

論 文

원심분무법에 의한 고강도 7XXX 알루미늄 합금 분말의 제조

李兌行, * 林承茂, * 趙誠鈺*

The Fabrication of High Strength 7XXX Aluminum Alloy Powders by Centrifugal Disc Atomization

Tae-Hang Lee, * Seong-Moo Im, * and Sung-Suk Cho*

Abstract

7XXX aluminum alloy powders produced by the self-manufactured rotating disc atomizer were investigated to determine the influence of the atomization parameters on the particle size distributions in air atmosphere. The particle size distributions are almost always bimodal with the dominant mode on the large particle size. Average powder size of 7XXX aluminum alloy is 74 / μm ~ 125 / μm when melt is poured with the rate of 9g / sec at 730°C on a rotating disc of 30mm diameter at 6300rad / sec. The mass of finer particle increased when disc diameter, angular velocity, pouring temperature increased and pouring rate decreased. The powder shapes of bimodal change from acicular to tear-drop and from tear-drop to ligament with increasing powder size. Powder shape was determined by the atomization mechanism and oxidation in liquid state. Microstructure of powders appeared to be cell and cellular dendrite. The SDAS of Al-7.9wt%Zn-2.4wt%Mg-1.5wt%Cu-0.9wt%Ni Powders is 0.8 μm ~ 1.0 μm for the powders of size +44 μm ~ -53 μm and 1.6 μm ~ 1.8 μm for the powders of size +105 μm ~ -125 μm, respectively

1. 서론

60년대 초 P. Duwez¹⁾가 액상의 금속을 고상의 상태로 급냉시켜 얻은 재질적 효과는 많은 연구자들에 의해 재질적 효과에 대한 연구 뿐만 아니라 급속응고 기술도 다양하게 개발¹⁻⁸⁾되고 있으며 특히, 알루미늄 합금의 특성을 개선시키기 위한 연구들이 많이 진행되고 있다. 알루미늄 합금 특성을 개선시킨 대표적인 연구로는 1967년 Bufferd와 Grant⁹⁾가 보고한 강제 고응고 강화 효과와 1985년 Towner¹⁰⁾

가 보고한 천이원소가 첨가된 atomized 알루미늄 합금내의 분산강화 효과이다. 급냉법을 이용한 알루미늄 합금의 재질적 효과로는 ① 강제고응고 효과 ② 준안정상 출현 효과 ③ 조직 미세화(수지상 간격의 미세화, 공정조직의 미세화, 초정 정출물의 미세화, 제 2 상의 미세화)가 있다.

급속응고기술²⁾은 액체금속의 표면적을 크게하여 대류에 의한 열전달을 촉진시키는 분무법(Atomization)과 열전도도가 높은 금속의 접촉에 의한 열전달을 촉진시키는 방법(melt spinning)으로 나눌 수 있다. 알루미늄 합금 분말은 주로 분무법으로

* 충남대학 공과대학 금속공학과 (Department of Metallurgical Engineering, Chungnam National University)

만들고 있으며, 이 경우 냉각속도는 $dT/dt = AK/d^2\Delta T + BK(V/d^3)^{0.5}\Delta T$ 의 식으로 주어지며, A, B는 상수, K는 냉각매체의 열전도도, ΔT 는 용탕온도와 냉각매체와의 온도차, v는 용융금속 방울과 냉각매체와의 상대속도, d는 용융금속 방울의 평균직경이다. 즉, 냉각속도를 크게하려면 K값이 큰 가스를 사용하고, ΔT 를 크게하기 위해 저온의 가스를 사용하고, v를 크게하기 위해서 공기분무시에는 가스젯트를 크게하고 원심분무시에는 비행초기 속도를 크게하여 주고, d를 작게하기 위해서는 용탕의 단위질량에 대한 파쇄에너지를 크게하여 주면 된다.

원심분무법은 Pratt & Whitney¹¹⁾사가 보고한 방법으로 최고 3500rpm의 회전수에서 원추형의 디스크로 0.18Kg/sec의 합금용탕을 He가스 분위기에서 분말을 제조한 결과 냉각속도는 $10^5 K/sec$ 이상이라고 하였다. D.T.Liles & D.C.Deleeuw⁵⁾ 등은 디스크 주위의 용기내에 휘발성 액체를 넣어 냉각매체로 사용한 결과 $-500\mu m \sim +10\mu m$ 범위의 분말들은 비정질상과 결정구조물의 혼합형태로 이루어진다고 하였다.

K.Harada & H. Suga⁶⁾ 등은 원심분무시 제조인자의 영향을 수(water)모델로 연구한 결과 디스크의 회전속도가 커지면 평균입도가 작아지고, 용기내의 액체방울 분포는 중심부에서 멀어질 수록 입자가 커지며, 디스크와 액체와의 젖음성이 커지면 평균입도가 작아진다고 하였다.

한편 국내에서도 급냉법에 대한 연구는 많이 되고 있으나 주로 melt spinning법^{12,13)}과 가스분무법^{14,15)}에 대한 연구가 대부분이었고, 원심분무법을 이용한 분말의 제조나 이의 분말화 과정 등에 대한 연구는 거의 없다.

따라서 본 연구에서는 급속응고된 고강도 7XXX 알루미늄 합금 개발의 첫 단계로 원심분무장치를 제작하고, 대기 중에서 원심분무시의 조업변수가 분말의 입도분포도, 입형 및 조직에 미치는 영향을 실험적으로 조사하였으며, 원심분무시의 분말화 과정을 고찰하였다.

2. 실험 방법

2.1 원심분무 장치

Fig.1은 본 연구에서 사용한 원심분무 장치로 용탕주입부와 원심분무부로 분리시켜서 tundish의 노즐과 회전판은 중심을 수직으로 맞추는데 용이하게 하였으며, 용해로와 tundish는 전기저항로를 이용하였다. 조업시 회전판의 과열을 줄이고 용융금속의 냉각을 높이기 위해 회전판의 밑에서 압축공기를 공급하였다. 회전판의 회전력은 압축공기를 사용하는 air turbine을 이용하였다. 원심분무부의 용기는 직경 1.8m, 높이 1.5m로 하여 대부분의 분말이 용기 벽에 도달하기 전에 응고되도록 하였다.

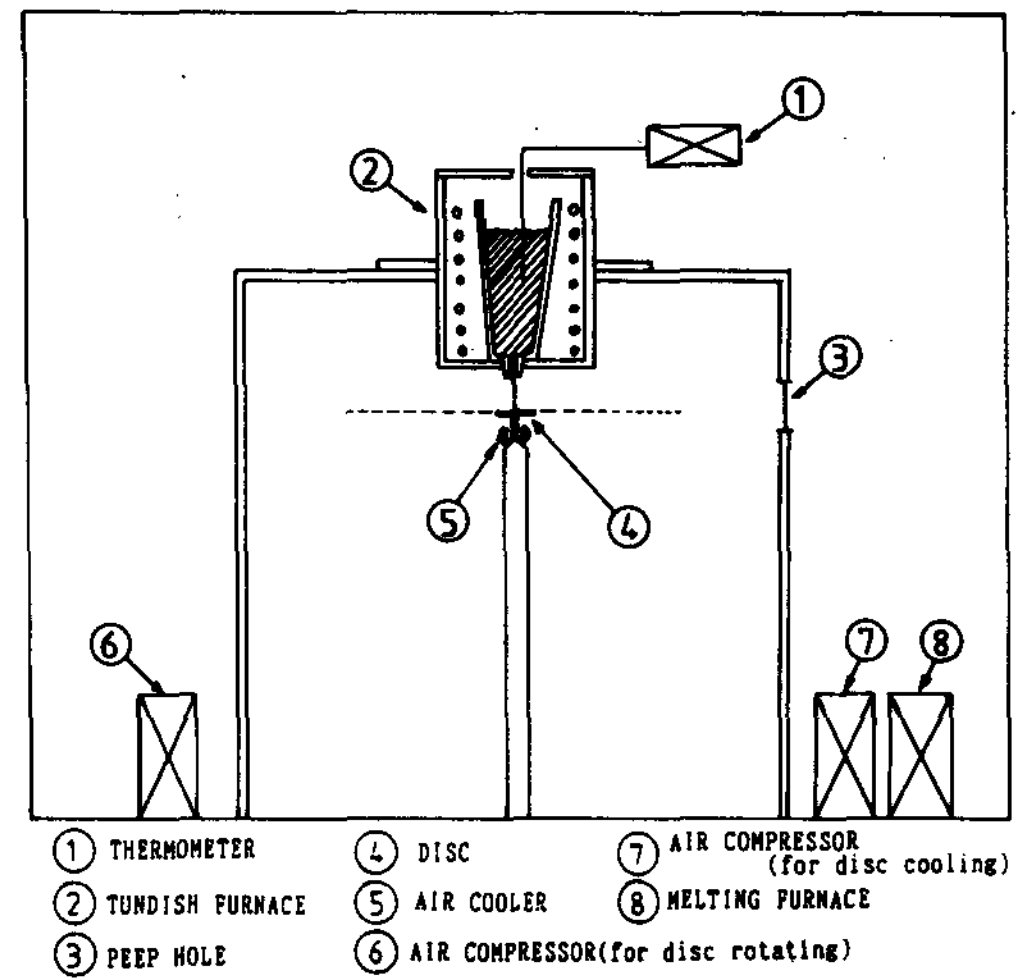


Fig. 1. Schematic diagram of the rotating disc atomizer.

2.2 분말의 제조

고주파 유도로를 사용하여 조성에 따라 알루미늄 합금을 잉고트로 만들었으며, 이를 용해로에서 용해시킨 후 tundish에 이동시켜 회전판에 주입하는 공정으로 분말을 제조하였다. 합금조성은 Table1에, 조업변수는 Table2에 나타내었다. 주입량은 원심분무장치에 설치된 창을 통하여 주입되는 시간을 측정하고, 회수된 분말의 중량을 이 시간으로 나누어 산출하였으며 1회 주입량은 약 1000g으로 하였다.

Table 1. Chemical composition of powders(wt%)

	Al	Zn	Mg	Cu	Cr	Fe	Zr	Co	Ni
alloy A	Bal.	7.3	2.3	1.5	0.18	0.35	0.13	--	--
alloy B	Bal.	7.9	2.4	1.5	0.18	0.35	0.11	0.09	0.92

Table 2. Operating parameters during rotating disc atomization

angular velocity (rad/sec)	disc diameter (mm)	pouring rate (g/sec)	pouring temperature (°C)
2100	30	7	680
3600	45	9	730
6300		17	830

2.3 분말의 관찰

제조된 분말을 325mesh까지의 체를 사용하여 기계적으로 분급하여 입도분포도를 작성하였다. 이 때 입도분포도의 종좌표는 곡선의 형태에 미치는 체 크기의 영향을 줄이기 위해 각각의 체 크기로 나누었다.

분급된 분말의 외형은 주사 전자현미경(AKASHI DS-130)으로, 응고조직은 광학현미경으로, 분말의 미세조직은 투과 전자현미경(AKASHI EM-002B)으로 관찰하였다. TEM 시료는 Ni전기도금법¹⁶⁾을 이용하여 분말입자가 메몰된 Ni 박막을 제조하고 이를 ION Beam Miller로 연마하였다. 분말의 냉각속도를 추정하기 위해서 분말 단면에서의 SDAS를 측정하였다. 또한 알루미늄 합금에 첨가된 Co, Ni의 분말내 분포도를 조사하기 위해 EDAX(phillips PV 9900)분석 하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 입도분포도와 입형

원심력을 이용하여 분말을 제조하는 원심분무법의 분말화는 고속으로 회전하는 회전판의 가장자리에서 용융금속에 작용하는 원심력이 용융금속의 표면장력에 의해 잔류하고자 하는 힘을 이길 때 액체의 불균형의 발생하고 그 후 용융금속은 회전

판으로 부터 비산되어 응고하는 과정이다. H.Schmitt¹⁷⁾는 원심분무시 예상되는 분말의 크기(d)를 회전판 가장자리에서 원심력과 관성력과의 평형조건으로 부터 계산하였다.

$$d = \text{const.} (1/w)(r/\rho)^{0.5}(1/D)^{0.5} \dots \dots \dots (1)$$

여기서 w 는 회전판의 각속도, r 는 액체금속의 표면장력, ρ 는 액체금속의 밀도, D 는 회전판의 직경이다. 상수는 회전판과 액체돌기 사이의 접촉면적과 액체돌기 크기에 의존하는 항으로 W.H.Walton과 W.C.Prett¹⁸⁾는 유기물 액체에 대한 실험에서 상수가 $2.67 \times 10^6 \sim 6.55 \times 10^6$ 범위이며, 평균적으로 3.8×10^6 이라고 하였다. 그러나 B.Champagne과 R.Angers⁸⁾는 REP에서 (1)식의 상수는 조업변수에 따라 변하고, d 가 입도 분포도의 주된 형태의 평균부피-표면직경 dvs 로 대체되면 (1)식에 입도분포도의 주된 양상에 영향을 주는 주입량(Q)의 항이 첨가되어야 한다고 하였으며 Al, Fe, Cu 등의 재료로 불활성 분위기에서 108번의 실험한 결과, 평균 입자크기(dvs)는 (2)식으로 예측할 수 있으며 거의 모든 재료에 잘 적용된다고 하였다.

$$dvs = 4.63 \times 10^6 (1/w)^{0.98} (1/D)^{0.64} (r/\rho)^{0.43} Q^{0.12} \dots \dots \dots (2)$$

또한 그들은 분말화과정을 도시적으로 다음과 같이 설명하였다. 용융된 금속은 전극의 가장자리로 퍼져나가고 toroidal rim을 형성하며, 계속적으로 용융된 금속은 toroid로 흘러가게 되고 용융금속의 관성은 계속 증가하여 표면장력을 이기게 된다. 표면장력을 이긴 용융금속은 교란되어 rim밖으로 나타나서 torus를 형성하게 되며 torus는 표면장력에 의해 구형화 되면서 전극과는 가느다란 용융금속으로 연결되어 있다가 최종적으로 떨어져 나간다. 이 후에 가느다란 용융금속도 구형화되면서 떨어져 나간다. 이렇게 2차에 걸쳐 분말화가 이루어져 쌍곡선(bimodal)의 분포도를 나타내는 것이 특징이라고 하였다. D.J.Hodkin⁴⁾등은 분말화 양상은 금속의 용융속도에 따라 달라지며 용융속도가 작으면 직접방울형(direct droplet)으로, 용융속도가 커지면 고리모양형(ligament)으로, 더욱 커지면 판(liquid sheet)으로 비산한다고 하였다.

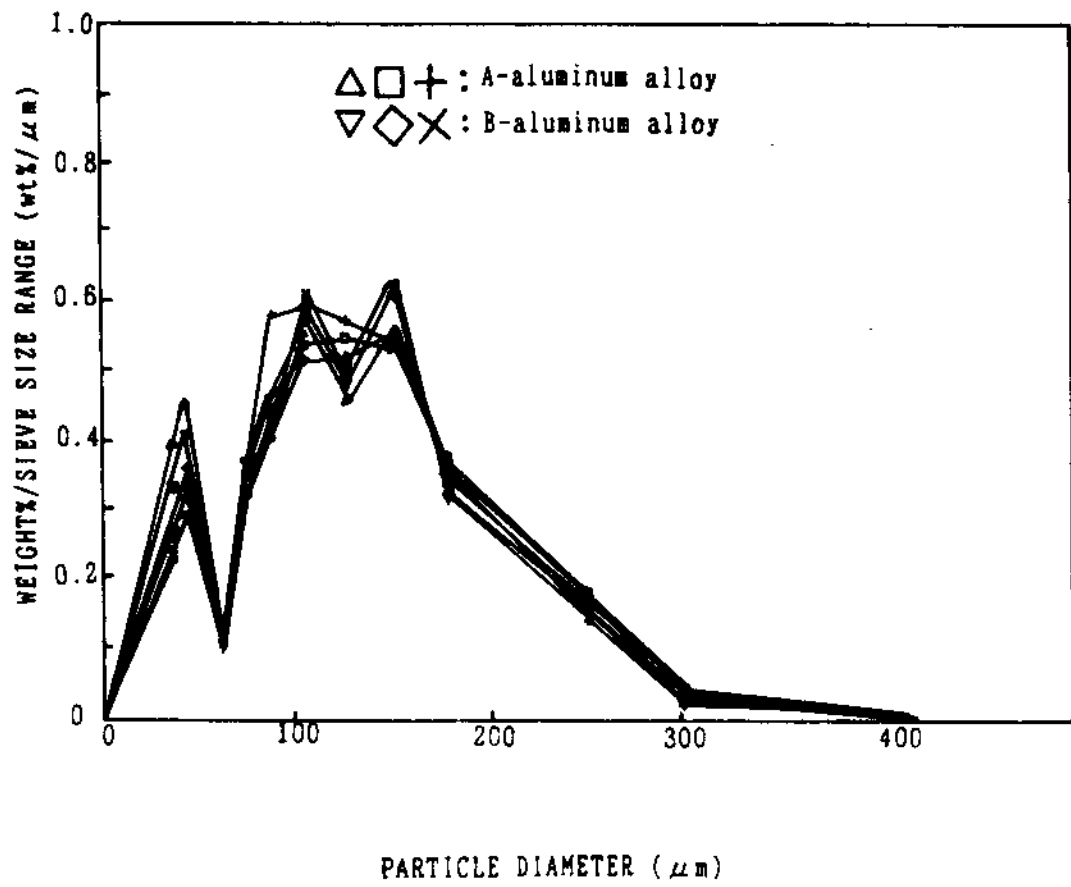


Fig. 2. Powder size distributions of A- and B-aluminum alloys. ($w: 6300 \text{ rad/sec}$, $D: 03 \text{ m}$, $Q: \text{sec}$, $T_p: 730^\circ \text{C}$)

원심분무시에 나타나는 전형적인 쌍곡선의 입도분포도는 본 실험 결과에서도 나타났으며 주된 곡선은 입도분포가 큰 쪽에서 나타났다. A-알루미늄합금과 B-알루미늄합금의 분말제조시 조성차이에 따른 입도분포도 차이는 Fig.2에서와 같이 뚜렷하게 차이를 보이지 않았으며 Fig.3은 입도분포도에 미치는 회전판의 회전각속도(w) 영향을 조사한 도표로 회전판 직경(D)가 30mm, 주입량(Q)가 9g/sec, 주입온도(T_p)가 680°C의 조건에서 w 가 2000~4000rad/sec인 경우에는 주된 입도가 149 μm ~300 μm 범위이나 6000rad/sec이상에서는 88 μm ~149 μm 범위로 작아졌고 53 μm 의 분말의 양도 증가 하였다. 회전판 직경(D)의 영향은 D 가 45mm인 것이 30mm인 것보다 주된 입도가 작아졌으며 용탕 주입량(Q)의 영향은 Q 가 7~9g/sec인 조건이 15g/sec이상에서 보다 주된 입도가 작았다. 주입온도(T_p)의 영향은 680°C에서는 주된 입도가 300 μm 까지 조대하나, 730°C, 830°C에서는 작아졌으며 730°C와 830°C의 차이는 거의 없었다. 본 실험에서도 B. Champagne등이 제안한 식과 비슷한 결과를 얻었으며 Fig.4는 (2)식으로 계산한 분말의 크기와 실험적으로 만든 분말의 크기를 비교한 것으로 실험으로 만든 분말이 약간 크게 나타났다. 주된 원인으로서는 분무조건이 대기 상태이었으므로 분말의 표면에 우선적으로 발생

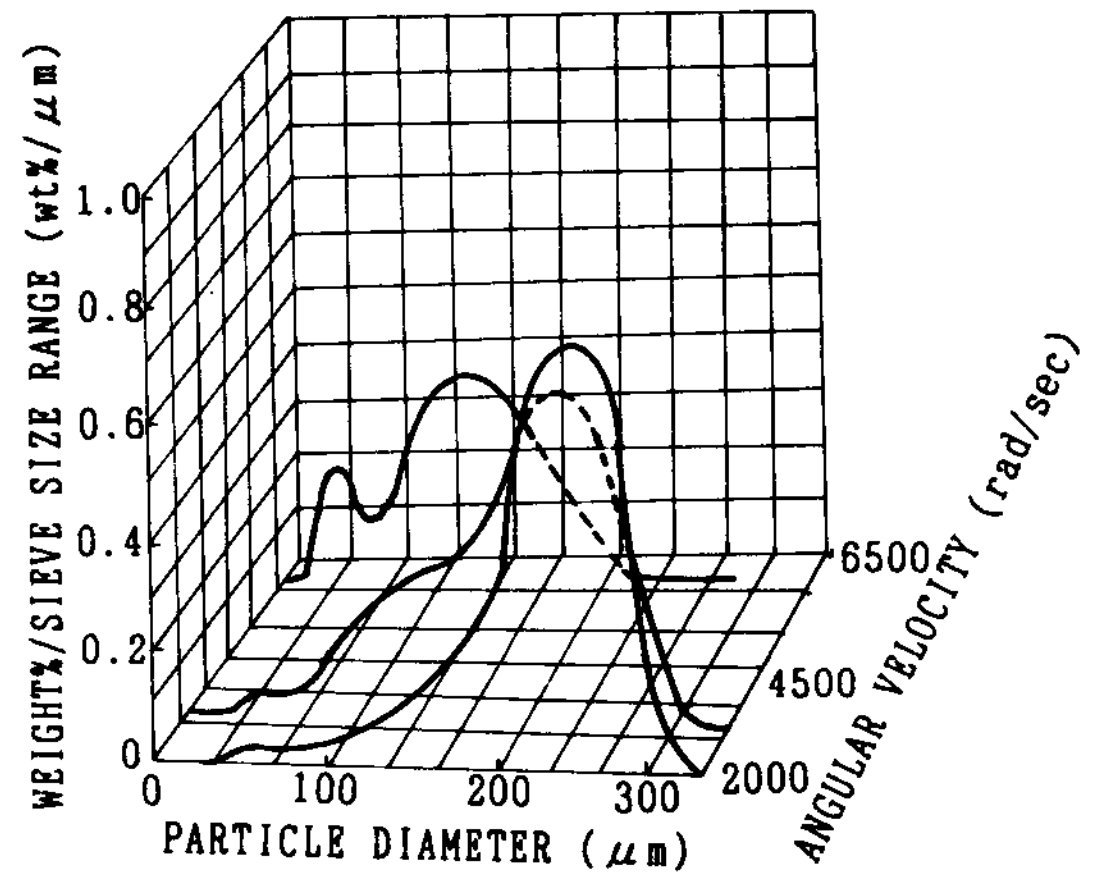


Fig. 3. Influence of the disc angular velocity on the particle size distributions. ($D: 0.03 \text{ m}$, $Q: 9 \text{ g/sec}$, $T_p: 680^\circ \text{C}$)

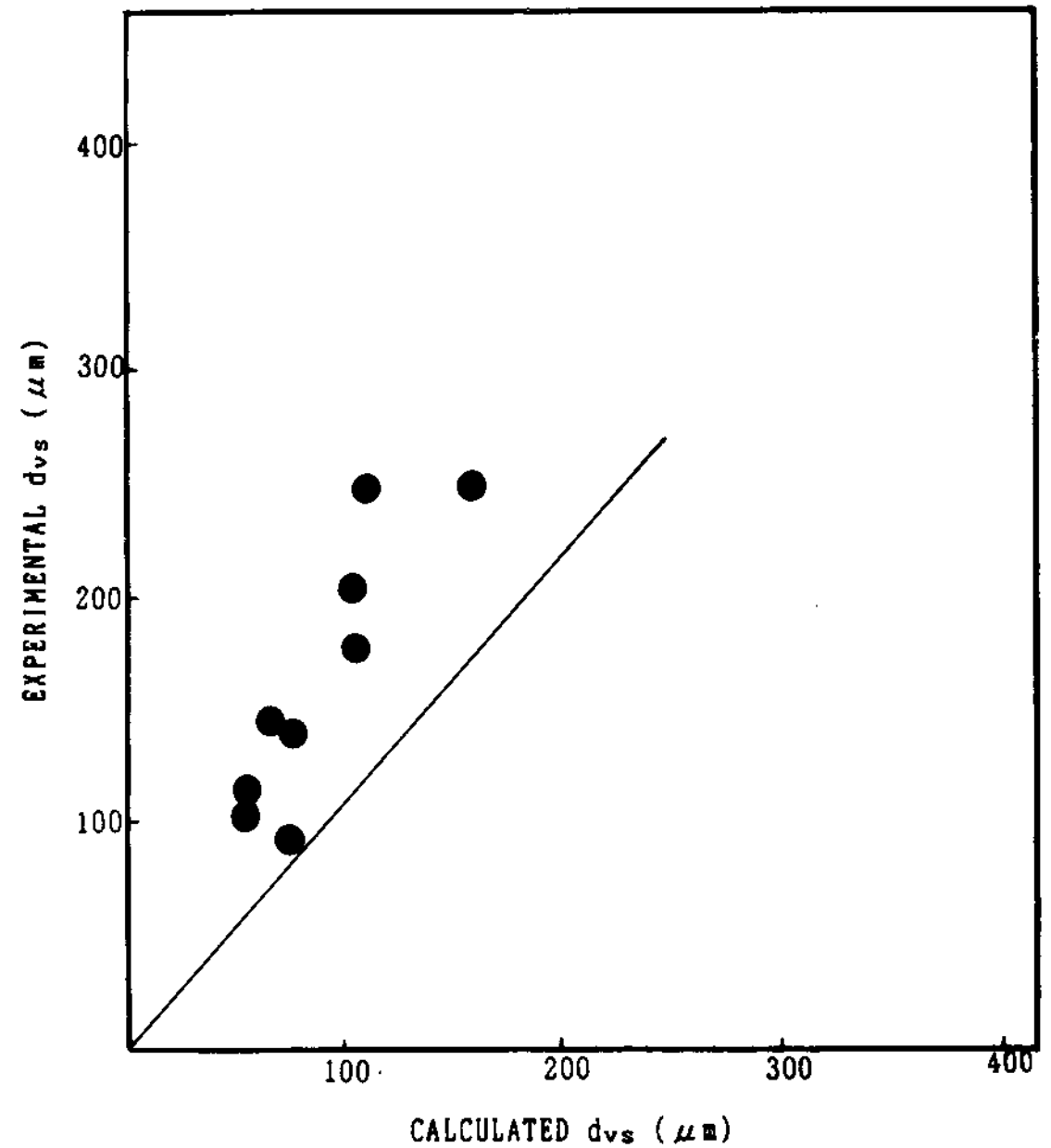


Fig. 4. Agreement between experimental values of dvs and values calculated from the regression relation(2).

한 비정질상의 산화피막이 용융금속의 분리를 억제하였기 때문인 것이며 분말의 입형 Photo 1,2에서 알 수 있다.

Photo.1은 A-합금 분말들을 주사 전자현미경으로 관찰한 것으로 입형은 입도에 따라 크게 구분되며 조업변수에 따라서는 큰 차이를 보이지 않았

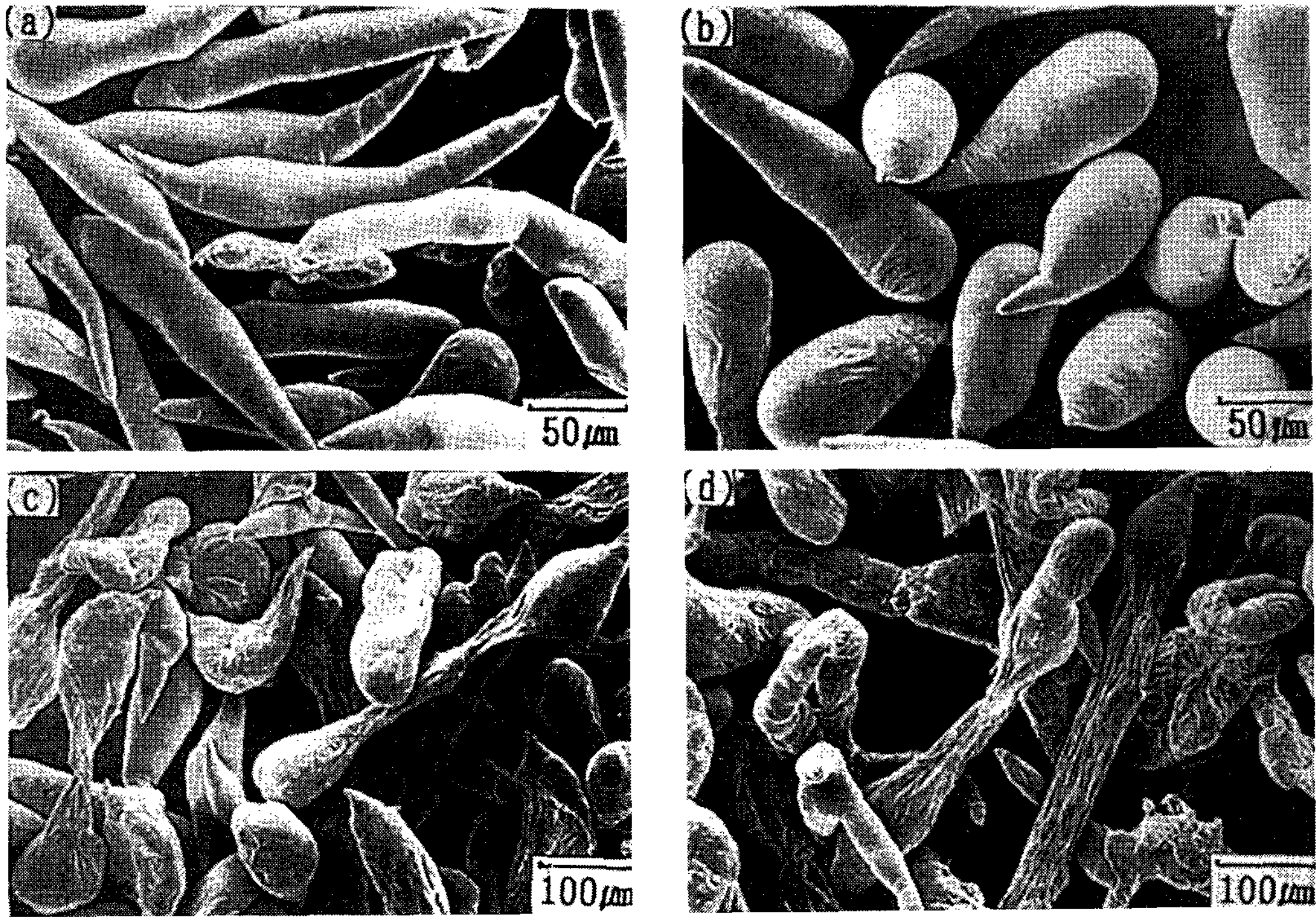


Photo. 1. A-aluminum alloy powder produced by rotating disc atomization.
 (w : 6300rad/sec, D : 0.03m, Q : 9g/sec, Tp : 730°C)
 (a) +44μm (b) +74μm (c) +105μm (d) +125μm

다. 44μm이하의 입도 (1-a)는 침상형(acicular) 이고, 44~88μm의 입도(1-b)는 눈물방울형(tear-drop)이며, 그 이상(1-c,d)에서는 고리모양형(ligament)이었다.

Photo. 2 는 분말의 표면현상으로 작은 분말(2-a)은 응고시간이 짧아 표면이 깨끗하고, 큰 분말(2-c)은 응고시간이 길어 표면산화물 층이 두꺼워져 고리모양형이 눈물방울형으로 분리되는 것을 방해하였음을 알 수 있다.Photo.2-b는 용융금속이 응고될때에 표면산화가 우선적으로 발생하여 용융금속의 표면을 감싼 후 응고가 된 응고 수축을 보여 준다.

입도분포도와 입형의 결과로 본 실험의 조업조건에 의한 원심분무시 분말화과정을 고찰할 수 있었다.Fig.5은 회전판에서 용융금속이 비산되는 양상을 도식적으로 나타낸 것으로 (a)는 직접 방울형으로, (b)는 고리모양형으로, (c)는 판형으로 비산되는 양상을 나타낸 것으로 모두 불활성 분위기

또는 진공 분위기에서 나타나는 양상이며 (d)는 주입량이 7g/sec~9g/sec인 경우에 본 실험에서 나타난 과정으로 용융금속이 고리모양형으로 회전판에서 이탈하여 용기내에 비행하면서 고리모양형으로 응고된 분말(d-①)과 눈물방울형으로 나누어져 응고된 분말(d-②) 그리고 회전판 가장자리에 남아있던 가느다란 용융금속이 표면장력이 작용 하기도 전에 응고되어 침상형으로 응고된 분말(d-③)로 형상이 뚜렷이 구분할 수 있다. 이는 대기 중에서 조업을 하였기 때문에 표면 산화층이 분말의 구형화를 억제하였기 때문이다. 이러한 비구형의 분말은 interlocking 또는 tailing effect^{19,20,21)}에 의해 구형분말보다 압축성이 좋아 압출성형하는 알루미늄합금 재료의 분말형태로는 적합한 것이다.

Photo. 3 은 원심분무 후의 회전판 형상으로 Photo.3-a은 Q가 9g/sec로 침상형의 분말화 자국을 보이며, 3-b는 17g/sec로 판형태로 분말화

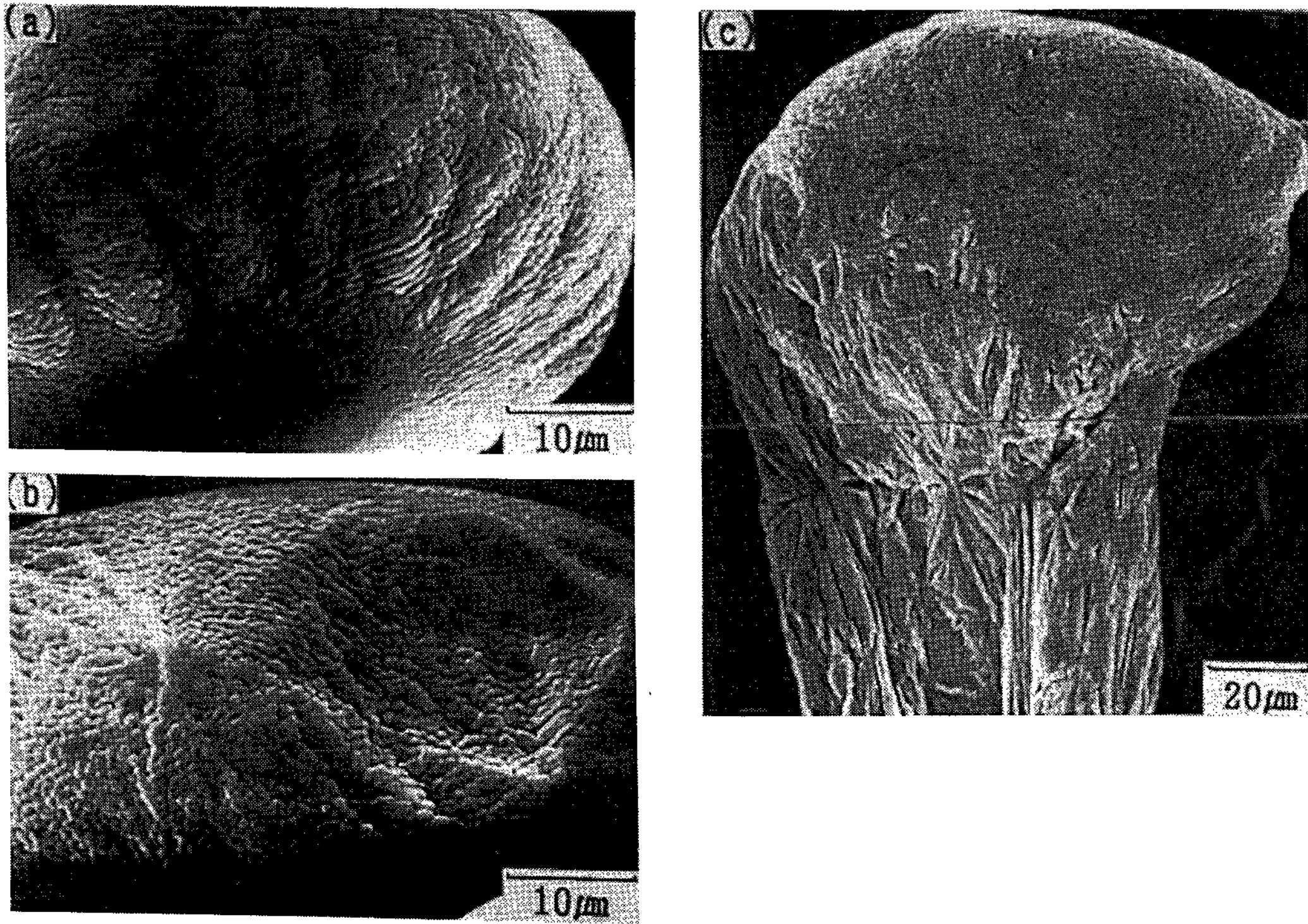


Photo. 2. Scanning electron micrographs of A-aluminum alloy powder surface.
 (a) +44μm (b) +74μm (c) +125μm

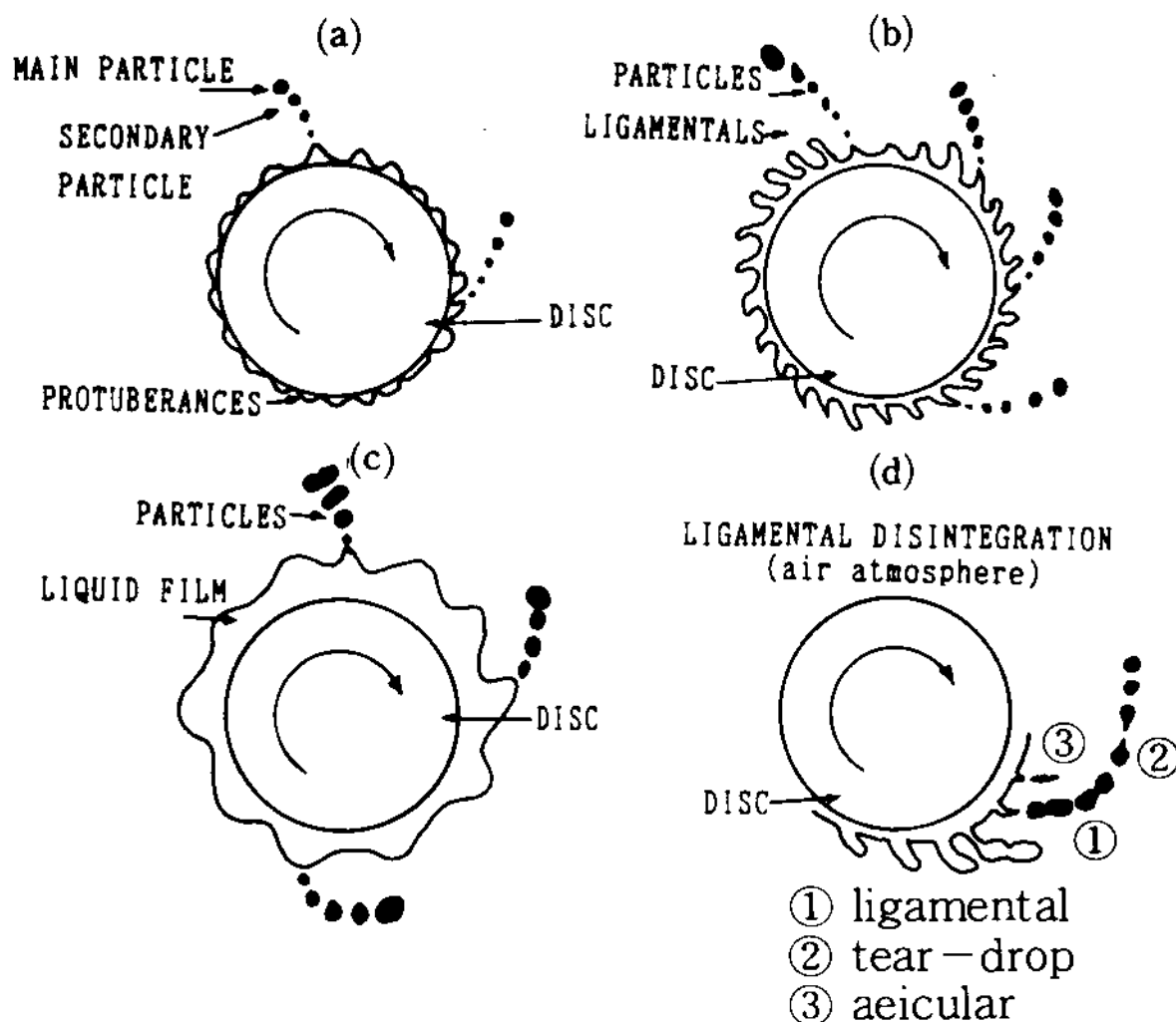


Fig. 5. Schematic representations of the liquid torus and protuberances around a disc.

가 이루어진 것을 알 수 있었다.

3.2 분말의 응고조직

Photo.4는 입도에 따른 A-및 B-알루미늄 합

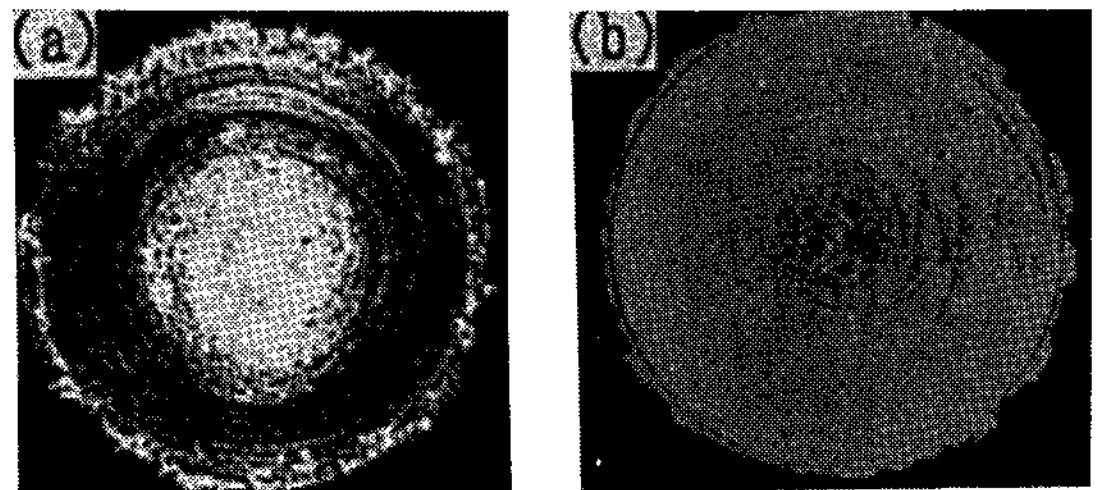


Photo. 3. Liquid traces around a disc after rotating disc atomization, (ω :6300rad/sec, D:0.03m, Tp: 730°C)
 (a) Q: 9g/sec (b) Q: 17 g/sec

금 분말의 응고조직으로 cell과 cellular dendrite 조직이며 입도가 작을 수록 응고조직이 미세하고, A-합금보다 B-합금의 응고조직이 미세함을 알 수 있다. cell의 크기는 핵 생성 및 성장에 의하여 급속응고시에는 큰 과냉으로 인하여 핵 생성수가 급격히 증가하고 응고속도가 빨라 cell의 크기가 매우 미세하다. B-합금의 응고조직이 미세한 원인

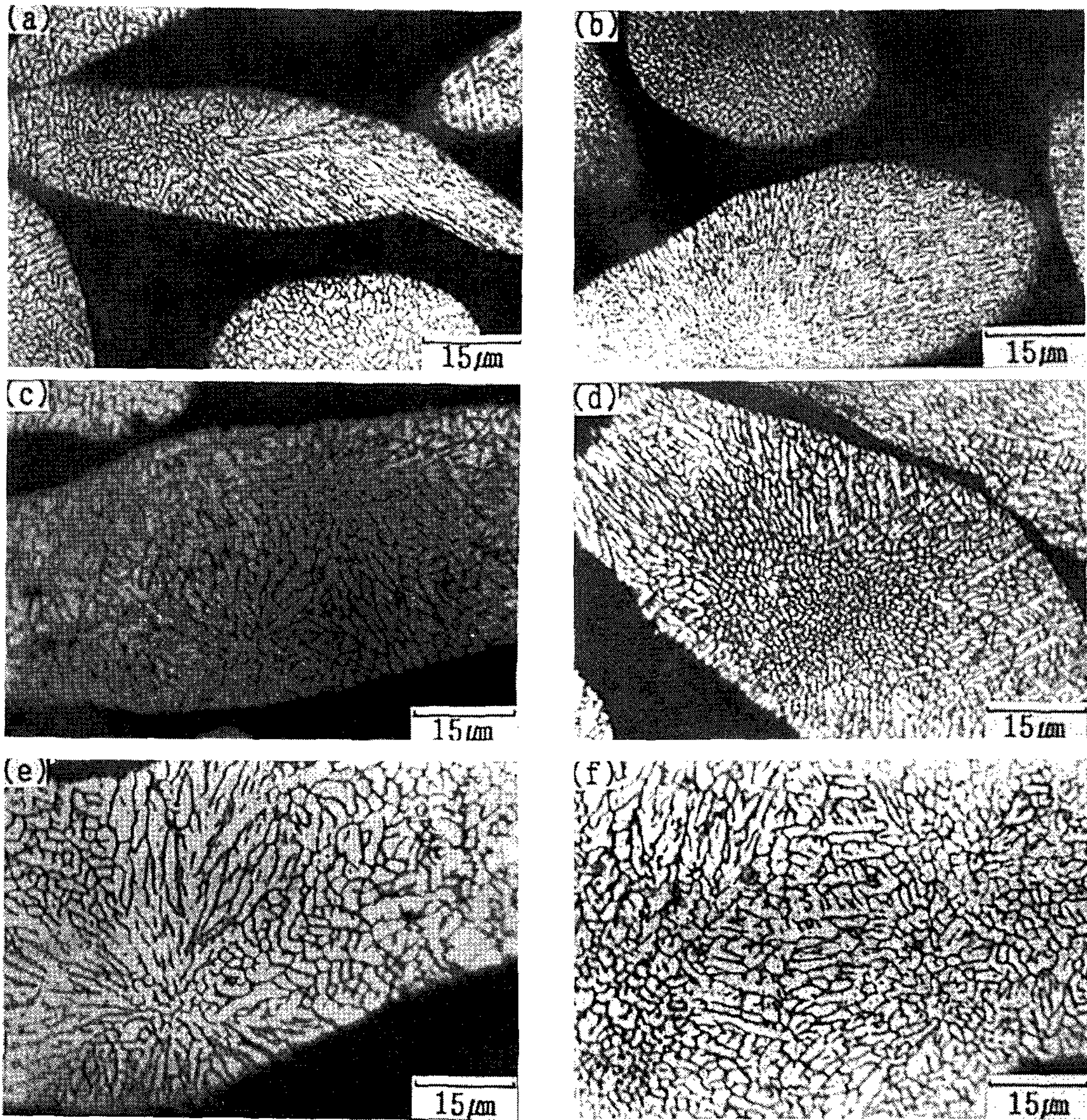


Photo. 4. Optical microstructures of aluminum alloy powders produced by rotating disc atomization.

- (a) (c) (e) A-aluminum alloy powders
- (b) (d) (f) B-aluminum alloy powders

은 B-합금 내에 함유된 Co와 Ni 원소가 cell의 성장시에 조성 차에 의해 cell의 경계면으로 Co, Ni 용질 원소가 이동하고 이에 따라 고·액계면에서 평형응고 온도 낮아져서 cell의 성장이 멈추고 다른 cell의 형성이 일어나기 쉽기 때문이다. 즉 B-합금은 Co, Ni원소들에 의한 조성적 과냉도가 A-합금 보다 크기 때문에 응고조직이 미세하다.

이를 확인 하기위해 105μm 크기의 B-합금 분

말 조직을 EDAX를 이용하여 입계 및 입내의 조성을 분석한 결과, 입계에서는 Co 및 Ni 원소의 함량이 각각 1.13wt%, 1.17wt%이며, 입내에서는 0.37wt% 정도로 낮았다.

Photo. 5는 분말의 내부 구조를 관찰한 TEM 사진이다. (a)는 Photo 4-a의 전체 사진이며 (b)는 미세 응고조직으로 cell 경계가 깨끗한 것으로 보아 합금 원소를 모두 고용한 것으로 사료된다. (c)

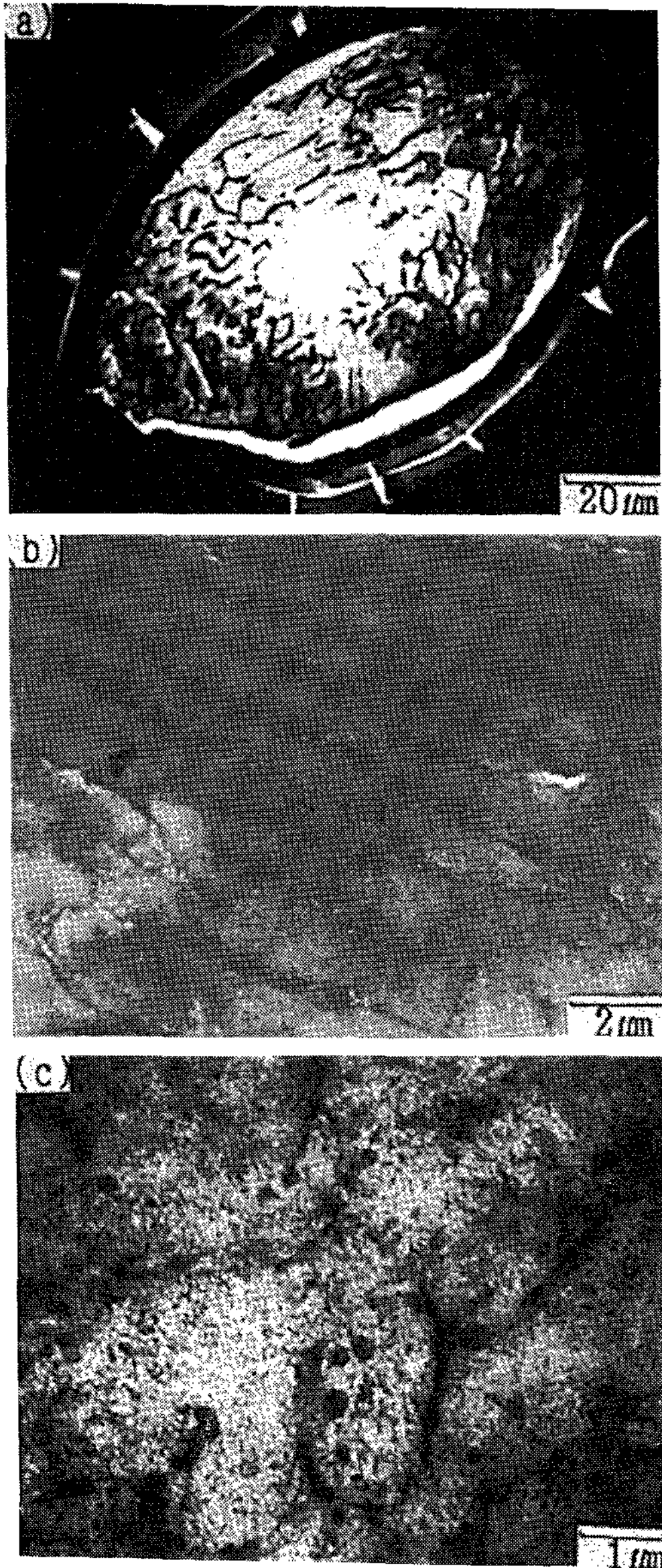


Photo. 5. Transmission electron micrographs of aluminum alloy powders. (powder size: +44 μ m)

(a) (b) : A-aluminum alloy powder
 (c) (d) : B-aluminum alloy powder

는 Photo.4-b의 미세 응고조직으로 첨가된 Co원소가 분말이 응고하기 전에 Co_2Al_9 상으로 cell 경계에 주로 존재하고 있고 cell내에 존재하는 것도 있다. R.D.Parkinson등¹⁹⁾은 가스 분무한 7091 합금 분말에서 cell 경계의 Co농도가 매우 높다고 보고하였으며, J.P.Lyle등²²⁾도 7091 합금 분말

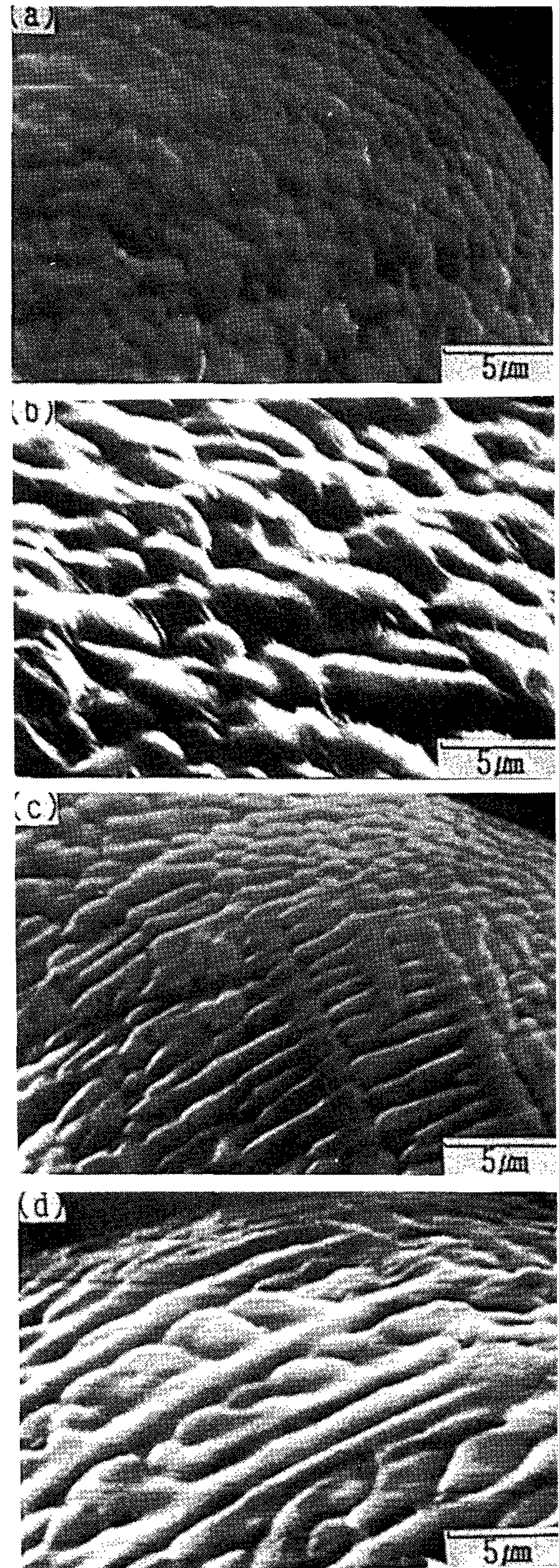


Photo. 6. Scanning electron micrographs of the surface morphology of A-aluminum alloy powders.

(powder size : (a) (c) : +44 μ m, (b) (d) : +105 μ m)

에서 관찰한 Co_2Al_9 상의 크기는 $0.05\mu m \sim 2.0\mu m$ 로 구형이라고 보고하였다. P.K.Domalavage²³⁾은 가스분무한 7075+Ni+Zr 합금 분말내에서 Al_3Ni 상은 초미립의 크기로 입내에 우선적으로 존재한다고 보고하였다.

Photo.6은 분말의 표면형상으로 응고조직인 cell 과 cellular dendrite 조직이 분말의 크기와는 무관하게 존재하고 있음을 알 수 있다.

Fig. 6은 분말의 크기에 따른 수지상 간격을 나타낸 것으로 분말 지름(d)에 따라 수지상 간격(s)이 $\log S = a \cdot \log d$ 의 함수 형태로 증가함을 알 수 있다.

또한 Co, Ni 원소가 첨가된 분말인 경우에 기울기가 큰 것을 알 수 있다.

이는 분말이 작을 수록 응고시에는 과냉각이 커짐에 따라 조성적 과냉에 의한 조직의 미세화 효과가 크기 때문이다. Fig.6의 우측 종축에는 H.Matyja 등²⁴⁾이 제시한 실험식으로 추정된 냉각속도를 표시하였다. $149\mu m \sim 177\mu m$ 범위에서 A-합금 분말은 냉각속도가 $7 \times 10^3 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{sec}$ 이상이며, B-합금 분말은 $2 \times 10^4 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{sec}$ 이상이다. 또한 조성이 비슷하면서 가스 분무된 합금 분말의 냉각속도와 비교해 보면 원심 분무된 합금 분말의 냉각속도가 크다. 이 원인으로서는 원심 분무시에는 용융금속이 1차적으로 회전판에서 냉각이 되고 2차적으로 대기 중에서 미립화되어 냉각되기 때문인 것으로 사료된다.

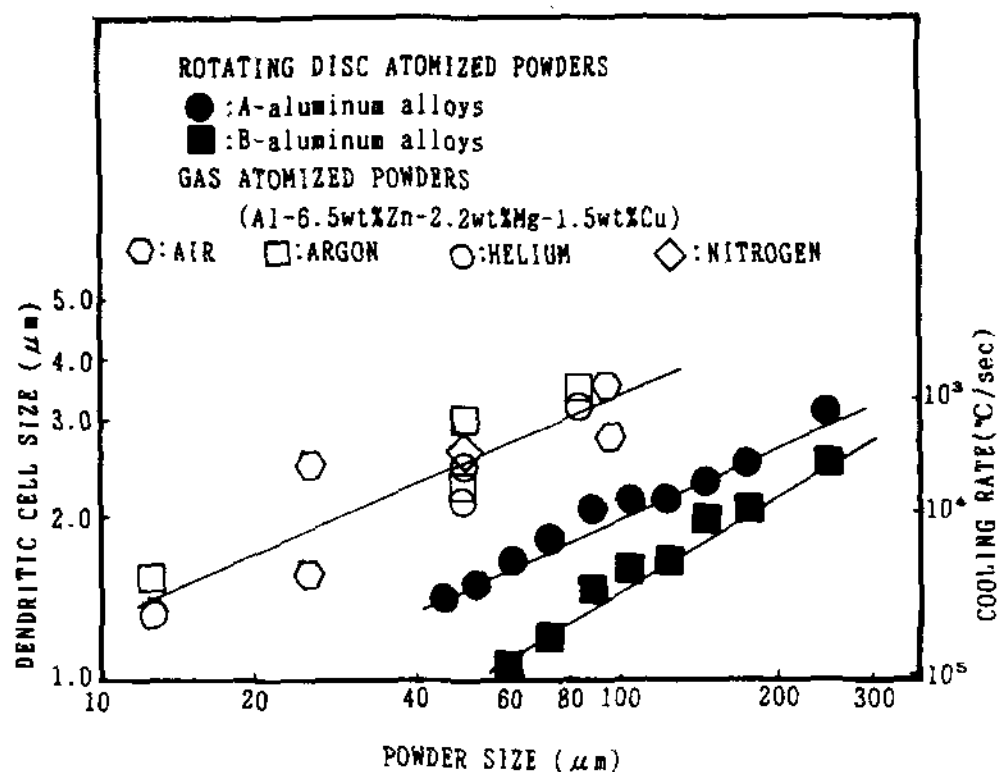


Fig. 6. Variation of SDAS with powder size of rotating disc atomized aluminum alloy powders.

5. 결론

대기중에서 원심분무법을 사용하여 급속응고된 알루미늄 합금 분말을 제조 할때, 분말의 입도 분포, 입형 및 응고조직에 미치는 조업 변수의 영향을 검토한 결과는 다음과 같다.

- 1) 제조 조건으로 평판형의 회전판 직경을 30mm, 회전각속도를 6300rad/sec, 주입량을 9g/sec, 주입온도를 730 $^\circ\text{C}$ 로 할 때에 평균 입도가 $74\mu m \sim 125\mu m$ 범위인 분말이 얻어진다.
- 2) 분말의 입도분포도는 쌍곡선으로 나타나며, 분말의 형상은 크기가 커지면서 침상형, 눈물방울형, 고리모양형으로 나타난다.
- 3) 분말의 응고조직은 cell조직과 cellular dendrite 조직이며, A-합금 분말의 경우 $+44\mu m \sim 53\mu m$ 크기의 분말은 SDAS값이 $1.2\mu m \sim 1.6\mu m$ 이고, $+105\mu m \sim 125\mu m$ 크기의 분말은 SDAS값이 $2.0\mu m \sim 2.2\mu m$ 이다. B-합금 분말의 경우 $+44\mu m \sim 53\mu m$ 크기의 분말은 SDAS값이 $0.8\mu m \sim 1.0\mu m$ 이고, $+105\mu m \sim 125\mu m$ 크기의 분말은 SDAS값이 $1.6\mu m \sim 1.8\mu m$ 이다.
- 4) $10^4 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{sec}$ 의 냉각속도에서 알루미늄 합금에 첨가한 0.9wt% Co와 0.92wt% Ni 원소는 응고조직의 경계에서 높은 농도로 분포되었다.

참고문헌

1. P.Duwez and R.H.Wikens : Trans. AIME, 227 (1963) 362.
2. A. Lawley : J. Met., Vol. 1 (1981) 13.
3. S.J.Savage and F.H.Froes : J.Met., Vol.4, (1984) 20.
4. D.J.Hodkin, P.W.Suteliffe, P.G.Mardion and L.E.Russell : Powder Metall., Vol. 16, No. 32, (1973) 277.
5. D.T.Liles, D.C.Deleeuw : Rapidly Solidified Crystalline Alloy, S.K.Das (Ed), A Public of the Metallurgical Society, Inc. New Jersey (1985) 285.

6. 原田幸明, 管廣雄: 「粉體および粉末冶金」第33巻 第2號 (1986) 63.
7. S.J.Friedman, F.A.Glucker and W.R.Maarshall, Jr.: Chem. Eng. Prog., Vol.4, (1952) 181.
8. B. Champagne and R.Angers: The Inter. Jour. of Powder Metallurgy and Powder Techonology, Vol. 16, No. 4 (1980) 359.
9. British Intelligence Objectives Sub. Committee Overall Report. No. 22, Powder Metallurgy in Germany during the period 1933~1945, His Majest's Stational Office (1949)11.
10. N. Hansen: Powder Metall., Vol. 20 (1967) 94.
11. U.S. Patent 4, 078, 873.
12. W.W.Park and D.H.Kim: J. of the Korean Inst. of Metals, Vol. 24, No.8 (1986) 887.
13. S.Y.Kim, H.Y.Ra, S.E.Nam, B.G.Ye and M.I.Hur: J.of the Korean Inst. of Metals, Vol. 26, No.12 (1988) 1131.
14. S.H:Shin and H.Y.Ra: J. of the Korean inst. of Metals, Vol. 25, No. 10 (1987) 722.
15. J.G.Jang, H.Y.Ra, E.P.Yoon and H.C.Jeong: J. of the Korean Inst. of Metals, Vol. 28, No.1 (1990) 16.
16. T.Sheppard, M.A.Zaidi and G.H.Tan: Met. Sci., Vol. 17, No.12 (1983)563.
17. H. Schmitt: Powder Met. Inst., Vol.11, No.1 (1979)17.
18. W.H.Walton and W.C.Prett: "The Production of Sprays and Mists of Uniform Drop Size by Means of Spinning Disc-Type Sprayers" Proc. Phys. Sac. Section B, 62 (1949) 341.
19. R.P.Fraser and P.Eisenklam: "Liquid atomization and the Drop Size of Sprays" Inst. Chem., London, Trans., Vol.34 (1956) 295.
20. G. T.Tan and T.Sheppard: Powder Met., Vol. 29, No.2 (1986)143.
21. R.D.Parkinson and T.Sheppard: Powder Met., Vol.29, No.2 (1986)143.
22. J.P.Lyle, Jr. and W.S.Cebulak: Met. Trans.A, Vol. 6A, No.4 (1975) 685.
23. P.K.Domalavage, N.J.Grant and Y.Gfen: Met. Trans.A, Vol. 14A, No.3 (1983) 1599.
24. H. Matyja, B.C.Giessen and N.J.Grant: of the Inst. of Metals, Vol. 96 (1968) 30.