

# 알루미늄 비정질 재료의 제조기술 현황



최 영 택 (KIMM 재료공정연구부)

- '72-'76 서울대학교 금속공학과(학사)
- '86-'90 경북대학교 금속공학과(석사)
- '76-'81 국방부조병창 열처리담당 선임연구관
- '81-현재 한국기계연구원 선임연구원

항공기 및 수송기계 등의 구조재료분야에서는 에너지 절약과 효율화를 위해 보다 가볍고 강한 재료, 즉 비강도(specific strength)가 높은 재료의 개발이 요구되어 왔고, 많은 연구가 되어왔다. 특히, 경량이면서 우수한 고온특성이 요구되는 우주항공 재료의 개발을 위해 많은 새로운 제조 공정기술에 대한 연구가 되었으며, 그 중 급냉응고기술이 보다 많은 연구의 대상이 되었다.

한편, 금속재료면에서의 경량고강도 재료의 개발은 1911년 듀랄루민의 개발을 계기로 Al 합금이 주대상 재료로 연구되어 왔으며, 1988년 초듀랄루민의 2배 이상의 강도인 약 1000 MPa의 강도를 갖는 Al계 비정질합금이 급냉응고기술의 적용에 의해 개발됨으로써 비정질 Al 합금이 경량고강도 재료로서 관심의 대상이 되었다.

비정질합금은 지난 20여년 동안 전세계적으로 관심의 대상이 되어온 재료로 1970년 공업적 측면에서 연구개발되어 현재는 자성재료분야와 같은 기능재료분야에서는 실질적으로 활용되고 있다. 반면 구조용 재료에 대한 비정질재료의 연구 개발은 그리 많지 않은 편이었으나, 최근 비정질 경량합금과 비정질상의 nano 결정화에 의한 고강도의 Al계 비정질합금이 개발됨으로써 구조재료용 고비강도재료로 Al, Mg, Ti계 합금 등과 같은 경량재료에 대한 연구가 활발하게 되었다.

본고에서는 일본 동북대학교의 T. Masumoto 연구팀에서 발표한 연구내용을 위주로 고강도 비정질 Al 합금의 제조기술과 관련된 내용을 소개하고자 한다.

1. 개요

비정질상 금속은 1950년 경 Ni-P, Co-P의 도금 피막과 저온증착피막(Bi, Ga)에서 처음으로 발견되었다. 그 후 1960년경 액체급냉법(Gun 법)에 의해 Au-Si 공정합금에서 비정질상이 발견되었고, 1970년경 리본상 비정질합금을 만들 수 있는 원심급냉법이 개발됨과 함께 Pd-Si 합금의 비정질상에 강인성이 있다는 점이 조사된 것을 계기로 비정질합금에 대한 연구가 활발해졌다.

비정질합금으로 연구개발된 합금의 종류를 순서별로 보면 Au, Pd, Pt 등의 귀금속 합금계로 부터 Fe, Co, Ni, Cu 등의 천이금속계 합금이 개발되었고, Ti, Zr, Nb, Mo 등의 고용점금속 합금계에까지 비정질합금이 개발되었으며, 천이금속-희토류금속계 합금 등의 비정질합금도 연구되었다. 한편, 최근에는 경량재료인 Al, Mg 등의 합금계에서도 비정질합금이 연구개발되고 있다.

아울러 비정질합금 제조기술분야에서는 액체급냉법만이 아니라 기상응축법, 고상반응법, 화학용액반응법 등의 기술이 개발되어, 박막, 미립자, 분말, 리본, 세션 등의 형상으로 비정질합금의 제조가 가능하게 되어 비정질합금의 개발에 큰 기여를 하였다.

전술한 재료들 중 1970년대에 고강인성, 고내식성 및 우수한 연자성 특성을 갖는 Fe, Co, Ni 계 비정질합금이 연구개발되어 실용화되었고, 또한 최근에는 이러한 합금계에서 비정질상의 결정화 열처리에 의한 미세조직 제어방법의 적용으로 영구자석계(Nd-Fe-B)나 연자성재료(Fe-B-Si-Nb, Fe-Zr-B) 등과 같은 소재에서 보다 우수한 자성특성을 얻을 수 있다는 내용도 소개되었다.

반면, 이와는 달리 구조용 강도재료의 경우에는 비정질상이 결정화될 경우 취약해지는 것으로 알려져 있어서 비정질합금의 결정화에 의한 고강도 재료 개발에 대한 연구가 없었으나, 최근 강인성이 있는 비정질합금과 비정질상 중에 nano 입경의 결정립이 생성되는 초기 결정화단계에서는 연성을 그대로 유지하면서 인장강도가 비정질 단상

보다 높은 Fe-Ni-Zr, Al-(Y,Ce)-Ni, Al-(Y,Ce)-Ni-(Mn,Fe,Co), Mg-Zn-(Ce,La) 등의 합금이 발견되면서 구조용 재료로서의 비정질합금에 대한 연구가 활발해졌다.

경량재료인 Al, Mg, Ti 합금에서 비정질상을 생성시킬 수 있는 합금계는 표 1에서 처럼 metal-metal 및 metal-metalloid계의 2종류로 알려져 있다. 이중 고강도 특성을 잘 나타내는 합금계는 Al-Ln-TM 및 Mg-M-Ln(M≠Ni,Cu,Zn) 등이다.

표 1. 급속냉각법에 의해 제조 가능한 비정질 경량합금의 종류

Alloy	Metal-metal system	Metal-metalloid system
Al base	Al-Ln Al-Ln-LTM, Al-ETM-LTM, Al-TM-LTM	Al-B-TM, Al-Si-TM, Al-Ge-TM,
Mg base	Mg-Ca, Mg-Ni, Mg-Cu Mg-Zn, Mg-Y Mg-Ca-M, Mg-Ca-Ln Mg-Ca-Al, Mg-Sr-M Mg-Al-Ln, Mg-Ni-Ln Mg-Cu-Ln, Mg-Zn-Ln Mg-Ln-Ln	Mg-Ni-Si, Mg-Ni-Ge, Mg-Cu-Si, Mg-Cu-Ge Mg-Zn-Si, Mg-Zn-Ge
Ti base	Ti-LTM-Al Ti-LTM-Ga Ti-Zr-Cu Ti-LTM-LTM	Ti-Si Ti-TM-Si Ti-TM-B

\* Ln=Y, La, Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Cu, Zn.

TM : LTM=Fe, Co, Ni, Cu, (Mn); ETM=Ti, V, Cr, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta.

2. 고강도 비정질 Al 합금

2.1 비정질 Al 합금의 발전

비중이 철의 약 1/3로 가볍고, 내식성, 소성가공성이 양호하고, 전기 및 열전도도가 높은 Al이 금

속으로 분류된 것은 1825년 경이고, 1886년에는 공업적제조방법이 개발되어 현재는 철 다음으로 생산량이 많은 금속으로 발전되었다. 그러나 Al 합금계가 이와같은 장점은 있으나, 강도가 비교적 낮아 그 용도가 제한적이었다.

Al 합금이 경량고강도재료로 주목된 것은 그림 1에서 처럼 1906년 시효경화현상이 발견되고 1911년 인장강도 약 400 MPa 급인 듀랄루민의 개발을 그 계기로 볼 수 있다. 그 후 1936년 500 MPa 급, 1940년 550 MPa 급의 초듀랄루민이 개발되어 항공기용 재료로 실용화되었다.

또한 우수한 특성의 합금개발을 할 수 있는 가공 및 열처리 기술의 발전으로 1974년 급냉용고분말재, 1982년 기계적합금화 분말재 등을 이용한 700~800 MPa 급의 결정질 Al합금이 개발되었다.

그러나 800 MPa를 초월하는 강도를 갖는 Al 합금의 개발에는 많은 기간이 소요되어 1988년경 일본의 형상이지만 1000 MPa를 넘는 고강도 비정질 Al 합금이 개발됨으로써 해서 동재료가 경량고강도 재료로 다시 관심이 집중되었다.

비정질 Al 합금의 연구개발 상황을 보면 1960년대 Al-반금속, Al-천이금속 등의 2원계 합금인 Al-Si, Al-Ge, Al-(Cu,Ni,Cr,Pd) 등에서 결정과 비정질의 혼합조직상의 합금을 얻었고, 1981년 후 Al-(Fe,Co)-B, Al-Fe-(Si,Ge), Al-Mn-Si 등의 3원계 합금에서 비정질 단상을 얻었으나, 극히 취약하였다. 이러한 점이 Al 비정질합금의 특성으로 고찰되어 많은 연구가 되지 못하였으나, 1987년 Al-Ni-Si 합금에서 고점성의 비정질 단상합금이 발견된 후 본격적인 연구가 시작되었다.

그 후 Al-IV, V, VI 천이금속(ETM)-VII, VIII 천이금속(LTM) 등과 Al-희토류금속-천이금속 등의 3원계 합금에서 980 MPa 이상의 고강도 비정질합금이 발견되기 까지 이르렀다. 또한 최근에는 1250 MPa의 강도를 갖는  $Al_{85}Ni_{15}Y_8Co_2$  비정질 합금과 함께 1990년에는 1500 MPa를 넘는 강도의 재료로 비정질상 중에 nano 입경의 f.c.c-Al 입자가 분산된 Al-Ni-(Y,Ce), Al-Ni-(Y,Ce)-(Mn, Fe,Co) 계 합금이 연구개발되었다.

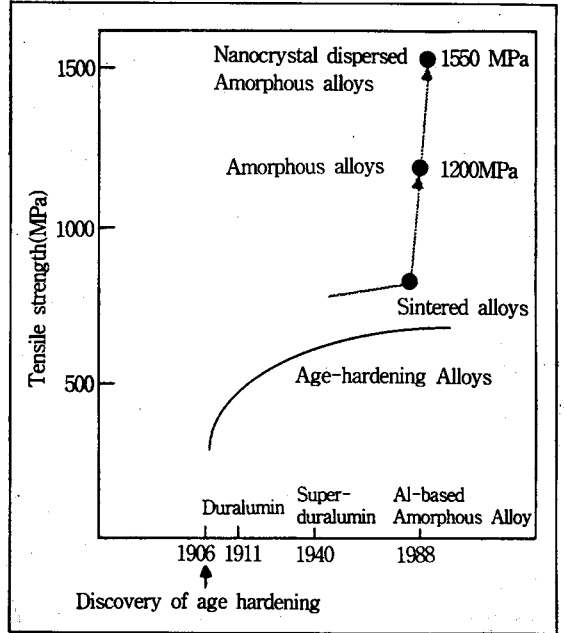


그림 1. 고강도 Al 합금의 발전

한편, 액체급냉에 의한 비정질화의 조건으로는 1) 구성원자 크기비가 0.8 이하이고, 2) 구성원자간 상호작용이 음(-)으로, 혼합엔탈피가 커야 비정질화가 효과적으로 생성된다는 점이다. 일례로 Al-Ln 2원 합금은 원자크기의 비가 0.8에 가깝고, Al-Y와 Al-La계의 혼합엔탈피가 -131 및 -109 KJ/mol로 큰 음의 값을 갖고, 고융점의 금속간화합물이 Al rich 조성에 존재하는 사실로부터 전술한 두 조건을 만족시키는 것에 의해 비정질화가 용이하게 되는 것으로 설명하고 있다. 이와 같이 구성원자간 음의 상호작용력 증대가 비정질화를 증대시키는 것은 과냉각액체중 구성원자의 이동도(확산능)가 저하하고, 과냉각액체의 점성이 온도에 따라 급격히 증대하여 고온역에서 양호한 점성을 갖는 비정질고체로 천이하기 때문인 것으로 설명하고 있다.

표 1에서 언급한 Al-Ln 2원계 합금에서 공정 조성, 화합물 조성, 비정질상의 생성범위를 조성별로 보면 그림 2와 같이 비정질상의 생성범위는 7 ~ 16 % 으로 공정조성과 금속간화합물인  $Al_3Ln$  또는  $Al_{11}Ln_3$  조성의 중간에 위치하고 있다.

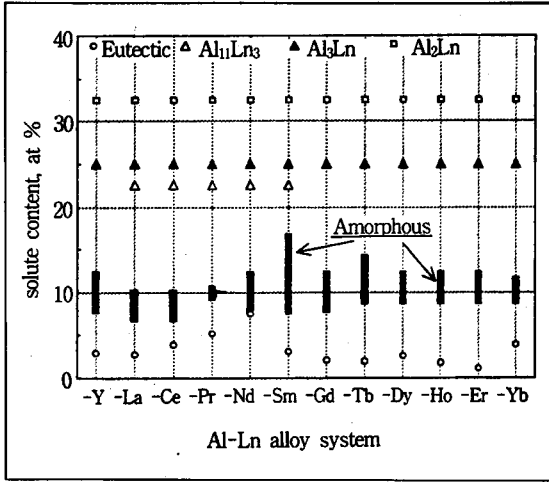


그림 2. Al-Ln 2원합금의 조성별 비정질상 생성 범위

Al-Ln 2원계 합금 중 대표적으로 Al-Y 2 원계 합금에서 비정질상이 형성되는 조성범위를 상대도에서 보면 그림 3(a)에서와 같이 공정점과  $Al_3Y$  금속간화합물 조성의 중간영역에서 생성되고 있고, Al-Y 합금계에 천이금속을 첨가한 Al-Y-TM (Fe, Co, Ni, Cu)의 3원계 합금에서는 그림 3(b)와 같이 비정질상 생성 조성범위가 확장되며, 특히 Ni를 첨가하면 보다 효과적인 것을 알 수 있다. 이

러한 합금은 인장강도, 연성 등이 우수하고, 또한 내식성, 열안정특성 등이 우수하다. 특히 고온강도 특성면에서는 그림 4에서 처럼 실온에서는 다른 재료에 비해 약 2배 정도 높고, 약 500K 까지 고온강도 특성이 유지됨을 볼 수 있다.

급냉(Melt spinning)에 의해 비정질상이 형성 가능한 Al 합금계 중 Al-Ni-Ln, Al-Ni-TM, Al-Ni-Ln-TM 및 Al-Ce-TM 합금계는 비정질과 nano-Al 입자상의 혼합조직이 주로 생성되는 합금계로 강도가 특히 우수한 것이 특징이다. 또한, Al-Mn-Ce, Al-Cr-Ce, Al-Mn-Ce-TM 및 Al-Cr-Ce-TM 합금계는 Al이 주로 92 at% 이상 조성의 경우에 20면체(icosahedral)형 입자(I)가 많은 Al 상으로 둘러싸인 혼합조직으로 형성되는 특성이 있으며, 비강도 및 연신율이 높은 것이 특징이다. 한편, Al-Pd-Mn-B 의 경우에는 I 입자상만이 형성되고 상자성 특성이 강하게 나타나는 재료로 소개되고 있다.

Nano 입자의 분산에 의한 강도 증가의 원인은 내부결합이 없는 Nano입자의 분산강화효과와 함께 동 입자가 비정질기지의 전단변형에 대한 장벽역할 즉, 입자크기가 전단변형의 두께와 유사하거나 비교적 작기 때문에 전단변형이 진전되지

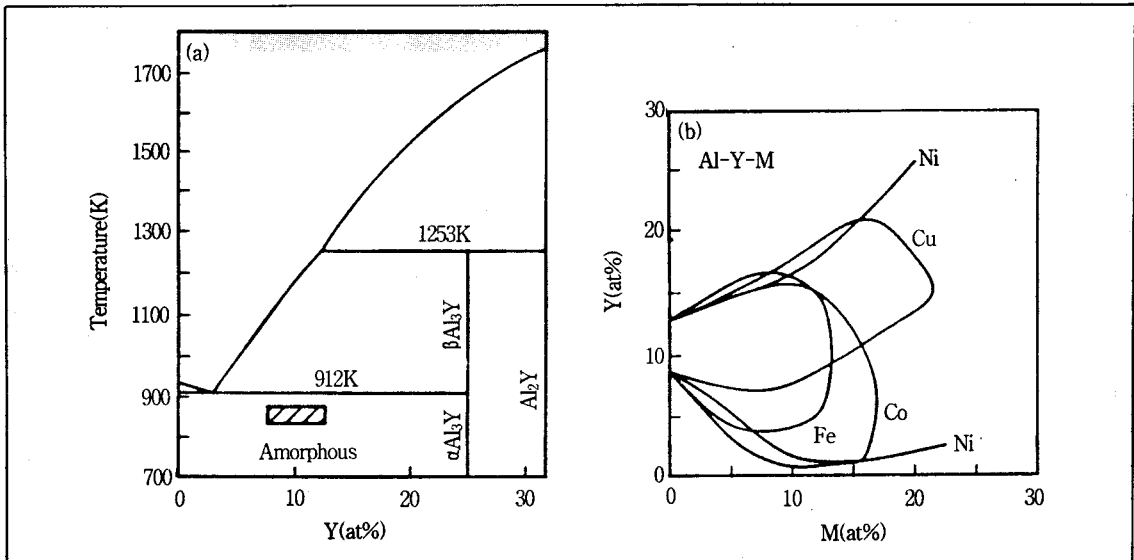


그림 3. Al-Y 및 Al-Y-TM 합금계에서의 비정질상 생성조성범위

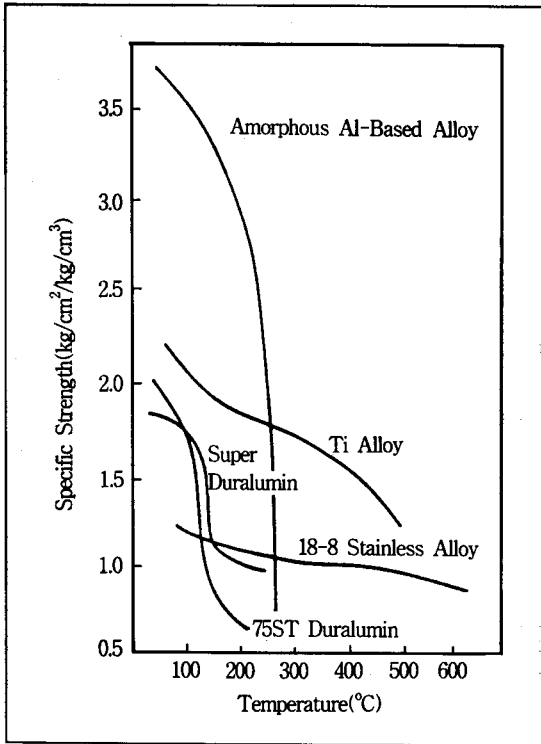


그림 4. 기존재료 및 비정질 Al 합금 비강도의 온도에 따른 변화

않아서 강도가 증가하는 것으로 설명하고 있다. 최근까지 개발된 비정질 Al 합금의 조성과 특성을 소개하면 표 2와 같다.

## 2.2 비정질상의 미세결정질화

결정립의 미세화는 금속 강인화법의 하나로 급냉공고의 경우에 보다 효과적인 것으로 설명되고 있다. 급냉공고법은 급냉효과만이 아니라 고용도의 확대, 준안정상의 생성, 조직 균질화 등의 효과가 복합적으로 작용하여 강인화 효과를 얻는 것이다.

최근에는 비정질상의 nano 결정화로 우수한 자기특성을 갖는 합금이 개발됨으로써 해서 동방법이 조직을 보다 미세화시킬 수 있는 새로운 방법으로 주목되고 있다.

비정질상을 미세결정화하는 데는 그림 5와 같이 3가지 방법이 있다. 즉, 냉각속도제어법-비정질상을 얻을 수 있는 합금조성에서 액체급냉시의 냉각속도 조절방법, 조성제어법- 합금조성의 조정에 의한 비정질 형성능을 조절하는 방법, 열처리 제어법-비정질 합금의 열처리에 의한 결정화 방법 등이 있으며, 또한 이러한 방법의 조합도 가능하다. 급냉효과는 급냉장치의 냉각효과와 합금의 과냉각능에 의존하기 때문에 전술한 두방법을 급냉효과제어법으로 분류할 수도 있다. 이방법에서는 과냉각능이 큰 비정질 형성조성의 합금을 쓰기 때문에 보통의 합금으로 얻을 수 없는 급냉효과가 얻어진다.

표 2. 대표적 Al 비정질합금(리본)의 인장강도 및 결정화온도

Composition (at%)	Phase	Tensile strength (MPa)	Crystallization temperature (K)
Al <sub>85</sub> Ni <sub>10</sub> Ce <sub>5</sub>	Amorphous	940	550
Al <sub>85</sub> Ni <sub>5</sub> Y <sub>10</sub>	"	1080	580
Al <sub>87</sub> Ni <sub>5</sub> Y <sub>8</sub>	"	1140	560
Al <sub>80</sub> Ni <sub>5</sub> Y <sub>8</sub> Co <sub>2</sub>	"	1260	570
Al <sub>88</sub> Ni <sub>10</sub> Y <sub>2</sub>	Amorphous	800	375
	f.c.c.-Al+Amorphous	1140	
Al <sub>88</sub> Ni <sub>10</sub> Ce <sub>2</sub>	Amorphous	1100	420
	f.c.c.-Al+Amorphous	1380	
Al <sub>88</sub> Ni <sub>9</sub> Y <sub>2</sub> Fe <sub>1</sub>	Amorphous	900	375
	f.c.c.-Al+Amorphous	1320	
Al <sub>88</sub> Ni <sub>6</sub> Ce <sub>2</sub> Fe <sub>1</sub>	Amorphous	1100	420
	f.c.c.-Al+Amorphous	1560	

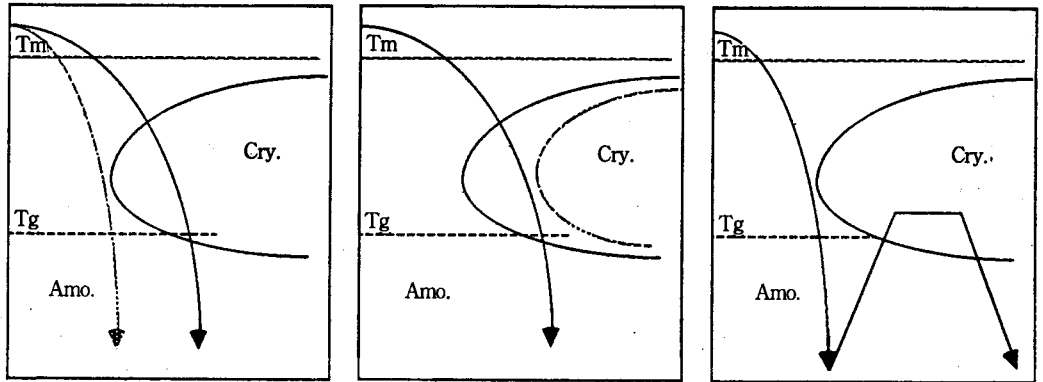


그림 5. 비정질의 미세결정화를 나타내는 연속냉각변태 및 등온시간변태의 모식도

열처리제어법에서는 열처리 온도 및 시간에 따라 안정상, 준안정상, 과포화 고용체 등의 균질한 조직을 nano 크기의 결정립으로 용이하게 제어할 수 있어서 비정질상의 미세결정화로 종래 급냉용 고 분말재를 초월하는 강도를 갖는 소재의 제조를 가능하게 하였다.

한편, 저용질 비정질합금의 결정화단계는 1) 준안정상 I (MS-I)의 석출, 2) 준안정상 II (MS-II)의 석출, 3)안정상으로의 변태 등과 같은 3단계의 과정으로 진행된다. MS-I은 주원소와 동일한 결정구조이고, 저온석출에 의해 생성되기 때문에 결정크기가 극히 작다. 이러한 준안정상은 용질의 농도가 작을수록 생성량이 작아진다. 이에 따라 액체 급냉속도의 조정 혹은 annealing 조건의 변화에 따라 비정질기지상 nano입자의 크기와 양을 조정하여 제반 특성을 변화시킬 수 있다. 이러한 조직의 형성은 결정화가 두단계(MS-I, MS-II)로 진행되고, 두단계의 결정화온도인  $T_{x1}$ ,  $T_{x2}$ 의 차이가 큰 비정질재료의 경우에 가능한 것으로 소개되고 있다. 이러한 것은 Al-Ni-Y 합금계에서 잘 나타난다. 일례로,  $Al_{88}Ni_{10}Y_2$ 의 합금을 melt로부터 급냉하면 구형 또는 타원형의 2~5 nm 크기와 입자간 거리 7nm 인 f.c.c.-Al nano 입자가 20 v/o 정도로 분산 생성된다. 한편, nano 입자는 저온석출에 의한 조성원소의 확산속도가 느리기 때문에 성장속도도 느려서 부피분율의 증가도 작은 편이다.

Al-Ni-Y계 합금에서 조성별 경도, 강도, 영률 및 연신율의 변화를 보면 그림 6과 같이, nano 입자의 부피분율이 증가하면 영율, 경도 등은 증가

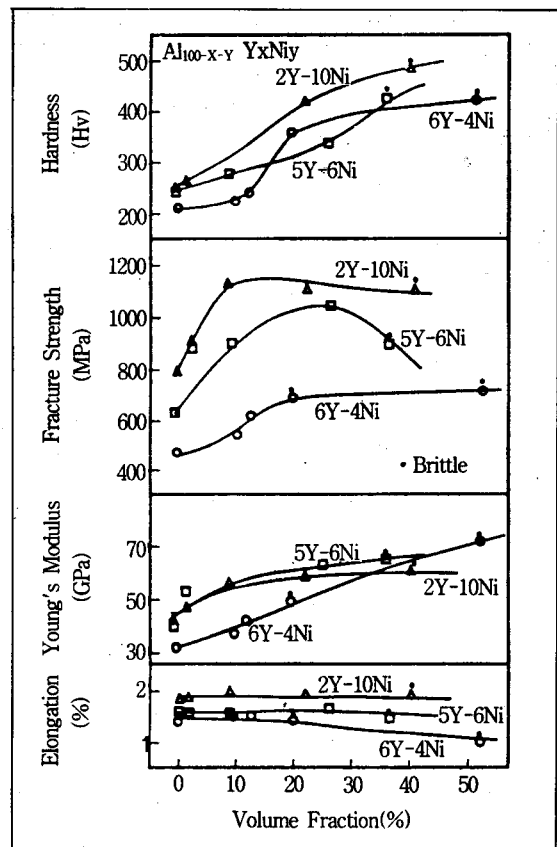


그림 6. 급냉용고된 Al-Y-Ni 합금의 비정질 기지상 nano 결정의 부피분율에 따른 기계적 특성 변화

하나 연신율은 서서히 감소한다. 강도는 nano 입자의 부피분율이 10~30% 정도일 때 최대값을 보인다.

또한, nano 입자 분산 Al 비정질합금에서 흥미 있는 현상은 그림 7에서 처럼 인장강도와 연신율의 온도 증가에 따른 변화양상이다. 20 v/o f.c.c-Al nano 입자가 분산된  $Al_{88}Ni_9Ce_2Fe_1$  합금의 경우 실온에서 1440 MPa의 인장강도가 온도가 증가하면 950 MPa 정도까지 감소하는 반면, 연신율은 423K에서 최대값을 나타내고, 573K에서도 보통의 시효경화한 Al합금 강도에 비해 높은 값을 유지하는 것으로 나타나고 있다.

일반적으로 비정질합금은 액체급냉시의 냉각속도의 부족 또는 결정화 온도보다 낮은 저온열처리에 의한 구조완화 및 결정화 등의 요인에 의해 취약해지는 것으로 알려져 있다. 그러나, Pd-Si, Pd-(Au,Cu)-Si, Fe-Ni-Zr, Mg-Zn-(La,Ce), Al-(Y,Ce)-Ni, Al-(Y,Ce)-Ni-(Mn,Fe,Co) 계의 경우 비정질상 및 결정상의 복합조직 또한 결정상이

적은 결정화 초기단계에서는 취성이 없이 인장강도가 비정질 단상보다 높은 것으로 알려져 있으나 결정화가 더욱 진행되면 취성이 강하게 나타난다. 예를들면, 용질원소량이 적은 비정질 Al 합금에서 체적분율로 약 30 %의 f.c.c-Al 입자를 석출시키면 취약해지지 않으면서 약 1500 MPa 이상의 고강도를 얻을 수 있으나, 450K의 낮은 온도에서 결정화가 되면 취약해져서, 고밀도 성형체의 제조가 곤란하다.

이와 같은 취성의 문제점은 1) 취성의 생성이 화합물의 다량 석출에 의한 것이기 때문에 석출물 생성량의 제어를 위한 용질원소량의 최소화 2) 취화억제 원소의 첨가 3) 취화원인을 비정질합금의 구조완화로 볼 경우 미세결정화시 완전한 결정화 추진 4) 미세결정화후 연성회복을 위한 열처리조건의 최적화 등과 같은 특성 연구에 의해 취성의 제어가 가능한 것으로 소개되고 있다. 한편, 완전결정화 후 취성이 없이 고강도화가 가능하면 고밀도화 성형시의 온도나 가공율을 높이는 것이 가능하기 때문에 성형체의 고밀도화 및 고강도화가 가능하고, 결정화 억제의 제약이 없기 때문에 성형체의 내열성을 향상시킬 수 있어 고강도 구조재료의 제조가 가능할 것으로 전망된다.

### 2.3 비정질합금분말의 고밀도화 성형기술

급냉응고법에 의해 제조되는 비정질 Al 합금이 우수한 특성을 갖고 있으나 형상이 리본, 분말, 세션 및 박막 등으로 제한적이어서 구조용 재료로서의 실용화에 많은 제약이 있다. 이러한 점을 해결하기 위해서 원재료의 bulk 화에 대한 연구가 필요하게 되었다.

일반적으로 금속분말의 고밀도성형은 원료재(분말, 리본, 세션 등)의 연화와 확산이 충분히 생성되는 온도인 용점의 약 80% 이상의 고온에서 작업된다. 반면 비정질합금의 경우에는 1/2 용점 이하의 저온에서 결정화되기 때문에 이와같은 저온 영역에서의 성형은 분말의 연화가 불충분하고 확산이 일어나지 않아 고밀도 성형체를 얻기가 어

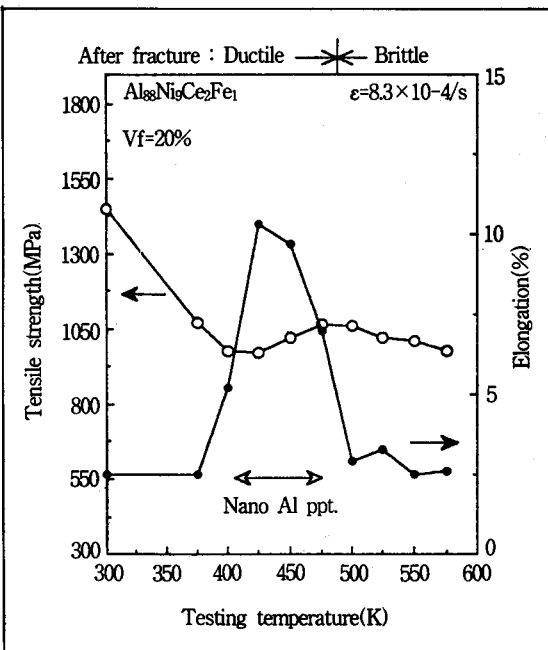


그림 7. f.c.c-Al nano 입자가 분산된  $Al_{88}Ni_9Ce_2Fe_1$  비정질합금의 인장강도 및 연신율의 온도에 따른 변화

럽고, 또한 단시간에 고화성형하지 않으면 비정질상을 그대로 유지한 성형체를 얻기가 어렵다. 따라서 비정질상이 결정화되면서 제반특성을 잃어버리기 때문에 비정질상을 유지한 상태의 고밀도 성형체 제조기술이 필요한 것이다.

비정질재료의 고밀도 성형체 제조에는 동적압력을 이용한 방법과 정적압력을 이용한 성형방법 등이 연구되어 왔다.

동적압력을 이용한 비정질합금의 성형은 1977년 폭발성형법에 의한 Pd계 비정질합금에의 적용이 시초이고, 그 외 가스충격법 등과 같은 성형법이 연구되었다.

한편, 정적성형법으로는 1980년 이후 Hot press, HIP, 압출성형 및 압연성형법 등의 방법이 시도되었으나 결정화된 성형체나 저밀도의 성형체만 얻어지는 문제때문에 적합하지 않은 것으로 조사되

었다. 그러나, 1985년 Fe 및 Co 계에 대해 고압하에서 결정화온도의 상승을 이용한 정적초고압 성형법에 의하여 진밀도의 비정질 성형체 제작이 가능하게 되었고, 1987년에는 압출성형법에 의하여 판상이지만 진밀도 성형체의 제작이 가능하다는 것이 보고되었다. 또한, 최근에는 온간압연법에 의한 판상의 고밀도 비정질 성형체의 제작에 대한 연구보고도 소개되고 있다. 이러한 일반적인 성형 기술을 비정질 재료의 bulk화에 적용이 가능하게 됨으로써 종래의 특수한 방법에 의해 가능하였던 진밀도 성형체의 제작이 실용적인 방법으로도 가능하게 되었다.

정적압력을 이용한 경우 분말의 접합기구는 그림 8과 같이 분말의 변형 및 분말표면의 전단변형에 의한 분말표면 산화피막의 파쇄로 형성되는 분말의 새로운 표면간의 접합과 연화된 분말의

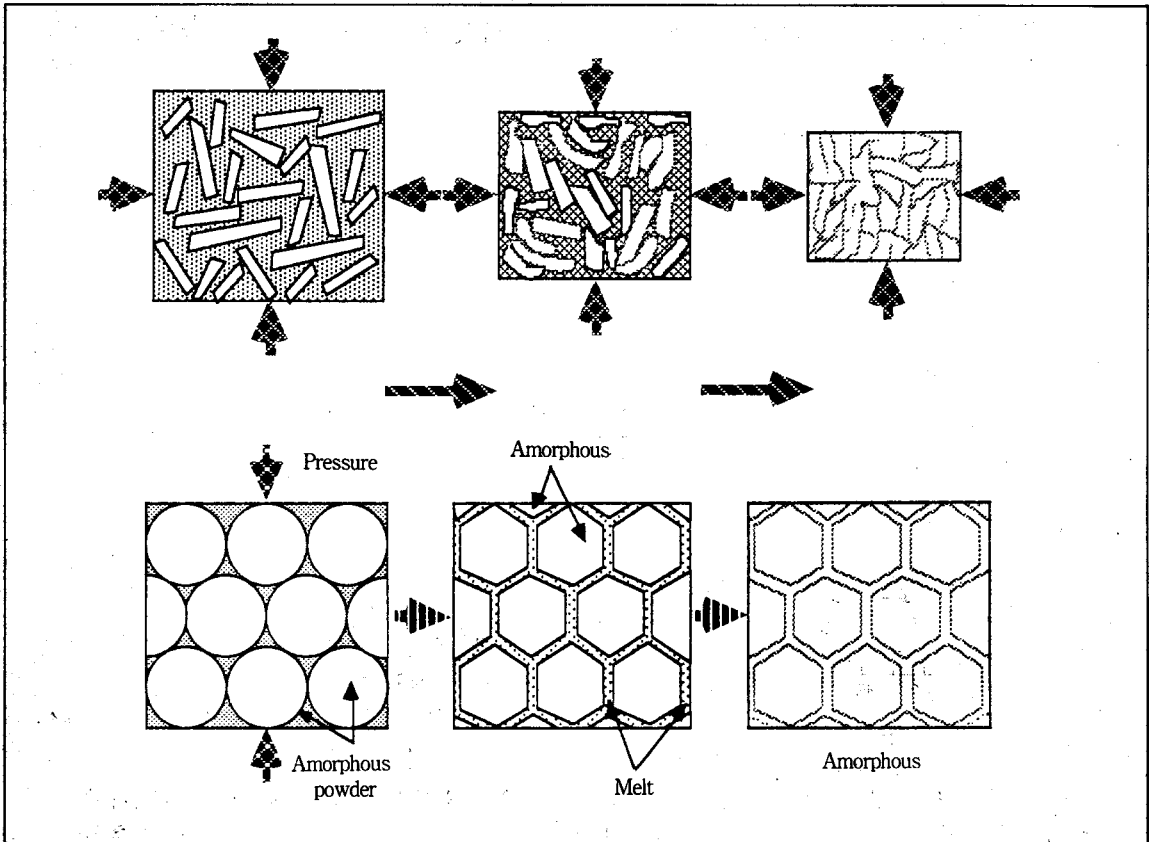


그림 8. 비정질합금 분말의 접합기구 (상 : 정적압력법, 하 : 동적압력법)



mechanical interlocking으로 고찰되고 있다. 이와 같은 정적고압 성형법에서는 분말의 변형 및 분말표면의 전단변형은 치밀화과정에서 부수적으로 생성되고 변형량도 작다. 그러나 소성가공량이 큰 압출성형법이나 압연성형법 등의 동적압력법에서는 그러한 변형을 강제적으로 작용시키는 것이 가능하기 때문에 충분한 접합이 가능하다.

한편, 동적압력을 이용한 경우 분말의 접합기구로는 정적압력과 같은 접합기구 외에 그림 8과 같이 충격압력에 의한 분말간의 마찰 등으로 생기는 열에 의해 분말표면이 용융하여 접합되고, 아울러 그 열이 분말내부로 급속히 전해져 다시 비정질화되는 것으로 해석하고 있다.

동적압력법이나 정적초고압 성형법에서 제작가능한 성형체의 크기는 제한적이고, 제작설비도 대규모화 되어야 하는 단점이 있다. 특히 동적압력을 이용한 방법에서는 성형체의 균열 발생 및 불균일 성형도가 문제점으로 나타나는 경우도 있다. 반면 압출성형법이나 압연성형법의 경우는 대규모 설비가 필요하지 않아 비정질합금의 고밀도 성형체 제조에 보다 가능성이 높은 성형방법으로 주목되고 있다.

고밀도 성형체 제조시 99% 이상의 상대밀도를 얻기 위한 성형압력은 정수압적인 경우에는 분말 변형저항의 4배 이상이 요구되지만, 압출성형 등의 전단변형이 주된 힘으로 작용하는 방법을 이용할 경우에는 분말의 전단변형에 소요되는 압력으로도 치밀화가 가능하며 분말표면의 산화피막을 파쇄 분산시키는 효과가 있어 충분한 분말의 접촉을 얻을 수 있다.

한편, 결정질과 비정질의 가열에 따른 상변화의 거동은 그림 9와 같이 비정질상의 경우에는  $T_g$ 와  $T_x$  사이의 저온에서 액상이 존재하는 것으로 해석하고 있고,  $T_g$  이상의 온도에서는 원자의 확산이 상호 협동적으로 발생한다는 점이 결정질 재료와 다르다. 그 결과 비열, 비체적이 크게 증가하고, 점도가 크게 저하한다. 이 상태에서 비정질 재료는 용융유리와 같은 거동을 보이고, 점성유동(Viscous flow)에 의해 변형된다. 이와같은 점에서

$T_g$  온도부근에서 과냉각 액상영역 (Supercooled liquid region)이 넓은 비정질 재료의 발견은 비정질 분말의 온간성형 혹은 일반적인 용고공정 등에 의해 대량 생산화할 수 있을 뿐아니라 일반적인 성형기술인 압출, 단조, mold casting 및 blowing(oxide glass 제조법) 방법 등의 적용으로 중간소재를 용이하게 제조할 수 있을 것으로 예상된다.

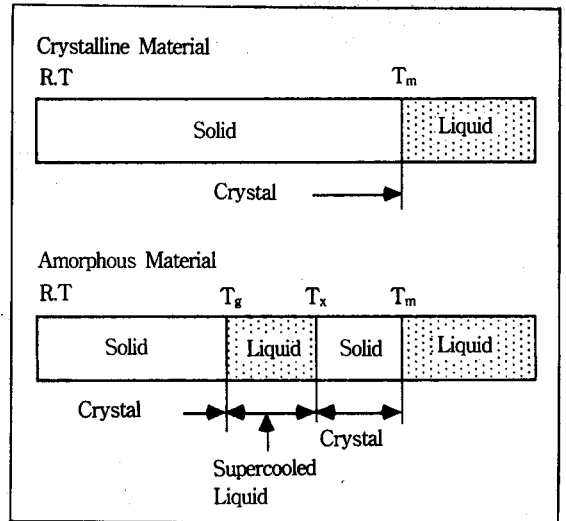


그림 9. 비정질 및 결정질 재료의 가열에 따른 상변화의 모식도

### 3. 결 언

최근 금속재료 개발에 있어서의 큰 흐름은 금속재료의 주요 구성상인 비정질, 준결정, 결정 등의 3상이 nano-scale 형태로 혼합된 nano 구조재료에 대한 연구가 활발하게 추진되고 있다. 전술한 내용은 이와 같은 추세의 한 흐름으로 최근 일본에서 많이 연구되고 있는 비정질 Al 합금에 대한 연구현황의 일부이다. 이외에 비정질 합금에 대한 연구로는 비정질 형성능이 크고 과냉각액체 영역이 넓어서  $10^3$  K/s 이하의 냉각속도에서도 비정질 단상을 얻을 수 있는 La계, Mg계, Ti계, Zr계 및 Hf계 합금에 대한 bulk 상 비정질 재료 개발에 대한 연구도 소개되고 있다.

한편, 전술한 바와 같이 비정질 AI 합금이 개발 소개된 것은 근년의 일로 선진국에서도 아직은 초기 연구개발 단계로 소개되고 있으며, 현재에도 새로운 합금에 대한 연구결과가 많이 발표되고 있고, 향후에도 현재까지 연구개발된 비정질 AI 합금보다 우수한 특성을 갖는 합금의 개발이 가능할 뿐아니라 경량고강도 구조용재료로서 실용화의 가능성이 높은 것으로 전망되고 있다.

따라서 동분야에 대한 연구는 학문적인 면만이 아니라 새로운 고비강도 재료면에서 재료공학계와 재료 공학도의 관심이 집중되고 있는 분야이다. 이러한 점에서 볼 때 새로운 소재 분야에 있어서의 국제경쟁력 및 국내 기술 위상의 제고를 위해 동분야에 대한 연구가 보다 시급한 것으로 보이며, 또한 장기적인 과학 기술 정책 차원에서 정부 유관기관의 관심과 지원이 필요한 것으로 사료된다.

참 고 문 헌

- [1] T. Masumoto : Rapidly Quenched and Metastable Materials ; Part 1, Sendai, Japan (1994) p.8
- [2] A. Inoue : Rapidly Quenched and Metastable Materials ; Part 1, Sendai, Japan (1994) p.57
- [3] V. Manov, A.Rubshtein, A.Voronel, P.Popel and A. Vereshagin : Rapidly Quenched and Metastable Materials ; Part 1, Sendai, Japan (1994) p.91
- [4] 河村 能人 : 博士學位論文, 東北大學大學院(1993)
- [5] 増本 健 : 日本金屬學會會報, 30. 5 (1991) p.375
- [6] 井上明久, 増本 健 : 日本金屬學會會報, 28. 12 (1989) p.968
- [7] 金榮煥, 鄭炳琥, 金昌圭, 曹亨鎬 : 大韓金屬學會會報, 5. 4 (1992) p.413
- [8] 井上明久 : 金屬, 65. 1. (1995) p.45