

신제조 공정에 의한 AI계 항공재료 개발 현황(I)



박 원 옥

(KIMM 제조야금실장)

- '74-'78 서울대학교 금속공학과 학사
- '79-'81 서울대학교 대학원 금속공학 석사
- '81-'85 서울대학교 대학원 금속공학 박사
- '89-'90 The University of Sheffield 연구원
- '85-현재 한국기계연구원 책임연구원



최 철 진

(KIMM 제조야금실)

- '84.2 서울대학교 금속공학과 학사
- '86.2 한국과학기술원 재료공학과 석사
- '86.3-현재 한국기계연구원 선임연구원



류 봉 선

(KIMM 제조야금실)

- '89.2 경북대학교 금속공학과 학사
- '91.2 경북대학교 금속공학과 석사
- '91.1-현재 한국기계연구원 연구원

1. 서 론

차세대 항공기용 AI계 경량 구조재료의 개발은 첨단기술이 집약되는 고부가가치 산업으로서 과학기술발전의 척도를 나타내는 분야이다. 이에 따라 선진국에서는 교통수단의 경량화에 대한 연구와 투자가 활발히 진행되고 있는데, 현재 항공 산업분야에서의 초음속 여객기(SST), 극초음속여객기(HTS), 수직이착륙기(VTOL) 및 단거리 이착륙기(STOL) 등의 경량화가 개발측면에서 주목되고 있다. 특히 초음속여객기의 경우는 빠른 비행속도에 따른 기체표면의 온도상승을 견딜 수 있고, 항공기 엔진의 무게를 줄일 수 있는 내열경량 재료가 요구된다. 항공기용 경량구조재에 관한 연구는 지금까지 Al, Mg 및 Ti합금에 관한 연구가 주종을 이루었는데, 분말야금 신제조공정인 급냉 용고법(RSP), Spray Deposition, 기계적 합금법(MA) 등이 도입되면서 부터 미세결정립을 가진 경량구조재료 및 비정질재료 개발이 가능하게 되었다.

따라서, 본고에서는 이러한 신제조공정별 항공기용 첨단 알루미늄소재개발 동향을 분석함으로써, 분말야금 응용범위의 확대 및 연구방향정립의 기초를 마련해 보고자 하였는데, Part(I)에서는 급냉용고법을 중심으로 기술하였으며, Part(II)에서는 Spray Deposition과 Mechanical Alloying을 중심으로 기술할 예정이다.

2. 급냉용고법(Rapid Solidification Process : RSP)의 현황

2.1. 원리 및 특징

급냉응고법은 용융금속을 열전도도가 큰 매체를 통하여 빠른 속도로 냉각시킴으로써 준안정 및 비평형상의 신소재를 제조하는 기술이다.

10³(C/S) 이상의 냉각 속도로 급냉시킨 재료는 결정립의 미세화, 비평형상의 형성 및 비정질재료의 제조, 고용한의 증가 등 일반적 주조법으로는 얻을 수 없는 새로운 특성을 가질 수 있으며, 제조된 재료의 형상이 foil, wire, 리본 등으로서 얇고 가는 형태를 요구하는 제품에 간단한 가공만으로도 직접 이용할 수 있다는 또다른 특성을 지닌다[1-3].

2.2. 이론적 배경

급냉응고법으로 제조된 Al합금은 합금원소의 과포화고용한이 크게 증가되어 냉각속도와 첨가 원소에 따라 고용한을 수백배까지 증가시킬 수 있으며, 조직이 미세하고, 편석이 방지되므로, 이를 시효처리하여 Al 기지내에 석출물을 미세하게 분산시킴으로써 항공재료로서의 우수한 기계적 성질을 보유하게 된다.

특히 주조법으로는 얻기 어려운 비평형 준안정상을 석출시키고, 석출물의 격자 및 구조를 조절함으로써 상온 및 고온에서의 특성을 더욱 향상시킬 수 있는데, 이를 위해서는 첨가되는 원소의 Al내에서의 확산속도, 냉각속도에 따른 비정질형성 및 과포화고용한의 증가, 석출상구조 및 격자상수, 합금의 비중, 성형성, 열안정성, 입계에너지 등을

고려해야 한다[4-9]. 이러한 것 중에서 항공기용 Al계 급냉응고합금에 있어서 가장 중요한 요소는 냉각속도의 증가에 따른 과포화 고용한의 증가로서, 표 1에는 대표적인 2원계 Al합금의 최대 평형고용한과 급냉에 의한 과포화고용한 증가치를 나타내었다[6]. 표 1에 나타난 바와 같이 상온에서의 과포화고용한의 증가가 현저한 합금계는 Al-Co, Al-Cr, Al-Cu, Al-Fe, Al-Mg, Al-Mn, Al-Ni, Al-Si 등으로 이들 합금을 중심으로 여러 용도의 합금개발이 추진되고 있다. 또한, 최근에는 합금 조성을 조절하여 비정질 Al합금을 제조함으로써 새로운 특성을 항공재료에 활용하고자 하는 연구도 활발히 수행되고 있어 합금설계가 주요분야로 부각되고 있다.

이외에 고려할 사항들은 경량화, 열안정성, 성형성 등 여러가지가 있으나 항공기에서 특히 관심의 대상이 되고 있는 분야는 동체의 경량화이므로 이에 적합한 Al-Li계 합금이 주로 연구되고 있다.[5] 지금까지는 주조법에 의해 Li을 Al에 소량 첨가하여 비중을 약간 밖에 줄일수 없었으나, 급냉응고법을 이용하면 기계적 성질에 악영향을 끼치는 조대한 금속간화합물을 형성하지 않으면서 더 많은 양의 Li을 첨가할 수 있으므로 우수한 기계적 특성을 얻을 수 있다.

2.3. 제조공정

급냉응고법에 의한 구형 및 flake 합금분말과 리본제조 기술[10]로는 Gas Atomization, Melt Spinning법, Rotating Electrode법, Splat Quenching법

표 1. Al계 2원 합금의 고용한 증가

Element	Equilibrium (at.%)	Reported maximum (wt.%)	Element	Equilibrium (at.%)	Reported maximum (wt.%)
Ce	0.01	1.9	Mo	0.07	> 1.0
Co	0.01	0.5-5	Ni	0.023	1.2-7.7
Cr	0.44	5-6	Si	1.59	10-16
Cu	2.5	17-18	Ti	0.15	0.22-2
Fe	0.025	4-6	V	0.2	1.4-2
Mg	18.9	37-40	Zn	66.6	38
Mn	0.7	6-9	Zr	0.083	1.15-1.5

등이 있으며, 1차공정에서 직접 분말을 얻을 수 있는 공정과 1차공정후 분쇄공정이 필요한 방법으로 또한 나눌 수 있다.

Gas Atomization법은 직접 구형의 분말을 얻을 수 있는 비교적 간단한 원리의 방법으로서 용해한 합금의 줄기가 음속에 상당하는 고압의 분사가스(Ar, N₂ 또는 He)와 충돌하여 분산된 용탕이 비산하면서 응고되어 분말화되는 방법이다. Water Atomization법과 더불어 Twin-Fluid Atomization이라고도 하며 용해금속의 표면장력과 점도를 제어함으로써 분말의 특성이 조절된다. 그 외에도 분말의 특성에 영향을 미치는 인자는 분사압력, 분위기 등 여러가지가 있으나 그 중에서도 용탕의 분사압력이 높거나 분사 가스의 유량 또는 유속이 커지면 분말이 미세해지는 경향을 띤다. Alcoa에서 채택한 Gas Atomization법은 다른 분말제조법에 비해 냉각속도가 10°~10°/S 정도로서 느리지만 분당 수 Kg의 생산능력이 있고 제조된 분말이 거의 진구에 가깝다는 장점이 있다.

반면 Melt Spinning법은 고속으로 회전하는 Cu나 열전달계수가 큰 wheel에 용융금속을 분사하는 방법으로서, 용해 crucible의 크기를 크게하면 대량생산과정에서 Gas Atomization법에 상당하는 생산능력이 있다. 또한 crucible의 slot 모양을 변화시켜 제조되는 리본의 두께나 폭을 변화시키고, 분사압, wheel과 slot의 간격, wheel의 회전속도

등을 제어함에 따라 10°/S이상의 냉각속도를 얻을 수 있기 때문에, 기존에 고용탄의 제한으로 인해 합금의 설계가 곤란했던 원소의 고용도 가능하다는 장점과 아울러 미세하고 균일한 조직을 얻을 수 있다는 잇점도 있다. Allied Signal사에서는 각종 비정질 및 미세결정질 리본 및 분말을 Melt Spinning법을 이용하여 생산하고 있으며(그림1), 최근에 리본제조, pulverization, 분말분류, consolidation 및 billet 제조를 연속공정에 의해 생산하는 방법이 실용화 단계에 와 있다.[11]

Gas를 이용하는 다른 방법의 분말제조법으로 Vacuum Atomization법이 있는데, 이 방법은 고압 하에서 다량의 가스를 과포화하고 있는 용탕을 진공분위기에 노출시켰을때 용탕내 가스의 부피가 팽창하면서 배출되는 현상을 제어하여 용탕의 분산이 일어나게 하는 원리로서 superalloy의 제조에 이용되고 있다. 항공기용 Ti 합금분말, 복사기 carrier용 분말합금 제조에 이용되는 Rotating Electrode법은 전극봉 형상의 재료를 초당 200~300회 정도로 회전시키면서 한쪽끝을 plasma arc나 electron beam에 의해 소량씩 용해시켜, 용해된 액상을 회전 원심력에 의해 분산시킴으로써 chamber내에 비산하는 분말의 응고에 의해 분말화시키는 방법이다. 제조되는 분말의 형상이 진구에 가까우나 입도가 100μm이상이므로 크고 냉각속도가 Gas Atomization법에 비해서도 느리다는 특징이 있다. 이

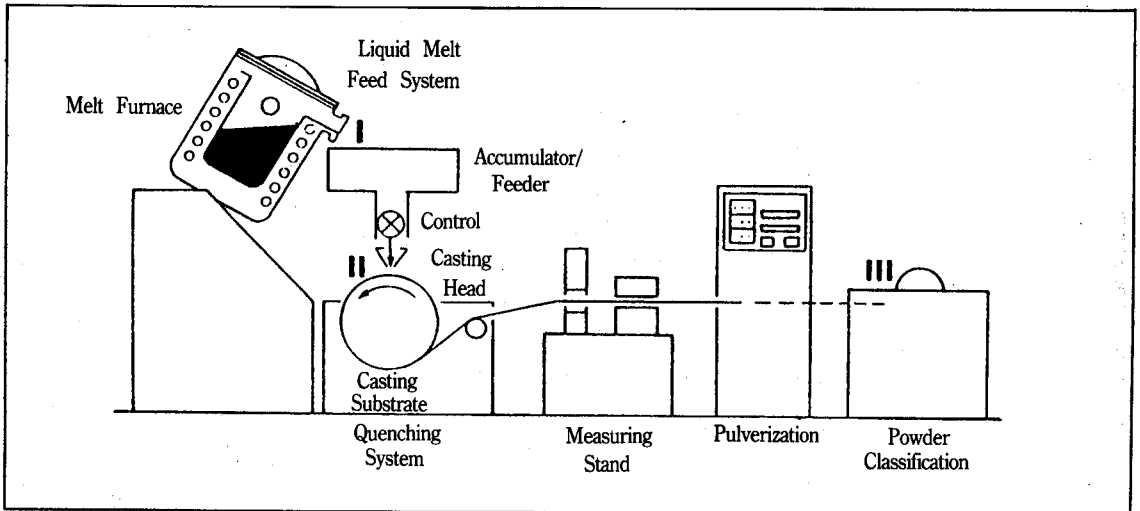


그림 1. Allied Signal의 melt spinning에 의한 분말제조공정

외에 회전체의 원심력에 의한 용탕분사 방법으로 Centrifugal Atomization법이 있으며, 고강도의 충격 pulse에 의해 용탕을 분사시키는 Ultrasonic Gas Atomization법 등 분말제조방법은 상당히 여러종류가 있다. 그러나, 이러한 방법들 중에서 Centrifugal Atomization이나 Splat Quenching법이라고 하는 소규모의 분말제조 방법보다는 위에서 언급한 Gas Atomization법이나 Melt Spinning법이 경제적인 대량생산에 유리하므로 산업화에 주로 이용되고 있다.

한편, 이와같이 제조된 급냉응고분말은 can에 장입하여 냉간압축한 후, 350~400°C에서 1시간정도 degassing한 상태에서 용접된 can을 압출하거나, degassing하면서 연속적으로 압출하여 성형하게 된다. 이 경우 압출온도는 일반적으로 400°C보다 낮은 온도로 유지되어야 급냉응고의 특성을 그대로 유지할 수 있으며, 분말입자간의 완전한 결합을 위해서는 약 20 : 1 이상의 압출비로 성형해야 한다. 그런데 최종제품의 형상이 봉재나 판재의 형태가 아니고 약간 복잡한 형태의 성형에 있어서는 hot pressing을 이용하여 형상을 제어하는 방법이 많이 쓰인다. 이외에 압연이나 단조, Hot Isostatic Pressing, Dynamic 또는 폭발성형 등이 연구되고 있는데 Al합금의 경우에는 표면산화층의 존재로 인하여 이러한 방법들의 사용범위가 제한되는 경우가 대부분이다.

2.4. 대표적 미세결정 재료

2.4.1. 고강도/내식합금

Al계 고강도 내식합금은 주로 상용화된 2XXX계와 7XXX계 합금의 성분을 약간 수정하여 급냉응고한 재료가 주로 개발되고 있으며, 그 중에서도 7XXX계 합금에 대한 연구가 최근 연구의 대상이 되고 있다.[12] 지금까지 약 1wt% 정도의 천이금속원소를 첨가한 7090, 7091, CW67등이 주로 생산되어 왔는데 합금별 조성 및 특성을 표 2에 나타내었다. 이들 합금은 분무법으로 분말을 제조한 후 냉간성형, vacuum degassing, vacuum hot pressing, 압출/단조에 의한 열간가공에 의해 성형되는 공정을 거친다. 분말공정에서 유의할 점은 degassing시에 compact밀도가 75%이하이어야 하고, degassing 온도는 분말표면의 수화물을 완전히 분해하기 위해 500°C이상이어야 하며, 분말표면의 oxide층을 부수고 결합력을 증대시키기 위해 압출비가 약 20 : 1이상이어야 하는 것 등이다. 그런데, 급냉응고된 Al합금의 경우는 400°C이하에서 degassing 처리를 한다. 또한 열전달 효율증대를 위해 불활성가스를 can내부에 충전시켜 충분히 내부온도가 올라간 뒤 진공상태로 만드는 방법 등이 연구되고 있으며, 내부온도를 목표온도까지 도달시키기 위해 가능한 한 degassing시간을 늘리는 방법이 검토되고 있다. 표 2의 상온에서의

표 2. 고강도/내식재료의 조성 및 상온에서의 기계적 성질

Alloy	Temper	0.2% YS (MPa)	UTS (MPa)	(%) El.	K _{1c} (MPa√m)
IM 7075	T6	510	572	13	—
PM 7075(+1Ni+1Fe)	extruded	634	717	9	—
PM 7090	T7 extruded	586	627	10	26
PM 7091	T7 extruded	545	593	12	44
PM CW 67	T7 extruded	580	614r/12	47	

7075 : Al-5.6Zn-2.5Mg-1.6Cu-0.23Cr
 7090 : Al-8.0Zn-2.5Mg-1.0Cu-1.5Co
 7091 : Al-6.5Zn-2.5Mg-1.5Cu-0.4Co
 CW67 : Al-9.0Zn-2.5Mg-1.5Cu-0.14Zr-0.1Ni

기계적 성질을 주조재와 비교해 보면, 급냉응고에 의해 연성의 감소없이 주조된 합금보다 약 20% 정도의 항복강도와 UTS값이 증가한 것을 알 수 있다. 이러한 기계적 특성의 향상은 미세조직, 용질의 과포화고용 및 석출물의 미세분산 등에 연유한 것으로서, 특히 높은 파괴인성과 부식저항성 및 응력부식파괴 저항은 Boeing 757의 landing gear와 A-7 aircraft의 landing edge flap 등으로의 응용에 적합하므로 연구개발에 관심을 끌고 있다. 이들 합금이 경량화를 기초로 가격경쟁력을 갖기 위해서는 기존의 7075합금에 비하여 더 우수해야 하는데, 개발된 합금 중 특히 CW67합금은 강도가 30%더 높고, 인성이 40%더 크며, 피로저항에 있어서도 더 월등하므로 유지보수에 문제가 있는 airframe용 7075합금의 대체재료로 적합한 것으로 평가되고 있다. 따라서 landing edge flap design (Vought), 압출된 forward longerons (Warner Robbins Air Logistics Center), landing gear door actuator (Boeing) 등은 이미 급냉응고재료로 제작되어 비행시험 중에 있다.

2.4.2. 저비중/고탄성합금

Al-Li계 합금의 특징은 Al계 타 합금보다 현저하게 낮은 밀도와 높은 탄성계수를 보인다는 점이다. 보고된 바에 의하면, 일반적으로 Li를 1wt% 첨가할 때 합금의 비중은 약 3% 감소하고, 강성률은 약 6% 정도 증가한다.[13]

따라서 현존하는 항공기 디자인에 이 재료를 사용하면 약 8%의 질량감소의 효과가 예상되며, 새로운 디자인을 할 경우 15% 정도까지의 질량감소 효과가 기대되고 있다. 이러한 이유로 인하여 Al산업계에서는 Al-Li합금의 개발을 7075 Al합금 개발('43년) 이래로 최대의 중요 개발사례로 간주하고 있다. 주조법으로 개발된 Al-Li계 합금 중에서 현재 구미에서 개발에 가장 중점을 두는 합금은 Al-Li-Cu계와 Al-Li-Cu-Mg계로서 2~3%의 Li를 포함하는데, 강도, 신율이 종래의 고력알루미늄합금 (2024 또는 7075)과 동일한 정도이며, 비강도 및 비탄성율이 각각 10% 가량 증대되고 있다. Al-Li-Cu계는 2090, Al-Li-Cu-Mg계는 8090 및 8091로써 등록되고 있으며 구미의 각 회사들은

2090, 8090 및 8091에 상당하는 자사제품을 개발하고 있는데, Alcoa사는 Alithalite A, B, C, Alcan사는 Lital A, B, C, Pechiney사는 CP 271, 274, 276의 명칭을 사용하고 있다. 그러나, Li은 Al에 4번째로 큰 고용도를 가지면서도 주조할 경우 편석이 심하여 약 2.5wt% 이상은 첨가할 수 없는 단점이 있으며, 그 이상 첨가할 경우 연성과 파괴인성이 현저히 저하된다.

따라서, 이러한 문제점들은 급냉응고법을 이용하면 쉽게 해결할 수가 있다. 예를들어 급냉응고법을 사용하면 기계적 성질에 악영향을 끼치는 조대한 intermetallic 상을 형성하지 않고 5wt%까지 Li를 첨가할 수 있다.[14] 급냉응고의 또 다른 장점은 shear-resistant dispersoid를 형성하는 합금 원소를 다량 첨가할 수 있다는 점이다. 이러한 급냉응고 특성을 향상시키기 위한 첨가원소중 Zr은 소량 (~0.5wt%)만 첨가하여도 Al-Li 합금의 기계적 성질에 큰 영향을 미친다. Zr은 Al-Li 합금에 첨가됨으로써 미세조직에 여러 흥미있는 현상을 일으킨다. 첫째로 Zr은 Al과 반응하여 준안정한 Al_3Zr 을 형성하는데 이것은 $\delta'(Li_2-Al_3Li)$ 상과 구조가 같고, 둘째로 Al_3Zr 은 dislocation shear에 대한 저항력이 강하며, 셋째로 Zr을 소량첨가하여도 상당히 많은 양의 Al_3Zr 상이 형성되어 기계적 성질에 큰 영향을 끼친다는 것이다. 최근에 발표된 연구결과에 의하면[15, 16] 시효처리시 δ' 이 Al_3Zr 과 Al기지의 계면에 형성되어 $Al_3(Li, Zr)$ 상으로 석출하는데 이 상은 dislocation shear에 대한 저항력이 상당히 크므로 연성과 인성을 증가시키는 것으로 나타나 있다. 표 3은 최근에 급냉응고법으로 개발된 Al-Li계 합금의 상온 인장시험 결과를 나타낸 것으로, 주조된 2XXX계 합금보다 우수한 피로저항, 내식성, 응력부식파괴저항성 등을 보유하고 있는 것으로 알려져 있다.

실용화 및 경제성 측면에 있어서는 Al-Li합금이 가지는 초소성(Superplastic Forming, S.P.F.)을 이용할 경우 경제적으로 항공기부품을 제조할 수 있으므로, 영국의 Alcan은 8090 Al-Li 합금을 개발하여 양산체제를 준비중이다. 또한 미국의 General Dynamic사와 Fairchild Republic사에서도 Al-Li 합금을 항공기 동체 및 항공기 부품으로 사용하기

표 3. 급냉응고된 Al-Li계 합금의 상온에서의 인장특성

Alloy	Temper (°C/hr)	0.2% YS (MPa)	UTS (MPa)	% El.
<i>Atomized alloys</i>				
Al2.5Li-11Be	-	432	504	5.2
Al-3Li-1Mg-1.5Cu-0.2Zr	190/8	509	596	3.1
Al-3Li-0.2Zr	160/32	454	492	10.5
Al-4Li-0.2Zr	160/32	449	509	6.0
Al-4Li-1Cu-0.2Zr	160/32	473	510	3.8
Al-4Li-1Mg-0.2Zr	160/32	408	514	4.9
<i>Jet-cast ribbon alloys</i>				
Al-3.2Li	-	462	600	8
Al-3.1Li-2.1Cu-1.0Mg-0.45Zr	170/4 + 190/16	531	607	6.1
Al-3.1Li-2.1Cu-1.5Mg-0.51Zr	160/4 + 180/16	554	632	5.5
Al-2.8Li-1Cu-0.5Mg-0.5Zr	-	442	534	5.2

표 4. 기계적합금법(MA)과 주조법(IM)으로 제조된 기존재료의 상온에서의 기계적 특성

PROCESS	ALLOY	YS (MPa)	UTS (MPa)	EL (%)	K _{IC} (MPa√m)	DENSITY (g/cm ³)
MA	Al-Li-Mg-O-C	450	510	10	45	2.55
IM	7075-T73	435	505	15	32	2.81

위하여 모든 가공기술개발 연구가 완료되었다. Al-Li 합금개발연구에 있어 대부분의 연구는 기계적 성질, 즉 가공분야에만 중점적으로 연구개발되었으며, 이 합금의 용접성에 대한 연구는 빈약한 실정이다. 그러나 이 합금은 초소성과 가공성이 우수하므로, 저온탱크, 해상용 구조물, 병기, 자동차, 우주선의 구조재료 등에의 적용성 여부가 검토되고 있다. 따라서, Al-Li계 합금의 실용화에 있어서는 용접성에 관한 연구결과가 위에서 나열한 분야에의 사용가능성을 좌우하게 될 것이므로, 용접성에 관한 활발한 연구가 기대된다. [17]

한편, 표 4는 기계적합금법으로 제조된 Al-Li계 합금과 주조법으로 제조된 Al 7075합금의 상온에서의 기계적 특성을 나타낸 것으로서, 급냉법으로 제조된 합금특성과 비교할 때 연성은 우수하나 항복강도와 UTS값이 전반적으로 약간 낮은 것을 알 수 있다[5].

2.4.3. 고온용 Al 합금

천이금속은 Al에 대한 평형고용량이 매우낮고 확산속도 또한 매우 느리기 때문에 Al에 첨가되어 고온용합금을 개발하기에 필수적인 요소를 갖추고 있으므로, 급냉응고에 의해 과포화고용량의 증가가 현저한 Al-천이원소 합금계에 관하여 특히 많은 연구가 수행되고 있다.[7,18,19] 그러나, 2원계 Al 합금에서는 최적의 고온특성을 얻을 수 없으므로 3원계 또는 4원계 Al합금이 기존의 Ti합금의 대체재료로 주된 관심의 대상이 되고 있다. 지금까지 개발된 대표적인 합금은 Alcoa의 Al-Fe-Ce 합금, Allied Signal의 Al-Fe-V-Si 합금, Pratt & Whitney의 Al-Fe-Mo합금, Alcan의 Al-Cr-Zn-Mn 합금 등인데, 고온에서 가장 기계적 특성이 우수한 것은 Allied Signal의 FVS 0812와 FVS 1212로서 표 5에 Al-Fe-Ce과 Al-Fe-V-Si합금의 온도별 인장시험결과를 나

표 5. 급냉법으로 제조된 Al-Fe-Ce과 Al-Fe-V-Si 합금의 온도별 특성변화

Alloy	Temper (°C)	0.2% YS (MPa)	UTS (MPa)	% EL	K _{IC} (MPa√m)
Al-7.1Fe-6.1Ce (extruded and rolled)	RT	524	567	5.7	26
	149	403	427	5.0	
	232	278	304	5.0	
	316	150	176	6.5	
Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si (FVS 0812)	RT	390	437	10	31
	150	340	372	7	
	204	312	341	8	
	280	280	308	9	
	315	244	261	9	
Al-12.4Fe-1.2V-2.3Si (FVS 1212)	RT	605	636	8.7	
	345	276	286	6.7	

타내었다. Al-Fe-V-Si합금중 FVS 0812는 상온에서의 인장시험값은 비교적 낮으나 고온에서는 Al-Fe-Ce보다 월등하며 FVS 1212는 상온과 고온 모두에서 높은 항복강도, UTS 및 연신률을 나타내고 있다[5].

고온용 Al합금은 항공기엔진의 compressor stator 등의 vane과 rotor등에 사용될 예정이므로 높은 온도에서의 항복강도가 무척 중요하다. 그림 2는 지금까지 개발된 합금들의 온도에 따른 항복강도의 변화를 보여주고 있는데, Allied Signal사에서 개발한 Al-Fe-V-Si이 가장 우수한 결과를 보유하고 있는 것으로 보고되어 있다[20-22].

일반적으로 고온용 Al합금의 요구목표중 항복강도는 350°C에서 300MPa의 값을 유지해야 하는데, 이 목표에 부합되는 FVS 1212와 FVS 0812 합금은 현재 기존재료인 Ti을 완전히 대체하기 위해 부품으로 제작되어 비행시험중에 있다. Al-Fe-Si-V에 근거를 둔 합금은 Al 기지에 Al₁₂(Fe, V)₃Si 석출물이 미세하고 균일하게 분포하는데, 이 석출물은 시효경화현상을 일으키지는 않으나 성장속도가 매우 느려(425°C에서 8.4×10⁻²⁷m³/h), 열안정성이 매우 우수한 특징이 있다. 또한 이 합금은 우수한 고온특성외에 2014-T6합금과 대등한 내식성을 가지고 있어서, 그 응용분야가 다양하며, 다른 합금과 달리 complex near net forging이나 sheet rolling에 까지 응용할 수 있는 장점이 있다. 그러나,

이 합금은 480°C이상의 고온에서는 Al₁₂(Fe, V)₃Si상이 Al₃Fe상으로 상변태를 일으켜 연성과 파괴인성이 크게 감소되어 사용온도가 350°C정도로 제한되어 있으므로, 이를 개선하기 위한 연구가 수행되고 있다.

따라서, 최근에 들어서는 개발된 급냉용고합금을 좀더 개량하여 특성을 향상시키려는 연구와 Al-Ti, Al-Zr계 및 Al-희토류금속을 중심으로 새로운 합금을 개발하는 연구가 병행하여 추진되고 있다. 새로운 합금설계에 있어서는 열안정성이 높은 단일 석출상이 Al기내에 분포하도록 조정하며, 석출물이 Al격자구조가 비슷함과 동시에 석출물과 Al기지와의 misfit가 감소하도록 첨가성분을 조절하고 있다.[23] Al matrix에 분포하는 석출상 중에서 주목을 받고 있는 것은 L₂ 구조의 준안정 석출물로서 Al₃Ti, Al₃Zr 등에서 나타나며, 석출물이 성장하면 각각 DO₂₂ 및 DO₂₃ 구조를 가진 Al₃Ti, Al₃Zr의 평형상으로 바뀌게 되는데, 이때 첨가원소에 따라 일부가 준안정상과 안정상에 고용되어 Al기지와 석출물의 misfit가 감소되며 정합강화에 의해 시효경화 현상이 유발된다.[24] 이 시효경화는 고온에서의 강도를 향상시켜 줄 뿐아니라 열안정성 증대에 핵심요소인 석출물성장 속도도 감소시켜 주므로, 석출물의 구조 및 격자상수 조절에 의한 고온합금 개발연구가 지속적으로 수행될 것으로 전망된다.

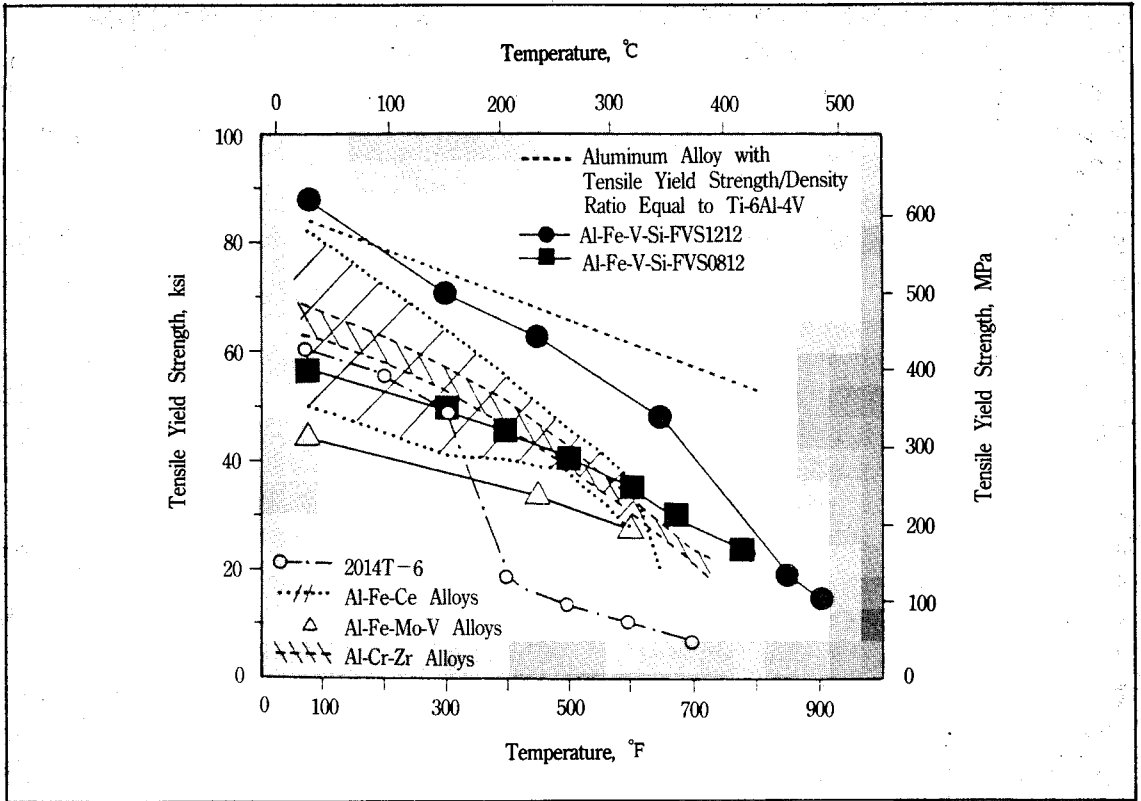


그림 2. 고온용 Al합금의 온도에 따른 항복강도 변화

2.5. 비정질 Al합금

Al합금의 비정질화는 1960년 급냉시킨 Al-Si 합금 [25]에서 결정상과 더불어 비정질상이 공존하고 있는것이 확인되면서 처음으로 보고되었다. 그후 Al-Fe-B 및 Al-Co-B합금[26]을 시작으로 Al-Fe-Si [27] Al-Fe-Ce[28] 및 Al-Mn-Si[29] 등의 합금계에서도 단상의 비정질이 보고 되었다. 그러나 개발된 비정질 합금은 매우 취약하기 때문에 일반적인 Cr이나 V의 비정질합금에서와 같이 Al 비정질합금은 근본적으로 취약한 재료로 인식되었다.

'80년대 후반 Sendai의 동북대학 Masumoto팀은 80 at% 이상의 Al을 함유하는 Al-Ni-Si 및 Al-Ni-Ge계의 비정질합금을 개발하였는데, 180°의 굽힘 시험에서도 파괴되지 않는 우수한 연성을 나타내는 것으로 확인됨[30]에 따라 비정질 Al합금은 새로운 주목을 받기 시작했다.

지금까지 개발된 Al계 비정질합금계는 Al-천이원소-반금속, Al-천이원소 I-천이원소II, Al-희토류 원소 및 Al-희토류원소-천이원소의 4 종류로 크게 나누어 볼수 있으며, Al 이외에 첨가되는 원소의 종류에 따라 비정질합금이 형성되는 조성범위 및 각종 기계적, 열적특성에 차이를 나타낸다. 이들 개발된 비정질 Al합금은 Al원소의 낮은 밀도와 비정질 특성으로 인해 높은 비강도를 나타냄과 동시에 내부식성 및 우수한 연성을 나타낸다. 따라서 비정질 Al합금은 개발된지 얼마 되지 않아 많은 연구는 수행되지 않았으나 Al합금의 사용한계에 도전하는 연구자들에게 큰 흥미를 끌고있는 분야이다.

급냉법에 의한 일반적인 비정질합금의 제조는 합금의 공정조성 부근에서 용점이 낮을때 용융합금의 급속냉각에 의해 비정질의 제조가 용이하다고 알려져 있으나, Al의 비정질화에 관하여서는 합금의 조성범위가 비교적 넓다. 첨가원소의

종류 및 양에 관하여 많은 연구가 진행된 Al-Si-M(M=Cr, Mo, Mn, Fe, Co, Ni)계와 Al-Ge-M(M=V, Cr, Mo, Mn, Fe, Co, Ni)계 합금[31]에서 Al-Si 및 Al-Ge 2원계의 공정조성은 각각 11.3% Si와 30.3% Ge이지만 비정질이 가능한 Si 및 Ge의 조성범위는 12~42% Si와 12~53% Ge로 상당히 넓은 범위에서도 제조가능한 것으로 알려져 있다. 또한 합금에서 제 3원소 M의 조성범위는 8~23%로 제한되는데 이러한 조성범위의 제한원인으로는 M의 양 증가에 따른 합금용점의 상승과 attractive interaction의 감소에 따른 것으로 보고된다. Attractive interaction은 원자크기에 따른 체적변화와 함께 비정질 형성의 중요한 원인으로 분석되고 있으며, 동종 및 이종의 원자간에 attractive interaction의 차이에 기인하여 원자의 규칙도가 변화하기 때문에 비정질이 형성된다고 보고되고 있다. 이와같은 Al-(Si, Ge)-천이원소계 비정질합금의 결정화 온도 및 각종 기계적 특성[31]은 개발초기의 합금이기 때문에 다른 일반적인 Al합금에 비해 그다지 우수한 특성은 보이지 않는다.

Al-천이원소-천이원소 합금으로는 Al-EM-LM(EM: early transition metal, LM: late transition metal)계의 Al-(Fe, Ni, Co, Cu)-M 합금이 대부분이다. 제 3원소의 종류에 따라 비정질화가 가능한 합금과 불가능한 합금으로 구분되며, Al-Fe-M계에서는 Ti, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, Al-Co-M계에서는 V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, Al-Ni-M계에서는 W, Al-Cu-M계에는 Nb, Ta, W원소가 완전한 단상의 비정질 형성원소[32]이다.

반면 2원계 합금으로서는 비정질합금의 기계적 특성을 획기적으로 개선한 Al-희토류원소계(Ln)합금[33]을 들 수 있다. 7~16%범위의 각종 희토류원소를 첨가함에 따라 비정질 Al합금의 고질적인 단점으로 지적되어온 취약성이 크게 개선된다. 180°의 굽힘시험에서 파괴되지 않을 뿐만 아니라 연성파괴의 단면형상을 보이면서도 일반적으로 시효경화한 Al합금을 능가하는 파괴강도를 나타낸다.

이와같은 Al-Ln 2원계합금에 제 3원소로서 천이금속을 첨가하여 비정질 Al합금의 조성범위를 극대화한 합금이 Al-Ln-M계 합금[34]이다. 원소의 함량증가에 따라 연성이 향상되는 Al의 함유량을 극대화 하였으며, 1000MPa(σ_t)이상의 강도를 가지는 비정질합금으로써 기계적 특성외에도 내부식성이 우수하여 최근 가장 많은 연구가 되고있는 합금으로서 현재 비정질합금의 대표적인 합금계이다(표 6).

또한 비정질 합금 자체의 특성 외에도 비정질 합금을 열처리함에 따라 특성의 합금에서 나타나는 2단계의 결정화 거동을 이용하는 연구도 진행되고 있다. 1단계 결정화현상은 Al의 과포화 고용체 결정이 만들어지는 단계로서, 비정질 Al모상중에 초미세(nanocrystal) Al결정을 분포시킴에 따라 완전 결정과 비정질의 두가지 특성을 보유한 고강도의 재료가 개발되리라 기대된다. 현재까지 나타난 특성은 아직까지 미세결정구조를 가진 Al계 급냉재료보다 우수하지 않지만, 합금첨가 원소를 조절하고, 열처리 및 결정화 처리를 최적화할 경우

표 6. Ni-Y-Ni, Al-La-Ni 및 Al-Ce-Ni 비정질 합금의 기계적 성질

Alloy (at %)	$\sigma_{t, i}$ (MPa)	E (GPa)	Hv	$\epsilon_{c, i} = \epsilon_i \sqrt{E}$	$\epsilon_{c, y} = 9.8Hv/3E$
Al ₈₈ Y ₂ Ni ₁₀	920	71.0	340	0.013	0.016
Al ₈₇ Y ₈ Ni ₅	1140	71.2	300	0.016	0.014
Al ₈₇ La ₈ Ni ₅	1080	88.9	260	0.012	0.010
Al ₈₄ La ₆ Ni ₁₀	1010	83.6	280	0.012	0.010
Al ₈₆ Ce ₄ Ni ₁₀	810	54.6	300	0.015	0.018
Al ₈₅ Ce ₃ Ni ₁₀	935	59.4	320	0.016	0.018

(註) $\sigma_{t, i}$: highest tensile strength
 $\epsilon_{c, y}$: approximation compressive yield strain

항공재료로서 매우 유망한 잠재력을 갖고 있는 것으로 분석평가된다.

3. 결 언

항공기 비행속도의 증가와 에너지 절감노력은 21세기에서도 중요한 현안으로 등장할 것이 확실함에 따라, 항공기 동체, airframe, 엔진부품 등을 경량화하기 위한 연구개발의 필요성이 앞으로 더욱 증대될 전망이다. 그러므로, 기존에 사용되었던 고비중합금들은 저비중소재인 Ti, Al과 Mg계 합금으로 점차 대체될 것으로 보이며, 이 중에서 급냉용고법으로 제조되는 Al계 경량 소재는 기존의 Ti합금을 우선적으로 대체하게 될 것이다. 더우기 최근에는 Spray Deposition 또는 Mechanical Alloying을 이용하여 제조공정을 간소화하는 공정연구와 함께 금속기 복합재료 연구가 수행되고 있으며, 급냉분말제조로 부터 성형체제조까지 연속적으로 조업하는 공정도 연구되어 소재의 대량생산시기가 앞당겨질 것으로 기대되고 있을뿐 아니라, Al-희토류원소계 비정질재료도 항공재료로서 그 활용이 기대됨에 따라 우수한 특성의 항공기용 신소재의 개발연구가 더욱 활발히 추진될 것으로 예상된다.

참 고 문 헌

1. P. Duwez, R. H. Willens and W. Klement : J. Appl. Phys., 31(1960) 1136
2. P. Duwez and R. H. Willens : Trans. Metall. Soc. AIME., 227(1963) 362
3. R. Mehrabian : Int. Met. Rev., 27, 4(1982) 185
4. F. H. Froes, C. Suryanarayana and E. Lavernia : Proceedings of RASELM '91, Published by The Japan Institute of Light Metals, Tokyo, Oct.(1991) 43
5. C. Suryanarayana, F. H. Froes, S. Krishnamurthy and Y-W. Kim : The Int. J. Powd. Metall.(1990) 117
6. Wolfgang G. J. Bunk : Mater. Sci. Eng. A134 (1991) 1087

7. H. Jones : Rep. Prog. Phys., 36(1973) 1425
8. G. M. Adam : Rapidly Solidified Amorphous and Crystalline Alloys, Proceedings of the Materials Research Society Annual Meeting, Boston, Nov. (1981) 411
9. H. Jones : Philosophical Magazine B, 61(1990) 487
10. S. J. Savage and F. H. Froes : J. Metals, 4(1984) 20
11. I. J. Polmear : "Light Alloys", 2nd Ed. Published by Edward Arnold, (1989) 116
12. G. J. Hildeman, L. C. Labarre, A. Hafeez and L. Angers : "High Strength Powder Metallurgy Aluminum Alloys II", TMS, Warrendale, PA. (1986) 25
13. T. H. Sanders, Jr. and E. A. Starke, Jr.(eds) : "Aluminum-Lithium Alloys I, II" TMS-AIME, Warrendale, PA(1981)
14. P. J. Meschter, R. J. Lederich and J. E. O' Neal : Scripta Metall., 18(1984) 85
15. N. J. Kim, D. J. Skinner, K. Okazaki and C. M. Adar : "Aluminum Alloys and Their Physical and Mechanical Properties", Engineering Materials Advisory Services Ltd., UK(1986)
16. 김낙준 : 신금속 8(1987) 2
17. 천성순, 김재곤 : 신금속 6(1988) 2
18. I. Pontikakos and H. Jones : Met. Sci, 16(1982) 27
19. H. Warlimont and P. Furrer : Mat. Sci. Eng. 17(1976) 101
20. S. K. Das and L. A. Davis : Mat. Sci. Eng(1988) 1
21. D. J. Skinner, B. L. Bye, D. Raybould, A. M. Brown and M. S. Zedalis : Proceedings of Structural Metals by Rapid Solidification, ASM International, Metals Park, OH(1987) 291
22. Idem : Scripta Metall. 20(1986) 867
23. M. S. Zedalis and M. E. Fine : *ibid*, 17(1983) 1247
24. D. A. Porter and K. E. Easterling : "Phase Transformation in Metals and Alloys", Van Nostrand

- Reinhold Co., Berkshire, England(1981) 161
25. W. Kelment, R. H. Wilens and P. Duwez : Nature, Vol. 187(1960) 869
26. A. Inoue, A. Kitamura and T. Masutomo : J. Mater Sci., Vol. 16(1981) 1895
27. R. A. Dunlap and K. Dini : J. Mater. Res., 1 (1986) 1917
28. R. O. Suzuki : Doctor Thesis, Kyoto Univ., Kyoto, Japan(1985)
29. K. Dini and R. A. Dunlap : J. Phys. F., 16(1986) 1917
30. A. Inoue, M. Yamamoto, H. M. Kimura and T. Masumoto : J. Mater. Sci. Lett., Vol.6(1987) 194
31. A. Inoue, Y. Bizen, H. M. Kimura, T. Masumoto and M. Sakamoto : J. Mater. Sci., Vol. 23(1988) 3640
32. A. P. Tsai, A. Inoue and T. Masumoto : Met. Trans., Vol. 19A(1988) 1369
33. A. Inoue, K. Ohtera and T. Masumoto : Jpn. J. Appl. Phys., Vol.27(1988)L736
34. A. Inoue, K. Ohtera and T. Masumoto : Jpn. J. Appl. Phys., Vol.27(1988)L1796