

# 고성형성 합금 제조를 위한 가스 분무성형 공정

백경호<sup>#</sup> · 석현광<sup>1</sup>

## Processing of Metallic Materials by Gas Atomized Spray Forming

K. H. Baik, H. K. Seok

### 1. 가스분무성형공정

가스분무성형 공정은 고압의 가스에 의하여 분사된 용융 액적들을 완전히 응고되기 전에 성형 기판에 용착 또는 적층시킴으로써 봉상, 판상 또는 관상 형태의 대형 성형체를 제조할 수 있는 새로운 응고 공정 기술이다[1~2]. 분무성형공정에 의하여 제조된 성형체는 야금학적으로 98% 이상의 높은 성형 밀도와 거시적인 합금원소 편석 없이 균일한 미세조직을 가진다. 또한 용융금속으로부터 반제품 성형체로의 제조가 짧은 시간 내에 단일공정으로 가능하기 때문에, 종래의 잉곳주조 및 분말야금 공정과 비교하여 경제적인 장점이 있다. 이로 인하여 Al 합금, Cu 합금, Ni 합금 그리고 Fe 합금 등을 포함하여 다양한 합금계의 대형 near-net-shape 반제품의 제조에 적용되고 있다[1~2].

Fig. 1은 가스분무성형 공정의 개략도를 나타낸 것이며, 가스분무성형 공정은 크게 용융금속의 가스 분무화 과정과 분사 액적의 기판표면으로의 적층에 따른 성형과정으로 이루어진다. 대기, 불활성 가스 또는 진공분위기 하에서 용해된 용융 금속을 수 mm 직경의 노즐을 통하여 자유 낙하시킴과 동시에 고속, 고압의 불활성 가스 또는 질소 가스를 가스 분사기를 통하여 분사하여 용융 금속을 분무화 한다. 이때 분무된 액적은 대부분 구형의 형상과 함께 5-500 $\mu$ m 크기의 정규분포를 나타낸다. 분무된 액적은 낙하하는 동안 고속, 저온의 분사가스에 의하여 냉각됨과 동시에 적절한 거리에 위치한 성형기판을 향하여 비행하게

된다. 낙하하는 액적의 비행속도 및 냉각속도는 개개의 액적의 크기에 따라 다르며, 최대 100-200 m/s의 비행속도와 10<sup>2</sup>-10<sup>5</sup>K/s의 냉각속도를 가진다. 기판표면에 도달하는 액적들은 그 크기에 따라 완전히 응고된 미세한 입자, 반응용상태의 중간크기 액적 그리고 액체상태의 조대한 액적으로 구별된다. 이와같은 다양한 상태의 액적들의 적층으로 인하여 적층표면에 반응고 또는 반응용 상태의 층이 형성되며, 잔류 액상은 기판으로의 열전도와 표면에서의 분사가스의 대류에 의하여 응고된다. 적층 이후 기판에서의 성형체의 응고

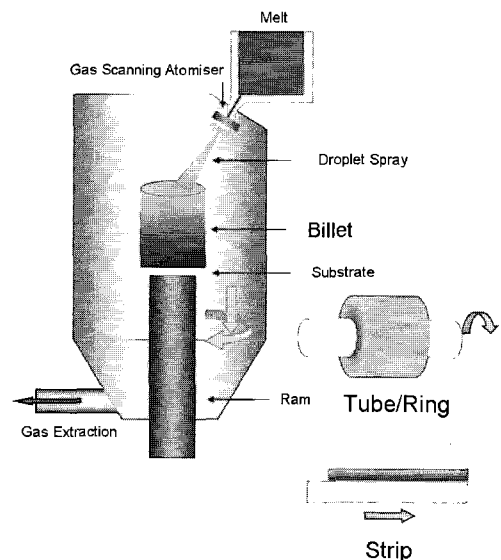
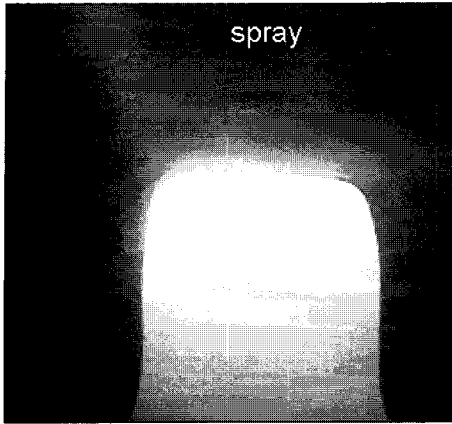


Fig. 1 Schematic diagram of gas atomized spray forming process

# 교신저자 : 충남대학교 신소재공학부 응용소재공학과  
E-mail : khbaik@cnu.ac.kr

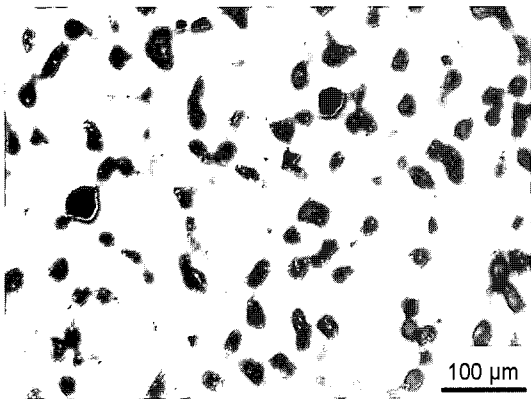
1. 한국과학기술연구원



**Fig. 2 Spray of liquid droplets scanned across a round billet surface**

속도는 매우 느리며, 일반적으로 1-10K/s 범위이다. 액적의 적층이 계속됨에 따라 성형기판을 일정속도로 하강시켜 용탕노즐과 적층표면과의 거리를 일정하게 유지함으로써 적층표면에서의 열용량과 액상분율을 일정하게 제어한다. 분무성형체의 형상은 기판의 다양한 운동을 통하여 얻을 수 있으며, 봉상, 관상 그리고 판상의 성형체를 제조할 수 있다. Fig. 2는 봉상 성형체의 표면에 분무된 액적들이 스프레이되는 과정을 보여준다.

가스분무성형 공정은 가스 분무에 따른 미세 액적의 형성을 통하여 급냉 응고 효과를 얻을 수 있으며, 동시에 기판 표면에서의 최종적인 반응고 성형과정을 통하여 미세하고 균일한 미세조직을 형성한다. 특히, 낮은 레벨의 합금원소의 편석과



**Fig. 3 Typical microstructure of spray formed Ni based superalloy**

미세한 등방성 결정립의 특징적인 미세조직을 형성함으로써, 최종 제품의 기계적 성질의 향상과 함께 후속 가공 또는 성형 공정을 생략 또는 용이하게 한다. 이로 인하여 가스분무성형공정은 응고온도 범위가 크고 합금원소의 편석이 심한 합금계의 제조에 주로 적용되어 왔으며, 대표적으로 과공정 Al-Si-X 합금, Al-Li 합금, Ni기 초내열 합금, 공구강 합금 등이 있다[2-5]. 또한 가스분무로부터 성형체 형성까지 불활성 가스 또는 질소 가스 분위기 하에서 공정이 진행됨에 따라 산화성이 강한 Al-Li 합금과 Mg 합금의 제조에도 적용되고 있으며[6], 최근에는 가스분무의 급냉 효과를 최대화하여 비정질 합금의 제조에도 응용되고 있다[7]. Fig. 3은 분무성형공정에 의해 제조된 IN718 Ni계 초내열합금의 미세조직이며, 평균 결정립 크기 50 $\mu\text{m}$ 의 등방성 결정립과 미세한 탄화물로 이루어져 있다. 특히, 취성이 강한  $\delta$  또는 Laves 상의 생성이 크게 억제됨으로써, 후속 열간 단조공정과 기계가공공정에 소요되는 비용과 시간을 크게 감소되는 효과를 가져온다. 미세한 등방성의 결정립과 탄화물의 생성은 재료의 유동응력과 단조성의 향상을 가져오며, 주단조된 합금과 비교하여, 분무성형된 Ni 초내열합금은 ring 부품을 제조하는데 약 50% 이상의 가공공정의 단축을 가져온다. 또한 tool을 이용한 기계적가공에 있어서도 25-30% 향상된 절삭속도를 나타내며, 4배 이상의 tool 수명의 향상을 보였다[2].

본 기고에서는 분무성형공정의 주요공정 단계와 미세조직 형성과정을 기술하고, 상업적 응용성이 큰 Al-Si 합금과 고속도공구강에 대한 분무성형공정의 적용 사례를 보고하고자 한다.

## 2. 분무성형체의 미세조직 제어

가스 분무성형체의 최종 미세조직은 기판 또는 성형체의 표면에 도달하는 액적들의 평균 열용량, 즉 고상분율 또는 액상분율에 의하여 결정된다 [1,8,9]. 성형체의 표면에 도달하는 액적들의 고상분율이 너무 작을 경우 (즉, 액상 양이 과다하게 유입되면), 성형체 표면에서의 열 유입속도가 유출속도보다 크게 되어 표면에 과다한 액상 풀이 형성되며, 성형체의 내부에 가스 기공과 응고수축 기공들의 생성을 초래한다. 반면에 액적들의 고상분율이 너무 많은 경우에는 적층 표면에서의 열 유출속도가 유입속도보다 크게 되어 적층된 액적

들간의 공극을 채워줄 액상의 유동이 제한되며, 결국 다량의 결합들이 생성되게 된다. 치밀하고 균일한 미세조직을 얻기 위하여 필요한 적층 표면에서의 액상분율은 약 20-40v/o로 실험, 경험적으로 알려져 있다[1,8]. 성형체 표면에서의 고상분율은 용탕온도 및 유출속도, 분사가스 압력, 분무거리 등의 공정변수에 의해 결정되지만, 이들 변수들에 의한 공정제어는 경험적인 실험에 의존하고 있다. 그러므로 열유체학적 수치모델을 통하여 비행하는 액적의 열이력을 계산하고, 최종 성형체 표면에 유입되는 액적들의 열량을 결정하려는 시도가 많은 연구자들에 의하여 진행되어 왔다.

가스분무된 액적은 일반적으로 구형의 형상을 가지며 5-500 $\mu\text{m}$ 의 정규분포를 나타낸다. 분무화된 액적의 평균크기( $d_m$ )와 표준편차( $\sigma$ )는 공정변수와 다음과 같은 관계를 가진다[10].

$$d_m^3 = \frac{K_a \gamma^3 \mu^2 d_0}{V_g^3 \rho_m^3 \rho_g^2 GMR}, \quad \sigma^3 = \frac{d_m}{13} \quad (1)$$

여기서  $K_a$ 는 가스분사기의 설계상수,  $\gamma$ 는 액체 금속의 표면장력,  $\mu$ 는 액체 금속의 점도,  $d_0$ 는 용탕노즐의 직경,  $V_g$ 는 분사가스의 속도,  $\rho_m$ 과  $\rho_g$ 는 액체 금속과 분사가스의 밀도, 그리고  $GMR$ 은 가스와 액체 금속의 유출속도의 비이다.

가스분무된 액적은 분무가스와의 상호작용을 통하여 가속 및 냉각된다. 분무화된 액적의 속도는 분사가스와 액적간의 속도차이에 따른 항력에 의하여 가속 및 감속된다. 동시에 분사액적은 주위의 낮은 온도의 분사가스에 의하여 복사 및 대류에 의한 열전달로 냉각된다. 일반적으로 복사에 의한 열전달의 기여도는 무시할 정도로 작으므로 액적의 냉각은 대류에 의해서만 일어난다고 가정한다. 또한 액적의 크기가 충분히 작아서 액적 내부에서의 온도구배를 무시하면, 즉 액적내부의 온도가 균일하다고 가정하면, 과냉된 액적의 열이력은 Newtonian 냉각을 한다고 가정할 수 있다. 그러므로 구형의 액적이 냉각될 때의 열평형식은 다음과 같다[1].

$$C_{pd} \frac{dT_d}{dt} = \Delta H_f \frac{df_s}{dt} - 6 \frac{h}{\rho_a d} (T_d - T_g) \quad (2)$$

여기서  $C_{pd}$ ,  $T_d$ ,  $\Delta H_f$ ,  $f_s$ ,  $d$ 는 각각 액적의 비열, 온도, 응고잠열, 고상분율, 직경이며,  $T_g$ 는 가스의 온도이다. 열전달계수  $h$ 는 구형의 액적

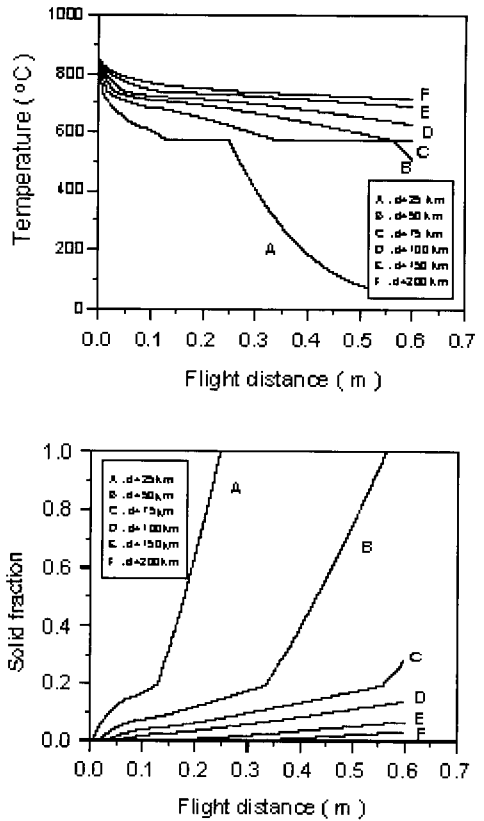


Fig. 4 Temperature and solid fraction of Al-25Si droplets as a function of the droplet size and the flight distance

에 널리 사용되고 있는 Ranz-Marshall 경험식을 통하여 구할 수 있다[1]. Fig. 4는 비행거리에 따른 Al-25Si 액적의 온도 및 고상분율의 변화를 계산한 결과이다. 비행거리 0.6m에서, 일반적인 성형기관 표면의 위치, 25-50 $\mu\text{m}$  크기의 액적은 고상이며, 75-100 $\mu\text{m}$ 는 반응고 상태, 그리고 150-200 $\mu\text{m}$  크기의 액적은 액상임을 알 수 있다. 즉, 적층 표면에 도달하는 스프레이 내의 액적은 완전히 응고된 미세한 입자, 반응용상태의 중간크기 액적 그리고 액체상태의 조대한 액적들로 이루어져 있음을 알 수 있다.

적층 표면에서의 평균 고상분율은 개개 액적의 엔탈피와 분무화된 액적의 크기 분포를 고려하여 계산할 수 있다. 액적의 크기 분포를 고려한 스프레이내의 액적의 평균 엔탈피( $H_s$ )와 고상분율( $f_s$ )은 다음의 식으로 구할 수 있다[1].

$$H_s = \sum_i H(d_i) f(d_i) \quad (3)$$

$$f_s = \frac{L + C_{pd}(T_s - T_E) + H_s}{L} \quad (4)$$

과 같이 구할 수 있다.  $H(d_i)$ 와  $f(d_i)$ 는 직경  $d_i$ 인 액적의 엔탈피와 질량 분율이며,  $L$ 은 응고 잠열,  $T_s$ 와  $T_E$ 는 각각 스프레이내의 액적의 평균 온도와 응고가 종료되는 공정 온도이다. Fig. 5는 Al-25Si 합금의 비행거리에 따른 적층 표면에서의 평균 엔탈피와 고상분율을 계산한 결과이다. 적층 표면에서의 평균 엔탈피와 고상분율은 비행거리가 증가함에 따라 직선적으로 감소하며, 비행거리 0.6m에서의 평균 엔탈피와 고상분율은 각각 577°C와 약 50v/o이다. 이상의 결과는 분무된 액적이 모두 성형체의 형성에 기여한다는 가정을

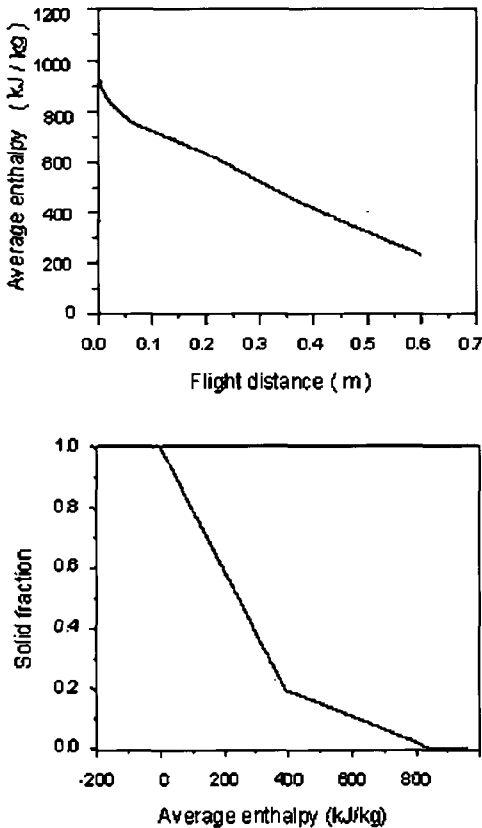


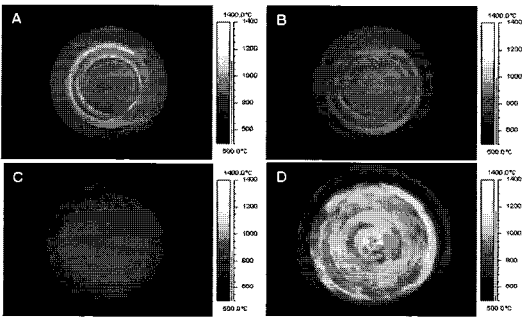
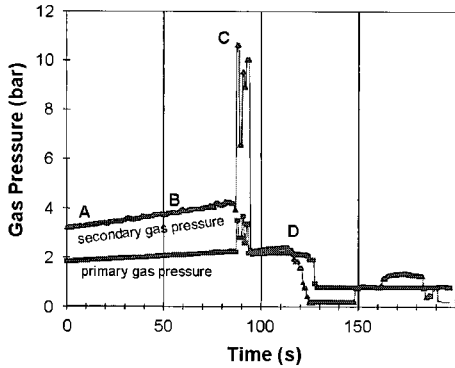
Fig. 5 Average enthalpy and solid fraction of Al-25Si droplets at deposit surface

근거로 한다. 그러나 실제 성형체의 형성에 기여하는 액적의 적층효율은 액적의 고상분율과 적층 표면의 상태에 따라 크게 달라진다. Table 1은 고상, 반고상 그리고 액상의 액적들의 적층효율을 정량적으로 나타낸 것이다. 액적의 적층효율을 최대화하기 위하여서는 적층표면이 반응고 상태, 즉 소정의 액상을 가지고 있어야 하며, 동시에 반고상 상태의 액적이 많아야 한다. 실제 적층 표면에서의 온도 및 고상분율은 Fig. 5에서 계산된 것과 많은 차이를 보인다. 최근에는 계측장비의 발달로 실제 액상의 온도 및 속도를 직접 측정할 수 있을 뿐만 아니라, 적층표면의 온도를 분무성형중에 지속적으로 측정하여 이를 공정 제어 시스템에 on-line feedback하여 원하는 적층표면온도를 제어하는 시도가 진행 중에 있다. Fig. 6은 분무성형 공정에서의 분사가스의 압력의 변화에 따른 적층 표면온도의 변화를 on-line 측정한 결과이다. 분사가스의 압력이 증가하는 시점에서(87s) 적층표면의 온도가 크게 감소하고 있으며, 다시 분사가스의 압력이 감소시킨 시간(125s)과 거의 동일한 시간에 측정된 표면의 온도가 크게 증가하고 있음을 알 수 있다. 결론적으로, 성형체의 적층온도를 분무성형공정 동안에 실시간 측정을 통하여 분사가스, 용탕온도 또는 용탕유출속도를 제어함으로써 적층표면의 온도를 일정하게 유지할 수 있다. 이와 같은 on-line 온도 제어를 통하여 적층 효율의 향상과 미세조직 제어가 가능하며, 동시에 성형체 전반에 걸쳐 균일한 미세조직을 얻을 수 있다.

Fig. 3에서 보았듯이, 분무성형체는 등방성의 결정립으로 이루어진 미세조직을 형성한다. 이와 같은 미세조직학적 특징은 액적과 적층표면과의 상호작용의 결과이며, 크게 수지상 결정의 파괴과 재응용, 불균일 핵생성, 결정의 제한된 성장으로 설명된다. 분무화된 액적은 비행하는 동안 미세

Table 1 Deposition behavior of droplets during spray forming

		Droplet condition		
		Solid	Mushy	Liquid
Deposit surface condition	Solid	Bounce-off	Partial sticking	Good sticking
	Mushy	Partial sticking	Good sticking	Good sticking
	Liquid	Surface ejected	Surface ejected	Surface ejected



**Fig. 6** Log of primary and secondary atomizing gas pressures during spray forming of Ni based superalloy and thermal images of preform top surface after 15s, 58s, 87s and 125s relating to points A-D respectively

한 수지상의 발달을 통하여 응고된다. 수지상 성장을 한 반응고 액적은 고속으로 비행하여 적층 표면과 충돌함에 따라 수지상의 파단을 일으키고 파단된 고상 입자는 적층표면에 잔류하는 액상으로 혼입된다. 완전히 응고된 미세한 입자의 경우에는 적층 표면으로 유입 후 주위의 과열된 액상에 의하여 부분적으로 재용융 된다. 결과적으로 적층표면에는 비행 중에 응고된 고상 입자들이 잔류하는 액상내에 균일하게 분포하게 된다. 이들 고상입자들은 잔류 액상의 응고에 불균일 핵생성을 야기시키며, 주위의 액상으로 성장하게 된다. 적층표면에서의 극히 제한된 잔류액상 양은 고상 결정의 성장을 제한된다. 이로 인하여 등방성의 미세한 결정립이 생성되게 된다.

### 3. 과공정 Al-Si 합금

과공정 Al-Si 합금은 비탄성 및 비강도가 크고,

열팽창 계수가 작으며, 내마모성이 우수한 특성을 나타냄으로써, 고강도, 내열성 및 내마모성을 필요로 하는 경량 구조용 재료로의 응용이 확대되고 있다[11~12]. 그러나 다량의 Si 함량으로 인하여, 종래의 주조법으로 제조할 경우, 초정 Si이 매우 조대한 크기로 정출되어 매우 취약하게 된다. 이로 인하여 부품 성형에 필수적인 후속 가공이 불가능한 단점이 있다. 초정 Si의 미세화는 분말 야금법에 의하여 얻을 수 있으나, 분말의 제조, sieving, 밀봉, 탈가스 및 압출 등의 복잡한 공정이 요구되므로 제조 원가가 높다는 단점이 있다. 반면에 분무성형공정에 의한 과공정 Al-Si 합금의 제조는 공정의 단순화로 제조 원가가 낮으면서, 미세한 Si 입자를 균일하게 분산시킴으로써 주조재와 비교하여 우수한 기계적 특성과 가공성을 가진 합금을 얻을 수 있다[2,11,12].

Fig. 7(a)는 분무성형공정에 의해 제조된 Al-25Si 합금의 미세조직을 나타낸 것으로, 약 10-15 $\mu\text{m}$  크기의 다결정 Si 응집체가 기지금속인 Al의 결정립계에 분산되어 있다. Si 응집체는 1 $\mu\text{m}$  이하의 미세한 Si 입자들로 구성되어 있었으며, 과공정 Al-Si 합금에도 불구하고, 분무성형체내에 존재하는 Si 입자는 초정 Si 입자와 공정 Si 입자의 특징적인 미세조직상의 차이를 보이지 않았다. 분무성형체는 약 4-5%의 다소 높은 기공도를 포함하고 있었으며, 대부분 가스계 결합이었다. 이와 같은 가스계 기공은 열간 압출공정에 의하여 완전히 제거된다. Fig. 7(b)는 분무성형 후 열간압출된 Al-25Si 합금의 미세조직으로, 조대한 Si 응집체는 개개의 Si 입자들로 분산되었으며, 기지금속내에 균일한 Si 입자의 분포를 나타내고 있다. 압출공정에 의하여 분무성형체내에 존재하였던 기공은 완전히 제거되었다. 종래의 주조법에 의해 제조된 과공정 Al-Si 합금은 높은 취성으로 인하여 Si 함량이 18wt%를 초과할 경우 압출과 같은 2차 성형이 어려우며 또한 기계적 가공이 곤란하다. 반면에 분무성형된 과공정 Al-Si 합금은 미세한 입자의 균일한 분산으로 인하여 비교적 낮은 온도와 응력하에서도 쉽게 압출성형이 가능하다.

과공정 Al-Si-X 합금의 분무성형 제조는 국내에서 한국과학기술연구원과 포항산업과학연구원에서 자동차 부품으로의 응용을 위하여 지난 수년간 연구되어 왔다. 분무성형-압출한 Al-18Si-X 합금은 인장강도 350-380MPa과 연신율 3-5%를 나타내었으며, 이는 주조-압출체의 ~180MPa와 0.5%와

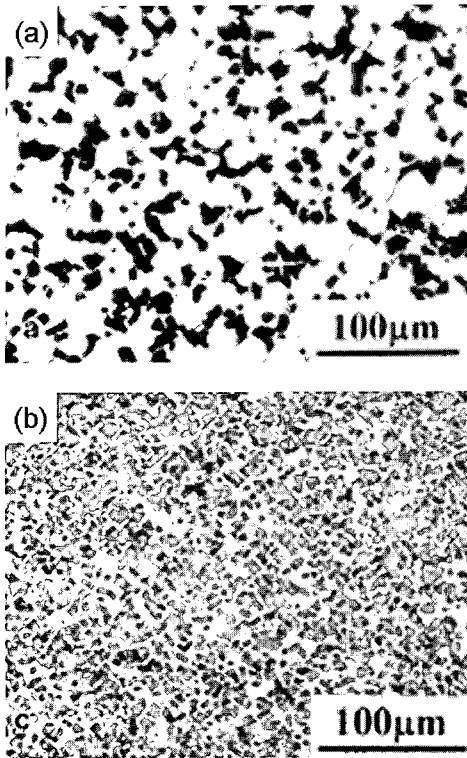


Fig. 7 Microstructures of (a) as-spray formed and (b) subsequently extruded Al-25Si alloy

비교하여 매우 우수한 기계적 특성이다[11]. Al-18Si-X 합금은 고강도, 고인성, 고탄성율을 요구하는 구조용 부품에 응용 가능하고, 일례로 차량용 프로펠러 샤프트가 있다. Al-25Si-X 합금의 경우 종래의 주조법으로는 제조가 불가능하지만, 분무성형-압출공정을 통하여 결함이 없는 재료의 제조가 가능하였다. 특히, 현재 우수한 내마모성을 나타내는 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 단섬유 강화 Al 복합재료와 비교하여 분무성형-압출된 Al-25Si-X 합금은 크게 감소된 마멸속도를 나타내었다[12]. Al-25Si-X 합금은 현재 가솔린 엔진용 실린더 라이너로의 적용을 검토 중에 있다.

#### 4. 고속도공구강

고속도공구강은 다양한 종류의 탄화물을 형성하는 합금원소들이(W, Mo, V, Cr 등) 다량 첨가된 고탄소-고합금강으로, 각종 절삭공구, 압연 롤, 금형 등의 소재로 널리 사용되고 있다. 고속도공구강은 ~200°C 이상의 넓은 응고 범위를 가지며

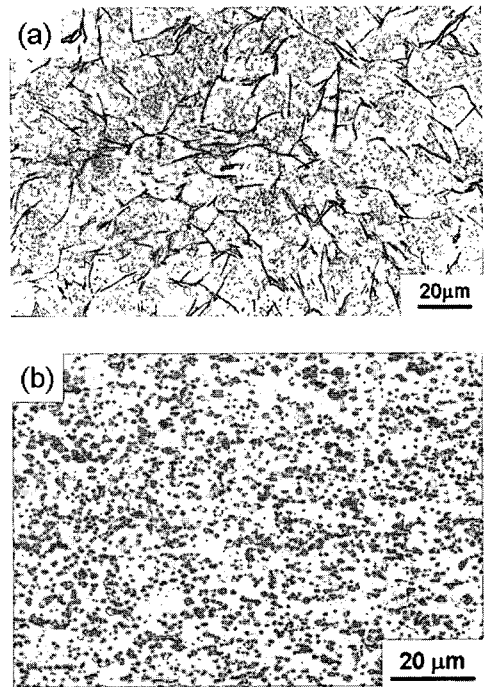


Fig. 8 Microstructures of (a) as-spray formed and (b) subsequently forged Fe-5.7W-5.1Mo-3.0V-8.7Co-1.2C (wt%) high speed steel

또한 대부분의 탄화물들이 액상 지지금속에서 생성되기 때문에, 만약 응고속도가 느린 공정을 이용하여 제조할 경우 조대한 탄화물의 생성과 함께 심한 합금원소의 편석을 초래한다. 응고시 생성되는 주된 탄화물은 MC, M<sub>2</sub>C, M<sub>6</sub>C와 M<sub>12</sub>C 등이 있으며, 이들의 생성 분율에 따라 고속도공구강의 기계적 성질은 크게 변화한다. 이와 같은 고탄소-고합금강을 종래의 잉곳주조에 의하여 제조하게 되면, 조대한 1차 탄화물의 생성 및 편석, 연속적인 탄화물 네트워크의 발생, 탄화물 네트워크 파괴를 위한 과도한 열간가공의 수반, 열간가공 후의 탄화물의 방향성 배열, 기계가공성 및 연삭성의 악화, 합금원소의 제한된 첨가, 그리고 취약한 기계적 특성 등의 문제점을 초래한다. 분무성형공정에 의해 제조된 고속도공구강은 응고 초기에 생성되는 MC 탄화물의 생성이 비교적 냉각속도가 빠른 구간인 액적이 비행하는 동안에 대부분 완료되며, 적층 후 잔류 액상으로부터 공정 M<sub>2</sub>C 또는 M<sub>6</sub>C 탄화물이 생성된다. 이로 인하여 탄화물의 크기가 잉곳주조재의 것과 비교하여 매우 미세한 특징을 가지고 있다[13~14].

## 참고 문헌

Fig. 8(a)는 분무성형공정에 의해 제조된 Fe-5.7W-5.1Mo-3.0V-8.7Co-1.2C(wt%) 고속도공구강의 미세조직이며, 균일하게 분포하고 있는 1-2 $\mu$ m 크기의 구형의 MC 탄화물과 침상의 M<sub>2</sub>C 탄화물의 망상조직을 보여준다. M<sub>2</sub>C 탄화물은 준안정상이기 때문에, 1200°C 이상의 온도에 노출시 침상의 형태에서 1 $\mu$ m 크기의 미세한 구형의 MC와 M<sub>6</sub>C 탄화물로 분해된다[14]. M<sub>2</sub>C 탄화물의 완전 분해 후 1050°C 부근에서 열간단조를 행하게 되면 재료의 균열의 생성 없이 균일한 소성변형을 얻을 수 있었다. Fig. 8(b)는 최종적으로 열간단조된 고속도공구강의 미세조직을 보여주는 것으로, 매우 미세한 탄화물 입자들이 균일하게 분포되어 있다. 분무성형-열간단조된 고속도공구강의 굽힘강도는 최대 4.5GPa를 나타내었으며, 이는 분말야금공정에 의해 제조된 합금과 대등한 것으로 평가되었다[14]. 분무성형에 의한 고속도공구강의 제조기술은 포항산업과학연구원에서 지난 10년간 연구 개발되었으며, 당 연구원에서는 현재 4ton 규모의 양산기술을 확보하고 있다.

## 5. 요약

분무성형공정은 급냉응고 및 결정입자 제어에 따른 고품위 소재 개발의 장점과 함께 고밀도 near-net-shape 제품의 제조가 가능한 합금제조기술이다. 분무성형체의 미세조직은 적층표면에 도달하는 액적들의 평균 열용량, 즉 고상분율에 의하여 결정되며, 이는 액적의 비행과정에서의 분사가스-액적간의 열전달과 적층표면에서의 열유입과 열유출 속도에 영향을 받는다. 실제 다양한 공정변수들이 복합적으로 미세조직 형성과정에 영향을 미치지만, 균일한 미세조직을 얻기 위하여서는 적층표면에서의 온도와 고상분율을 항상 일정하게 제어하여야만 한다. 즉, 적층표면온도를 분무성형공정중에 지속적으로 측정하여 이를 공정 제어 시스템에 feedback하여 원하는 적층표면온도를 유지하도록 공정변수를 제어하는 것이 필수적이다. 분무성형에 제조된 성형체는 합금원소의 편석이 없고 미세한 등방성의 결정립으로 이루어진 특징적인 미세조직을 나타낸다. 이와 같은 미세조직으로 인하여 분무성형체는 우수한 성형성과 기계가공성을 나타내며, 또한 분무성형-후속가공된 최종 제품은 잉곳구조에 의하여 제조된 것과 비교하여 크게 향상된 기계적 성질을 가진다.

- [1] P. S. Grant, 1995, Spray forming, Prog. in Mater. Sci., Vol. 39, p. 497.
- [2] A. Leatham, 1999, Spray forming: alloys, products, and Markets, JOM-e, Vol. 51, No. 4, electronic print.
- [3] S. L. Dai, Y. Wu, L. Del Castillo, E. J. Lavernia, 1997, Microstructure and properties of spray deposited high Li Al-Li-Mg-Ge-Zr alloys, Scripta Materialia, Vol. 37, p. 265.
- [4] R. L. Kennedy, R. M. Forbes Jones, R. M. Davis, M. G. Benz, W. T. Carter, 1996, Superalloys made by conventional vacuum melting and a novel spray forming process, Vacuum, Vol. 47, p. 819.
- [5] V. C. Srivastava, R. K. Mandal, S. N. Ojha, 2001, Microstructure and mechanical properties of Al-Si alloys produced by spray forming process, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 304-306, p. 555.
- [6] T. Ebert, F. Moll, K. U. Kainer, 1997, Spray forming of magnesium alloys and composites, Powder Metall., Vol. 40, p. 126.
- [7] C. R. M. Afonso, C. Bolfarini, C. S. Kiminami, N. D. Bassim, M. J. Kaufman, M. F. Amateau, T. J. Eden, J. M. Galbraith, 2001, Amorphous phase formation in spray deposited AlYNiCo and AlYNiCoZr alloys, Scripta Materialia, Vol. 44, p. 1625.
- [8] B. Cantor, K. H. Baik, P. S. Grant, 1997, Development of microstructure in spray formed alloys, Prog. in Mater. Sci., Vol. 42, p. 373.
- [9] K. H. Baik, P. S. Grant, B. Cantor, 2004, The equiaxed-banded microstructural transition during low pressure plasma spraying, Acta Materialia, Vol. 52, p. 199.
- [10] P. Mathur, D. Apelian, A. Lawley, 1989, Analysis of the spray deposition process, Acta Materialia, Vol. 37, p. 429.
- [11] 석현광, 이호인, 김병조, 이재철, 2000, 분무성형-압출에 의한 과공정 Al-Si-X 합금의 제조 및 프로펠러 샤프트 (추진축) 소재로서의 응용 가능성 평가, 대한금속재료학회지, 제 38권, p. 892.
- [12] 석현광, 이재철, 신두수, 이호인, 1999, 분무성형에 의한 Al-25Si-X 내마모 합금 제조 및 실린더 라이너 소재로서의 응용 가능성 평가,

대한금속재료학회지, 제 37권, p. 966.

- [13] 백경호, 이언식, 안상호, 1995, 분무주조 고속도공구강의 탄화물 생성 거동, 대한금속재료학회지, 제 34권, p. 425.

- [14] 이언식, 박우진, 안상호, 1997, Spray forming으로 제조된 고속도공구강에서 열간단조에 따른 탄화물 분포 및 인성의 변화, 대한금속재료학회지, 제 35권, p. 825.