써 더욱 향상시킬 수 있다. 이러한 용도들에 사용될 수 있는 여러 합금원소들이 표 4에 나타나 있는데 Co, Sn, Ge, Si과 Sb 등은 아주 작은 고용도를 가지고 있으며, 또한 Mg과 만드는 화합물이 높은 용융점을 가지고 있어 고온 노출시 미세하며, 열적으로 안정한 화합물을 형성할 수 있다. 이중에서도 특히 Si은 Mg과의 화합물인 Mg₂Si의 비중이 비교적 낮아 가장 적당한 첨가원소라 하겠다. 또한 표 4에서 보는 바와 같이 Y, Pr과 Nd같은 희토류 원소들은 electrochemical potential이 Mg과 비슷하고 특히 Y과 Nd의 화합

물은 열적으로 안정하여 Mg합금에 주요한 원소로 쓰일 수 있다[26].

위에 열거한 원소들을 첨가하여 개발된 Mg합금들의 조성, 비중 그리고 기계적 성질들은 표 5에서 보는 바와 같이 주조법에 의한 Mg합금에 비해 월등한 기계적 성질을 지니고 있으며 또한 급냉응고법에 의해 제조된 Mg합금들의 내식성은 주조법에 의한 합금보다 월등하다. 급냉응고법에 의해 제조된 Mg합금들의 이러한 향상된 성질들은 모두 급냉응고를 이용함으로써 얻어진 금속분말의 미세한 조직과 사려깊은 합금원소의 선택에 의한 것이라 하겠다.

4. 고온재료

최근 NASP(일명 Orient Express)등 비행속도

표 5) 급냉응고 Mg 합금의 기계적 성질(참고문헌 3)

| Designation | Alloy composition (wt.%) | Density (g cm ⁻³) | Yield strength (MPa) | Ultimate tensile strength (MPa) | Elongation (%) | K _{1c} (MPa m ^{1/2}) |
|---------------------|-----------------------------------|-------------------------------|----------------------|---------------------------------|----------------|---|
| EA65RS | Mg-5.0Al-5.0Zn-5.9Y | 1.94 | 460 | 515 | 5.0 | - |
| EA55RS | Mg-5.1Al-5.0Zn-4.9Nd | 1.94 | 425 | 475 | 14.0 | 10 |
| EA55RS ^a | Mg-5.1Al-5.0Zn-4.9Nd | 1.85 | 360 | 435 | 15.0 | 17 |
| AZ91HP | Mg-8.7Al-0.5Zn-0.2Mn ^b | 1.81 | 131 | 276 | 5.0 | 30 |
| ZK60A | Mg-5.4Zn-0.7Zr ^b | 1.83 | 303 | 365 | 11.0 | - |

^aAfter an annealing treatment.

^bCommercial ingot metallurgy alloys.

Mach 3을 증가하는 우주항공기의 개발이 구체화 되는 현시점에서 첨단 내열재료의 개발이 시급히 요구되고 있다. 이를 위하여는 각 재료의 사용온도 한계의 향상과 재료의 특성을 살린 우주항공기 부품에의 응용도를 고려하여야 하는 데 이러한 내열재료들은 우주항공기의 구조용재료로서도 중요할 뿐 아니라 엔진효율을 증가시키고 또한 무게를 절감시켜 우주항공기 및 자동차 등의 thrust-to-weight비를 향상시킨다. 이러한 내열재료중 가장 중요한 것들을 요약하여 설명하면 다음과 같다.

4.1. 고온용 Al합금

금세기에 이르러 Ti합금과 견줄 수 있는 고온 강도를 지닌 Al합금에 대한 연구가 활발히 이루어지고 있다. 종래의 Al합금은 대략 150°C 정도에서 강도가 급속히 떨어져 고온에서의 응용에 부적당한 데 이러한 종래의 Al합금에 있어서의 문제점은 고온에서 일어나는 석출물의 급속한 조대화화 coherency의 상실, 또한 가끔 일어나는 상변태에 의한 것이다.

Al합금이 고온에서 응용될 수 있기 위해서는 Al합금의 분산상이 고온에서 안정된 것이어야 한다. 그러나 이러한 분산상을 만드는 합금원소들은 Al에 있어서의 고용도가 상당히 낮기 때문에 종래의 주조법 사용시 그 효율성은 극히 제한되어 있어 최근에는 급냉응고법을 이용함으로써 이러한 고온에서 안정된 분산상의 양을 상당히 증가시켜

고온강도를 지닌 새로운 Al합금을 개발하는 데 많은 연구가 행해지고 있다.

이러한 합금을 만드는 데 필요한 합금원소들은 낮은 고용도와 적은 확산계수를 가져야 하며, 또한 그것들의 액상용해도(liquid solubility)는 커야 한다. 이러한 성질들을 가진 여러 합금원소들이 표 5에 나타나 있는 데[3], 표 6에서 볼 수 있는 바와 같이 Zr, Ti 또는 V 등은 상당히 적은 확산계수를 가지고 있으나 제한된 액상용해도를 가지고 있어 일차적인 합금원소로는 부적당하다. 반면, Fe의 경우에는 비교적 높은 확산계수를 가지고 있으나 큰 액상용해도를 가지고 있어 2차상을 상당히 많이 만들 수 있으므로 Al-Fe에 근거를 둔 합금에 대한 연구가 활발히 이루어지고 있다. 이러한 합금들의 예를 들어보면 Al-Fe-Zr, Al-Fe-Ti, Al-Fe-Mo, Al-Fe-V, Al-Fe-Ce 등이다.

Al-Fe에 기초를 둔 합금의 고온강도를 증가시킬 수 있는 방법에는 1) Al₃Zr(27)이나 Al₁₀V(28)과 같은 분산상을 첨가시키는 방법, 2) Mn, Ce, V 또는 Mo과 같은 합금원소를 첨가하여 Al-Fe 분산상의 고온안정성을 향상시키는 방법[29-31] 등이 있다. 이들보다 더 큰 효과를 볼 수 있는 다른 방법은 Si과 같은 합금원소를 첨가하여 Al-Fe 금속간화합물을 고온에서 안정하고 더욱 대치성을 지닌 상으로 바꾸는 것이다. 여러 문헌에서 보인 바와 같이 5~12 wt% Fe을 가진 Al합금에 소량(1~2 wt%)의 Si을 첨가하면 Al₃Fe와 AlFe 등을 cubic Al₁₂Fe₃Si형의 상으로 대치할 수 있다

표 6) Al합금 첨가원소의 확산계수와 용해도(참고문헌 3)

| Transition metal | D(cm ² s ⁻¹) at 618 K | Liquid solubility at 1400 K Maximum equilibrium solid solubility at indicated temperature (wt.%(at.%)) | | | | |
|------------------|--|--|---------------------|------------|--------------|--------------------------|
| | | wt.%(at.%) | (wt.%(at.%)) | wt.%(at.%) | (wt.%(at.%)) | at indicated temperature |
| Fe | 5.4×10 ⁻¹⁴ | 32 | (18.52) | 0.04 | (0.025) | at 928 K |
| V | 7.4×10 ⁻¹⁵ | 1.6 | (0.85) ^a | 0.6 | (0.32) | at 934 K |
| Zr | 3.4×10 ⁻¹⁸ | 11.5 | (3.7) | 0.28 | (0.085) | at 934 K |
| Cr | 1.1×10 ⁻¹² | 15 | (8.4) | 0.77 | (0.40) | at 934 K |
| Ce | 8.4×10 ⁻¹⁶ | 41.5 | (12) | 0.05 | (0.01) | at 910 K |
| Mo | 2.4×10 ⁻¹⁴ | 3 | (0.86) | 0.25 | (0.056) | at 934 K |
| Ti | 3×10 ⁻¹⁶ | 6.3 | (3.6) | 1.3 | (0.57) | at 938 K |

^aAt 1200 K.

[31]. 그러나 이 상은 ternary Al-Fe-Si 합금에서는 평형상태에 있지 않아 안정된 상으로 만들기 위해서는 다른 합금원소를 필요로 한다. 이러한 역할을 하는 합금원소들은 V, Mn, Cr 또는 Mo 등이 있는데 그 중에서도 V는 적은 확산계수로 인해 가장 중요한 합금원소로 쓰인다[32].

Al-Fe-Si-V에 근거를 둔 합금들은 그 미세조직이 Al기지에 균일하게 분포되어 있는 Al₁₂(Fe,V)₃Si 상으로 구성되어 있는데 이 Al₁₂(Fe,V)₃Si 상은 조대화되는 속도가 상당히 작아 425°C에서 8.4×10⁻²⁷ m³/h 정도가 되어 부품성형 후에도 미세조직이 상당히 미세하고 균일하다는 장점이 있다. 반면에 다른 고온용합금인 Al-Fe-Ce이나 Al-Fe-Mo의 2차상의 조대화 속도는 Al₁₂(Fe,V)₃Si 보다 10,000배나 빨라 고온에서 조대화가 급격히 일어난다[33].

이들 여러 고온용 Al합금들의 온도에 따른 기계적 성질의 변화를 비교해 보면[34], 이 중 Al-Fe-Si-V 합금이 타 합금에 비해 상당히 좋은 기계적 성질을 가지고 있다. 이 Al-Fe-Si-V 합금에 있어서 가장 중요한 점은 합금조성을 조절함으로써 다양한 기계적 성질을 얻을 수 있다는 것이다. 합금조성을 변화시킴으로써 silicide상의 부피분율과 격자상수를 변화시킬 수 있으며, 이러한 변화가 기계적 성질에 큰 영향을 끼치는 데 또한 Fe과 V의 양을 변화시킴으로써 silicide상의 조대화 속

도를 변화시킬 수 있는데, 작은 조대화 속도는 Fe:V비를 크게 함으로써 얻을 수 있다[31, 35].

Al-Fe-Si-V 합금은 월등한 고온기계적 성질외에 또한 2014-T6 합금과 대등한 내식성을 지니고 있어서[36] 이 Al-Fe-Si-V 합금의 응용분야는 다양하다. 대부분의 다른 급냉응고법에 의해 제조된 합금들이 그 응용분야가 압출이나 간단한 단조에 제한되고 있는 것에 비해 Al-Fe-Si-V 합금은 complex near-net shape forging이나 rolled sheet에까지 응용될 수 있다. 최근에 발표된 연구에 의하면 합금조성과 압연공정변수를 조절함으로써 다양한 기계적 성질을 지닌 sheet를 만들어 낼 수 있다[35].

그러나 이 합금이 우주항공 및 자동차재료 부품에서 더 큰 비중을 차지하기 위해서는 현재 350°C로 제한되어 있는 사용온도를 더욱 더 향상시켜야 하는데, 480°C 이상의 고온노출시 Al₁₂(Fe,V)₃Si상이 Al₃Fe상으로 상변태를 일으켜 연성과 파괴인성을 크게 감소시키므로[37], Al₁₂(Fe, V)₃Si상의 열적안정성을 더욱 향상시키는 것이 급선무라 하겠다.

4.2. Ti합금

Ti합금은 최근까지 Al합금보다 뛰어난 고온물성때문에 고온노출부위에 많이 사용되어 왔으나

현존하는 상용의 Ti합금은 600°C 정도에서 creep 강도와 내산화성의 저하때문에 그 사용온도가 570°C 이하로 제한되어 있다. Creep 강도와 내산화성의 향상은 Ti합금의 사용온도를 향상시켜 turbine engine 등에 쓰이는 중량의 Ni기나 Fe기 superalloy를 대체할 수 있어 Ti합금의 부품응용분야를 넓게 하기 때문에, 많은 연구가 Ti합금의 고온 creep 강도와 내산화성을 향상시키는 방향으로 진행되고 있다. 이를 위해 급냉응고법에 의하여 여러 종류의 Ti합금개발이 진행되어 왔는데, 이들은 Ti-6Al-4V(38)와 같은 기존 합금들, Ni, Fe, Cr, Si 및 W 같은 eutectoid forming 원소를 첨가한 합금들[39, 40] 및 Ti₃Al과 TiAl 같은 Ti aluminide [41] 등이다.

그러나 Ti합금은 Al같은 합금과는 달리 Ti용체와 무기재료 도가니와의 심한 반응성 때문에 기존의 atomization 방법이나 chill-block법으로는 분말을 거의 제조할 수 없었다. 그래서 초기의 Ti 분말 제조는 plasma나 electron beam, rotating-electrode 방법 같은 "containerless" 방법을 사용하여 제조되었다. 비록 이 같은 방법을 사용하여 균일한 조직과 조직의 효과적인 미세화를 얻을 수 있으나 [39, 40], 이 방법의 냉각속도는 비교적 낮아 안정된 분산상을 얻기가 매우 힘들어, 이 방법에 의해 제조된 합금의 기계적 성질은 주조에 의한 합금보다 미미한 향상을 보인다. 위와 같은 문제점을 제거하기 위해, 새로운 분말제조공정에 대한 연구가 많이 진행되어, 최근에 melt extracton과 melt spinning을 사용하여 Ti합금과 Ti aluminide내에 안정된 분산상을 형성시키는 합금개발에 대한 연구가 집중적으로 행해지고 있다.

전술한 바와 같이 열적으로 안정된 분산상을 형성하는 합금원소들은 표 7에 보이는 것과 같이 제한된 용해도를 갖고 있으나 이 용해도는 급냉응고에 의해 크게 증가된다. 이러한 원소중, C과 B은 Ti carbide나 boride를 형성하여 Ti합금의 기계적 성질에 많은 영향을 끼칠 수 있으나, 낮은 열안정성 때문에 사용이 제한된다. 예를 들면 Ti에 B을 첨가시 침상의 TiB 입자가 형성되는데 이는 800°C 정도에 노출시 급격한 조대화를 일으켜 기계적 성질을 저하시킨다[42]. 반면에 희토류원

표 7) 급냉응고에 의한 Ti 합금 첨가원소의 고온도 증가(참고문헌 42)

| Elements | Maximum equilibrium solubility (at.%) | Extended solubility in splats (at.%) |
|----------|---------------------------------------|--------------------------------------|
| B | 0.5 | 6.0 |
| C | 3.1 | 10.0 |
| Ce | ≈ 0.25 | >1.0 |
| Dy | ≈ 0.3 | >0.6 |
| Er | ≈ 0 | ≈ 1.0 |
| Gd | ≈ 0.3 | >0.5 |
| La | ≈ 0.15 | <0.3 |
| Nd | ≈ 0.6 | >1.0 |
| Y | ≈ 0.5 | 0.6 |

소들은 분산강화에 의해 Ti합금의 creep 강도를 향상시킬 수 있어 희토류원소를 첨가한 Ti합금의 개발에 관한 연구가 많이 진행되고 있다. 희토류원소를 Ti합금에 첨가하였을 때 이들은 합금내 잔류산소나 유황과 반응하여, 희토류 oxide, sulfide 또는 oxysulfide 등의 초미세 분산상을 형성한다 [41]. 여러 희토류 oxide(RE₂O₃) 중에서 Er의 첨가에 의해 형성된 Er₂O₃가 Ti합금내에서 가장 작은 coarsening rate를 가지고 있으나[43, 44], Er₂O₃ 상의 안정도는 Ti합금이 α상역에 존재할 때만 유지되어 열처리가 가능한(예를 들어 β상역에 열처리) Ti합금에서는 그 효과가 미미하다. 최근에 이르러, Ti분말야금 연구는 Ti aluminide에 관해 집중적으로 행해지고 있다. 이 Ti aluminide는 order된 hcp구조(DO₁₉)의 TiAl과 order된 tetragonal(L₁₀) TiAl으로서, 이들은 기존의 합금에 비해 40%나 낮은 비중, 고온에서의 높은 비강도, 그리고 높은 고온 creep 강도를 지니고 있다. 특히 이들은 기존의 Ti합금에 비해 월등히 향상된 내산화성을 지니고 있어 그 용융분야가 크다. 그러나 이들의 가장 큰 문제점은 제한된 slip system으로 인해 저온(600°C 이하)에서 아주 낮은 연성을 나타낸다는 점이다.

따라서 급냉응고에 의한 이러한 금속간화합물의

개발은 주로 저온연성을 향상시키고자 하는 데 집중되어 있으며 또한 creep 강도의 보다 큰 향상을 도모하고 있다. 이같은 연구의 결과로, α_2 상인 TiAl에 Nb를 첨가하여 연성을 지닌 β 상을 안정화시킴으로써 상온에서 4%로 연성을 증가시켰으며 [45, 46], 또한, TiAl분말에 W를 첨가하여 W를 포함한 β 분산상을 형성하여 creep 강도를 향상시킬 수 있다[47, 48]. 또한 Ti 합금에 적용된 방법인 Er_2O_3 , Ce_2S_3 등을 TiAl-Nb 합금에 첨가하여 고온강도를 향상시키고자 하는 연구도 진행되고 있으나[41, 42], Ti 합금의 경우에서와 마찬가지로 이 경우 고온강도는 Er_2O_3 나 Ce_2S_3 의 coarsening rate에 의해 좌우된다. 특히 Er_2O_3 의 조대화 현상은 특이하여 입계면에 의해 영향을 받는데, 이는 입계면이 Er_2O_3 분산상을 지나갈때 급격히 조대화를 일으키는 현상을 나타낸다. 또한 분산상을 포함하고 있는 Ti aluminide의 고온 강도는 타 합금에 비해 높은 값을 가지나, 이들의 상온에서의 연성은 타 합금에 비해 낮다. 그리하여 이 Ti aluminide에 관한 연구는 연성을 증가시킬 목적으로 합금원소를 첨가하여 기지의 대칭성을 높여, 기지의 plasticity를 향상시키는 방향으로 전개되고 있다. 또한 이 Ti aluminide를 성공적으로 부품에 응용하기 위해서는 grain을 조대화시켜 고온 creep 강도를 더욱 향상시켜야 하므로, 고온 creep 강도와 상온연성을 모두 지니기 위해서는 grain의 조대화되지 않는 분산상을 형성시켜야 한다. 일반적으로 말해서, Ti합금, 특히 Ti aluminide의 경우에는 급냉응고법이 기존 재료들의 문제점을 해결한다기 보다는 더 많은 어려움을 제시하고 있어 더욱 더 많은 연구가 필요하다고 하겠다.

5. 복합재료

복합재료는 기지에 경량이면서 높은 비강도 (specific strength), 비강성(specific stiffness)을 갖는 세라믹섬유(ceramic fiber) 또는 세라믹휘스커(ceramic whisker)를 보강시킨 재료로 기존재료에 비하여 물성이 뛰어나 우주항공, 자동차산업은 물론 다른 첨단분야에서도 복합재료가 차지할 위치에 대한 전망은 매우 밝다[49]. 복합재료의

개발 초기에는 기지상이 고분자재료인 고분자복합재료(polymer matrix composite; PMC)에 많은 관심이 모아져 활발한 연구로 고분자복합재료가 개발되어 응용되고 있으나[50, 51], 고분자복합재료의 큰 단점인 고온물성의 극심한 한계에 기인하여 최근에는 고온에서 높은 비강도, 비강성 등을 유지하는 금속복합재료 개발에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다[52-54].

금속복합재료는 강화재의 형상에 따라 연속섬유강화 금속복합재료(continuous fiber reinforced MMC), 입자강화 금속복합재료(particulate reinforced MMC)로 분류할 수 있다. 연속섬유강화 금속복합재료는 가장 높은 강도와 탄성계수를 가지나 제조비용이 매우 비싸고 이방성이 극심하며 부품 제조시 가공이 거의 불가능하여 응용범위가 극히 제한되는 반면, 입자강화 금속복합재료는 제조비용이 낮고 거의 등방적인 성질을 가지며 가공성도 좋으나 입자강화에 따른 강도 및 탄성계수의 향상 정도가 작다. 휘스커 강화 금속복합재료는 다른 두 재료의 중간적인 형태로서 두 재료의 단점들이 많이 보강되어 가까운 장래에 여러 산업분야에 걸쳐 가장 널리 쓰여질 것으로 예상된다.

따라서 최근 수년간 휘스커 강화 금속복합재료의 제조공정 및 물성향상에 대한 연구가 집중되고 있는 데, 제조방법으로는 compocasting, 용탕단조법(squeeze casting) 등의 액상제조법과 분말의 기지금속을 이용한 분말야금법(powder metallurgy) 등의 고상제조법이 있다[55, 56]. 액상제조법은 제조방법이 간단하고 비교적 짧은 공정으로 near-net-shape으로 제조할 수 있는 장점이 있는 반면 액상기지금속과 강화재의 젖음성(wettability)문제, 강화재 계면손상, 응고시 화학물생성 등의 단점이 있다. 반면에 분말야금법은 기존 분말야금법에 근거를 둔 것으로 강화재의 첨가에 의해 제조공정이 비교적 복잡해지지만 급냉응고로 제조된 금속분말을 사용하여 기지금속의 미세조직이 급냉응고에 의한 장점을 가지며, 금속분말과 강화재의 균일한 혼합이 용이하고, 석출물 생성 가능성이 비교적 적은 장점으로 금속복합재료의 제조에는 분말야금법이 가장 적합한 방법이다.

표 8) 대표적 금속복합재료의 기계적 성질

| Composites | UTS (MPa) | EI (%) | Modulus (GPa) |
|-------------------------|--------------|-----------|------------------|
| Al2124+15% SiC | 718 | 5.3 | 114 |
| Al-3Li+25% SiC | 609 | 2.3 | 149 |
| Mg-5.5Zn+15% SiC | 570 | 2.0 | 83 |
| Ti64+SCS6 | 1455 | | 245 |
| Ti64+B ₄ C/B | 1055 | | 205 |

자세한 제조공정은 참고문헌 57에 서술되어 있으므로 본 논문에서는 생략하였다.

현재까지 개발된 대표적인 금속복합재료들의 기계적 성질이 표 8에 나타나 있다. 여기서 보는 바와 같이 금속복합재료들은 기지금속에 비해 높은 강도 및 탄성계수를 지니고 있으나 연성은 기지금속에 비해 현저히 낮다. 일반적으로 말해서, 복합재료의 기계적 성질은 기지 및 강화재의 기계적 성질, 강화재의 양, 기지/강화재 계면의 성질에 의해 결정되는데, 이중에서 복합재료의 연성, 인성 및 내식성은 기지/강화재 계면의 특성, 즉 제조 및 부품사용시 계면에 생성되는 반응층에 의해 크게 좌우된다. 어떤 경우에 있어서는 반응층을 형성하는 것이 기지와 강화재간의 chemical bond를 강화시켜, 기지로부터 강화재에의 load transfer를 용이하게 만들 수 있으나, 대부분의 경우에는 기지/강화재 계면에 형성된 반응층은 강화재에의 load transfer를 감소시켜 복합재료의 기계적 성질을 저하시키며, 또한 이러한 반응층은 기지/강화재 계면에서 microcrack의 형성을 유발시켜 복합재료의 연성, 인성등을 크게 저하시킨다.

따라서 복합재료가 보다 폭넓게 사용되기 위해서는 기지/강화 계면현상에 대한 더 깊은 이해가 이루어져야 한다. 계면에서의 반응은 재결정, solid solution의 반응에 따른 계면의 취화현상, 2차상의 형성에 의한 coherency의 변화 및 volume misfit 등이 있다. 이러한 계면에서의 여러 반응들을 제거시키기 위해 많은 연구가 진행되어 왔는데 특히 강화재를 coating함으로써 계면에서의 반응을 억제하는 방법이 가장 많이 쓰이고 있으며, coating은 electroless deposition, electroplating, vapor deposi-

tion 및 plasma spraying 등의 방법에 의해 행해진다.

최근에 이르러, 복합재료개발은 우주항공산업의 첨예화에 부응하여 기지를 기존 합금이 아닌, 전술한 바와 같은 Al-Fe-V-Si 및 Ti aluminide 등의 첨단 금속재료로 대체하고자 하는 연구가 활발히 진행되고 있다[58, 59]. 이중 특히 Ti aluminide 기지 복합재료는 높은 비강도와 비탄성을 지니고 있어 NASP(National Aero-Space Plane) 같은 차세대 hypersonic 항공기에 널리 사용되리라 믿으나, 이것이 실용화되기 위해서는 부품을 만들기 위한 여러 제조공정상의 문제점이 해결되어야 한다.

6. 결 언

최첨단산업이라 할 수 있는 우주항공분야의 첨예화로 요구되어지는 재료의 특성이 점차 고도화되어 기존의 재료만으로는 메꿀 수 없는 공백이 형성되면서, 경량이며 강도가 뛰어나고 향상된 고온물성을 지닌 급냉응고법에 의해 제조된 재료에 대한 요구가 증대하고 있다. 이러한 요구에 의하여 연구, 개발이 활발히 진행되고 있는 재료들은 고온용 Al합금, Al-Li합금, Mg합금, Ti합금과 금속간화합물 및 금속기지복합재료 등이 있다.

이 중 고온용 Al합금개발에 관한 연구는 상당히 많이 진척되어 그 실용화가 일부 부품에 이미 이루어지고 있다. 또한 초경량재료들인 저비중 Al-Li합금과 Mg합금들은 실용화되기까지 좀 더 긴 시일이 필요하나 우주항공 구조에의 응용가능성은 이미 증명되었다. 그러나 oxide를 쉽게 형성하는 Al-Li합금과 Mg합금의 실용화를 위해서는 급냉응고 후의 여러 공정들(degassing, compaction, extrusion 등)에 대한 집중적인 연구가 필요하며 특히 Mg합금의 경우, 최근에 개발된 Al합금들과 경쟁하기 위해서는 내식성의 향상이 더욱 이루어져야 한다. 반면 급냉응고법에 의해 제조된 Ti합금 및 aluminide은 molten Ti의 반응성 때문에 개발이 지연되고 있으나, 계속되는 제조공정의 향상 및 새로운 합금설계를 통해서 고온재료로서의 중요한 위치를 차지하게 될 것이다. 금속복합재료는 기존의 Al합금에 SiC를 첨가하여 비강도와 비탄성을 향상시키는 정도의 연구수준을 뛰어 넘어 차세대

항공기에의 응용을 목표로 제조공정 확립 및 지지/강화재 계면특성의 향상을 위한 연구가 집중적으로 진행되고 있다.

전술한 바와 같이 우주항공재료개발은 위험부담이 큰 사업이나, payoff가 크고 또한 고부가가치산업으로서 국방산업 등 한국산업의 당면과제인 산업구조 고도화를 위해서도 정부의 주도하에 전략기술 산업으로 육성되어야 하며, 이를 위해 국가출연연구소, 산업체 및 대학등에서 비록 초기단계이나 산·학·연 협동연구체제를 구축하여 연구개발에 힘쓰고 있음은 고무적인 일이라 하겠다. 또한 이 연구분야는 최첨단 구조재료기술로서 자동차산업 등 타분야에의 파급효과가 크며, 지식·기술이 집약된 연구분야라는 특성상, 이 분야에 대한 연구가 국내에서 활발히 이루어져야 하겠다.

참 고 문 헌

- [1] S.K. Das, B.H. Kear and C.M. Adam(eds.), Rapidly Solidified Crystalline Alloys, TMS-AIME, Warrendale, PA, 1985.
- [2] P.W. Lee and R.S. Carbonara(eds.), Rapidly Solidified Materials, ASM, Metals Park, OH, 1985.
- [3] N.J. Kim and S.K. Das : "High-Performance Light-Weight Alloys by Rapid Solidification Processing" in Science and Technology of Rapidly Quenched Alloys(eds.), M. Tenhover, L.E. Tanner and W.L. Johnson, Materials Research Society, Pittsburgh, PA, (1987) 35.
- [4] F.H. Froes and S.J. Savage(eds.), Processing of Structural Metals by Rapid Solidification, ASM International, Metals Park, OH, 1987.
- [5] E.W. Lee, E.H. Chia and N.J. Kim(eds.), Light-Weight Alloys for Aerospace Applications, TMS, Warrendale, PA, 1989.
- [6] T.R. Anatharaman and C. Suryanarayana, Rapidly Solidified Metals-A Technological Overview, Trans. Tech. Publications, 1987.
- [7] R.L. Bye, N.J. Kim, D.J. Skinner, D.Raybould and A.M. Brown, p.283 in ref. 4.
- [8] T.H. Sanders, Jr., and E.A. Starke, Jr.(eds.), Aluminum-Lithium Alloys I, TMS-AIME, Warrendale, PA, 1981.
- [9] T.H. Sanders, Jr., and E.A. Starke, Jr.(eds.), Aluminum-Lithium Alloys II, TMS-AIME, Warrendale, PA, 1981.
- [10] C. Baker, P.J. Gregson, S.J. Harris and C.J. Peel (eds.), Aluminum-Lithium Alloys III, The Institute of Metals, London, UK, 1986.
- [11] G. Champier, B. Dubost, D. Miannay and L. Sabertay(eds.), Aluminum-Lithium Alloys IV, J. Physique Coll., C39, 1987.
- [12] T.H. Sanders, Jr., and E.A. Starke, Jr.(eds.), Aluminum-Lithium Alloys V, MCE Publications, Birmingham, UK, 1989.
- [13] T.H. Sanders, Jr., p.63 in ref. 8.
- [14] E.A. Starke, Jr., and R.E. Crooks, Metall. Trans., 15A(1985) 1367.
- [15] E.W. Lee and N.J. Kim, p.809 in ref. 12.
- [16] P.J. Meschter, R.J. Lederich and J.E. O'Neal, p.85 in ref. 19.
- [17] F.W. Gayle, p.19 in ref. 19.
- [18] K.K. Sankaran, S.M.L. Sastry and J.E. O'Neal, p.189 in ref. 19.
- [19] F.W. Gayle and J.B. VanderSande, Scripta Metall., 18(1984) 473.
- [20] N.J. Kim, D.J. Skinner, K. Okazaki and C.M. Adam, p.78 in ref. 21.
- [21] N.J. Kim, R.L. Bye, A.M. Brown, S.K. Das and C.M. Adam, in Aluminum Alloys and Their Physical and Mechanical Properties, E.A. Starke, Jr. and T.H. Sanders, Jr.(eds.), Engineering Materials Advisory Services Ltd., U.K.(1986) 975.
- [22] K.T.V. Rao, N.J. Kim, P.P. Pizzo and R.O. Ritchie, 2nd Int. Conf. on Aluminum Alloys, C.Q. Chen, ed., Int. Academic Publ., Beijing, China, 1990, in press.
- [23] N.J. Kim, "Physical Metallurgy of Rapidly Solidified Al-Li Alloys-A Review", *ibid.*
- [24] A.E. Vidoz et al., in Rapidly Solidified Powder Aluminum Alloys, M.E. Fine and E.A. Starke,

- Jr.(eds.), ASTM STP 890, Philadelphia, PA,(1986) 237.
- [25] S.K. Das and C.F. Chang, p.137 in ref. 1.
- [26] C.F. Chang, S.K. Das, D. Raybould, R.L. Bye and N.J. Kim : "Advanced Magnesium Alloys for Aerospace Application", in Space Age Metals Technology, F.H. Froes and R.A. Cull(eds.), SAMPE, Covina, CA,(1988) 345.
- [27] K. Okazaki and D.J. Skinner, Scripta Metallurgica, 18(1984) 911.
- [28] D.J. Skinner and K. Okazaki, Scripta Metallurgica, 18(1984) 905.
- [29] C.M. Adam and R.G. Bourdeau, in Rapid Solidification Processing : Principles and Technologies II, R. Mehrabian et al.(eds.), Claitor's, Baton Rouge,(1980) 256.
- [30] R.E. Sanders, G.L. Hilderman and D.E. Lege, AFML Contract Report, No. F33615-77C-5086, March 1979.
- [31] D.J. Skinner, R.L. Bye, D. Raybould and A.M. Brown, Scripta Metallurgica, 20(1986) 867.
- [32] D.J. Skinner, R.L. Bye, D. Raybould, A.M. Brown and M.S. Zedalis, in Processing of Structural Metals by Rapid Solidification, p.291 in ref. 4.
- [33] L. Angers, Ph. D. Thesis, Northwestern University, Evanston, Il, 1985.
- [34] D.Y. Lee and D.E. Zupin, in Dispersion Strengthened Aluminum Alloys, Y-W. Kim and W.M. Griffith(eds.), TMS, Warrendale, PA,(1988) 265.
- [35] M. Zedalis, D. Raybould, D.J. Skinner and S.K. Das, p.347 in ref. 4.
- [36] A.M. Brown, D.J. Skinner, D. Raybould, S.K. Das, R.L. Bye and C.M. Adam, in Aluminum Alloys and Their Physical and Mechanical Properties, E.A. Starke, Jr. and T.H. Sanders, Jr.(eds.), Engineering Materials Advisory Services Ltd., U. K.,(1986) 1029.
- [37] J.C. Lee, S. Lee, D.Y. Lee and N.J. Kim : "On the Embrittlement of a Rapidly Solidified Al-Fe-V-Si Alloy after High Temperature Exposure", Metallurgical Transactions A, in press.
- [38] T.F. Broderick, A.G. Jackson, H. Jones and F.H. Froes, Metall. Trans., 16A(1985) 1951.
- [39] T.C. Peng, S.M.L. Sastry and J.E. O'Neal, in Proc. 3rd Int. Conf. on Rapid Solidification Processing, R. Mehrabian, ed., NBS, Washington, DC, (1982) 452.
- [40] L.S. Chanbley, M.A. Ohls and H.L. Fraser, in Ti Rapid Solidification Technology, F.H. Froes and D. Eylon(eds.), TMS-AIME, Warrendale, PA, (1986) 211.
- [41] R.G. Rowe, J.A. Sutliff and E.F. Koch, in Rapidly Solidified Alloys and Their Mechanical and Magnetic Properties, B.C. Giesson, D.E. Pork and A.I. Taub(eds.), MRS, Pittsburgh, PA, 58(1986) 359.
- [42] R.G. Rowe, T.F. Broderich, E.F. Koch and F.H. Froes, p.107 in ref. 2.
- [43] P.J. Meschter, J.E. O'Neal and S.M.L. Sastry, Metall. Trans., 15A(1984) 1451.
- [44] S.M.L. Sastry, T.C. Peng and L.P. Beckerman, Metall. Trans., 15A(1984) 1465.
- [45] M.J. Blackburn and M.P. Smith, U.S. Patent 4,292,077, Sept. 29, 1981.
- [46] H.A. Lipsitt, in High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys, C.C. Koch, C.T. Lin and N.S. Stoloff(eds.), MRS, Pittsburgh, PA, 39(1985) 351.
- [47] P.L. Martin, H.A. Lipsitt, N.T. Nahfer and J.C. Williams, in Titanium '80, K. Kimura and O. Izumi(eds.), TMS-AIME, Warrendale, PA(1980) 1245.
- [48] P.L. Martin, M.G. Mendiratta and H.A. Lipsitt, Metall. Trans., 14A(1983) 2170.
- [49] 이성학, 이두영 : 신금속, 한국철강협회, 5월호 (1988), p.2.
- [50] T. Abraham, R.W. Bryant and P.J. Mooney, J. Metals, Nov.(1988) 46.
- [51] Engineering Materials Handbook : Composites (vol.1), ASM,(1987) Sec. 1.
- [52] A.P. Divecha, S.G. Fishman and S.D. Karmakar, J. Metals, Sep.(1981) 12.
- [53] K.K. Chawla, J. Metals, Dec.(1985) 25.

- [54] H. J. Rack, in Dispersion Strengthened Aluminum Alloys, Y-W. Kim and W. M. Griffith(eds.), TMS, Warrendale, PA(1988) 265.
- [55] F. A. Girof, J. M. Quenisset and R. Naslain, Comp. Sci. Tech., 30(1987) 155.
- [56] A. Mortensen, J. A. Cornie and M. C. Fleming, J. Metals, Dec.(1986) 12.
- [57] 이두영, 노병일 : 분말야금기술(III), 대한금속학회, (1989), p. 109.
- [58] M. S. Zedalis, J. M. Peltier and P. S. Gilman, p. 323 in ref. 5.
- [59] T. M. F. Ronald, Advanced Materials and Processes, ASM(1989) 29.