

개조된 GMA용접공정을 이용한 SiC/Al 복합재료의 제조 및 특성 ; 제조 및 미세조직

김 광 수

순천향대학교 재료공학과

Manufacturing and Characterization of SiC/Al Metal Matrix Composite by Modified Gas Metal Arc Welding Process ; Manufacturing and Microstructure

G. S. Kim

Materials Engineering Dept., Soochunhyang University

초 록 개조한 가스 금속 아아크 용접공정을 이용하여 SiC/Al 금속기 복합재료를 제조하고 그 특성을 조사하였다. Al 모재위에 강화입자의 크기와 부피분율을 변화하여 다양한 SiC/Al 복합재료층을 제조하였고, 만들어진 복합재료층의 특성은 미세조직관찰과 미소경도시험을 통하여 이루어졌다. 복합재료층의 두께는 약 7-8mm로 측정되었고 균일한 강화입자의 분포도를 얻을 수 있었다. 분산입자의 부피분율은 Ar가스의 유량에 의하여 조절하였고 분산입자의 부피분율이 증가하고 크기가 작아짐에 따라 기지의 수지상 응고조직은 더욱 미세화되었다. 복합재료의 부피경도는 분산입자의 부피분율이 감소함에 따라 낮아졌으나 입자 크기에는 크게 변화가 없는 것으로 나타났다.

Abstract Manufacturing and characterization of SiC/Al metal matrix composite materials by modified gas metal arc(GMA) welding process was performed. The SiC/Al composite layers on an Al alloy as a substrate were manufactured in terms of the size of the reinforced particle and the Ar gas flow rate. The manufactured composite layers were characterized by microstructural examinations and microhardness measurements. The thickness of the composite layer was measured as about 7-8mm and the reinforced particle was fairly uniform in the whole composite layer. The volume fractions of particles in composite were controlled by the Ar gas flow rate. The solidification structure was changed from coarse dendrite to fine equiaxed dendrite structure as decreasing the particle size and increasing the volume fraction of particle. The bulk hardness of the composite was reduced as decreasing the volume fraction of particle. However, the particle size did not exhibit large difference in microhardness values of composite layer.

1. 서 론

입자강화 금속기지 복합재료는 개발 초기에는 대부분 항공산업에 그 목적을 두었으나 근래 들어서는 다양한 분야에 걸쳐 새로운 고강도 재료로 그 활용범위가 더욱 증대되고 있다. 그 중에서도 알루미늄합금을 기지로 하는 복합재료는 고강도 고탄성의 세라믹을 강화한 재료로서 비탄성, 비강도, 내열성 및 내마모성이 뛰어나 항공우주, 방위산업, 자동차 등의 경

량구조재 및 기능재료로서 각광받고 있다¹⁻⁶⁾. 초기 알루미늄기 복합재료의 제조는 직경이 큰 보론 장섬유를 이용하여 만들어졌으며 최근에는 알루미늄, 실리콘카바이드와 같은 단섬유 또는 그라파이트섬유 등을 강화재료한 복합재료의 제조 및 성질에 관심이 집중되고 있다⁷⁾. 금속기지 복합재료의 제조공정은 크게 액상침투방법(Liquid Infiltration)과 고상소결법(Solid State Sintering)⁸⁻⁹⁾으로 분류할 수 있다. 그러나 이러한 방법들에 의하여는 단일체

Table 1. Chemistries of Filler Wire and Base Metal

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
6061 T6	0.60	0.7	0.25	0.15	0.8~ 1.2	0.04~ 0.35	0.25	0.15	bal.
5356	0.50 Si+Fe		0.10	0.05 ~0.20	4.5~ 5.5	0.05~ 0.20	0.10	0.06~ 0.20	bal.

복합재료 제조시에는 가능하지만 국부적인 복합피복층의 제조가 요구되는 경우 또는 복잡한 형상을 제조할 경우에는 생산성에서 여러 가지 난이도와 함께 비경제적이고, 제품 치수에 제한을 받기 때문에 대형제품에 있어서 필요한 부분만을 국부적으로 복합화 하는 제조기술의 확립이 필요하다고 하겠다.

이러한 방법으로는 용접공정에서 종래에 해오던 용가재에 의한 하드페이싱(hardfacing)이나 분말분사법(powder spray)¹⁰⁾에 의한 적용을 고려할 수 있겠으나 이 두가지 방법 역시 적용에 있어서 문제점을 갖고 있다. 하드페이싱의 경우에는 금속과 세라믹이 혼합된 용가재를 제조해야 하는 문제점이 있다. 특히 국내의 경우에는 현재에도 하드페이싱용으로 사용되는 금속용가재의 제조가 기술적 또는 경제적인 면에서 어려움이 있어 수입에 의존하고 있는 실정이다. 분말분사(powder spraying)법은 부품의 표면만 또는 국부적인 부분만을 복합재료화 하는 것은 유리하지만 만들어지는 경화층의 두께를 증가시키기 위해서는 다량의 분말소비와 함께 생산성의 저하를 초래하고 동시에 분말분사에 사용되는 플라즈마나 화염분사에 필요한 기본장비가 고가이기 때문에 제품제조등의 활용은 현실적으로 많은 한계를 갖고 있는 실정이다. 따라서 위의 두 방법을 개량하거나 또는 새로운 방법을 이용하여 내마모, 내식성, 내열성 등의 기계적 성질이 향상된 단일체의 복합재료 또는 피복층의 제조를 고려해보는 것은 매우 바람직하다고 하겠다.

본 연구에서는 설비 원가절감 및 생산성을 고려하여 일반 GMA용접기를 개조하여 비강도, 비탄성, 내열성 및 내마모성이 우수한 SiC 입자강화 Al합금기 복합재료를 제조하였다. 이 방법은 개조된 용접토오치로 알루미늄 용접에서와 같이 모재에 연속적으로 공급되는 와이어 형태의 용가재를 용융시키고 동시에 SiC 분말입자를 불활성가스와 함께 일정한 흐

름으로 용융지에 송급 분사시켜 금속과 분산상을 혼합 응고시킴으로써 알루미늄 모재에 후막의 입자강화 금속기지 복합재료층을 제조하는 방법이다. 제조 조건으로는 SiC입자크기와 강화재 부피분율을 변화시켜 제조한 후 미세조직관찰과 미소경도측정을 통하여 특성을 평가하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 재료는 용접 모재로 A6061 알루미늄 합금 판재와 용접시 추가되는 용가재이면서 동시에 세라믹 분말상과 혼합되는 기지금속으로는 AA5356 용접와이어를 사용하였으며, 그 화학성분을 Table 1에 나타냈다. 용접시 용접모재(weld substrate)에 송급되는 세라믹 강화입자로는 일본 昭和電工의 순도 99.6%의 α -SiC로 평균입도는 100, 75 그리고 50 μ m의 비교적 조대한 입자형 분말을 사용하였다. A6061의 모재를 연마지 #320에서 연마하여 표면산화막을 제거하고 아세톤으로 세척한 후 복합재료 피복층을 제조 하였다. 준비된 모재에 AA5356 와이어와 α -SiC 분말의 공급은 국내에서 제작된 500amp급 GMA 용접장치를 이용하여 정상적인 용접공정에서와 같이 용접와이어를 모재에 먼저 공급하고 용접 진행중 직접 제작한 세라믹분말 분사장치로부터 모터와 Ar가스를 이용하여 용접비이드에 분말을 균일하게 분사시키도록 하였다. Fig. 1은 실험에 사용된 용접장치와 분말분사장치의 사진(A)과 토오치(B)의 개략도를 보여준다. 용접시에 공급되는 α -SiC 분말의 양은 모터속도와 Ar가스의 유량에 의해 조절되도록 하였다. 동일한 입도의 세라믹 분말은 3종류의 부피분율로 금속용가재와 혼합하기 위하여 분말을 공급하는 모터의 속도는 일정하게 하고 플로우미터를 사용하여 Ar가스의 유량만을 4, 6, 8liter/min로 하였다. 모재에 만들어지는 각각의 용접비이드는 A6061 모재, AA5356 와이

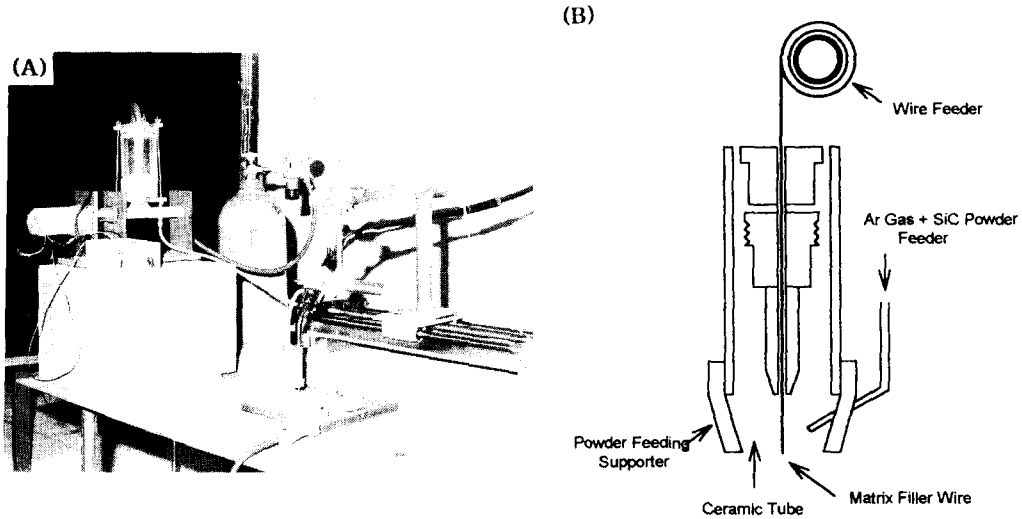


Fig. 1. (A) A photograph of welding machine and powder spray equipment
(B) A schematic of welding torch, attached powder spray nozzle.

어 용가재와 α -SiCp이 혼합된 복합재료로서, 비이드의 모양은 용접조건에 따라 폭(width)과 깊이(penetration)가 달라지지만 본 실험에서는 한가지 용접조건으로 동일한 비이드로 하였으며, 7-8pass의 비이드를 A6061모재에 적용하여 만들었다. Table 2에 복합재료층의 제조시 사용된 용접조건을 나타내었고, Fig. 2는 만들어진 용접비이드의 단면도를 보여준다. 모든 용접비이드는 상온의 모재에 1차 비이드를 만든후에 상온까지 자연 냉각시킨 후 2차, 3차.. 비이드를 동일한 조건에서 만들어 복합재료층을 생산하였다. 제조된 시편에 있어서의 SiCp 강화재 입자크기 및 송급 속도에 따른 강화재 분산상태를 조사하기 위하여 여러 방향의 단면에 대하여 에칭하지 않은 경우와 Keller 시약으로 에칭한 경우의 시편을 광학현미경과 주사전자현미경을 이용하여 미세조직

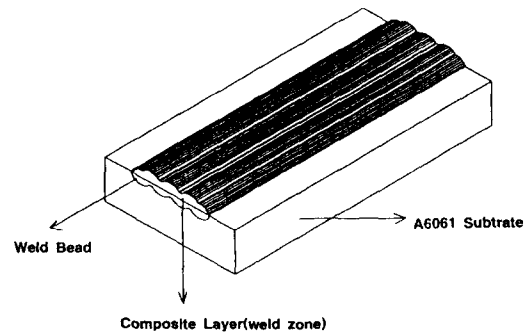


Fig. 2. Schematic of the accumulated composite layer on Al substrate.

Table 2. Welding parameters for manufacturing of the composite material.

Welding Current	240amp.
Welding Voltage	30volts
Welding Speed	30cm/min.
Heat Input	1.44Kjoule/mm
Gas Flow Rate	20liter/min.Ar
Penetration	3mm
Rreinforcement Height	4.5mm
Bead Width	11mm

을 관찰하였다. 또한 복합재료의 SiCp 강화재의 부피분율은 저배율의 미세조직사진을 각각 조건별로 5장씩 준비하여, 각 조직사진 위에 투명한 그래프용지(2mm×2mm)를 놓은 후 포인트 카운트 방법에 의해 측정하였다. 모재에 만들어진 복합재료층의 기계적 성질을 검토하기 위한 경도측정은 에칭한 시편편에 마이크로 비커스 경도기를 이용하여 복합재료의 기지에 대하여는 하중 200g, 복합재료 전체에 대하여는 하중 500g으로 부하시간 15sec.의 조건에서 7회 측정하고 최고, 최저값을 제외한 5회에 대한 평균치를 경도값으로 하였다.

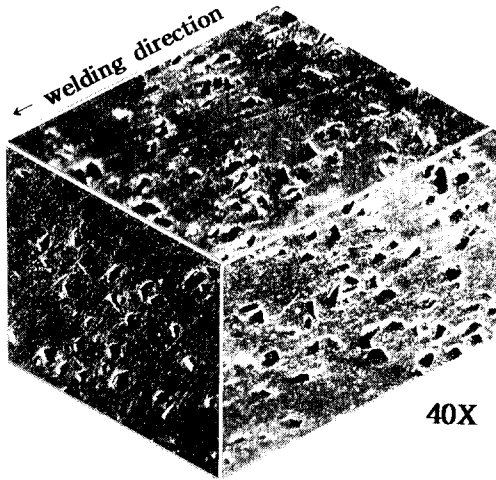


Fig. 3. Typical three dimensional structure of SiC/Al Composite by Modified MIG Welding Process.

3. 결과 및 고찰

Fig. 3은 100 μ m의 SiC분말을 6liter/min의 Ar가스 압력으로 분사하여 얻어진 대표적인 복합재료층의 3차원 미세조직으로서 용접방향 및 비이드 깊이에 관계없이 분산상은 비이드의 전면에 걸쳐 고르게 분포된 것을 보여준다. 이러한 분산상의 균일한 분포는 입자의 크기와 부피분율에 따라서 큰 차이는 없었지만 입

자 크기가 감소됨에 따라서는 균일 분포도가 약간 감소하는 것으로 나타났다. 따라서 용접에 의해 만들어진 분산상의 균일 분포는 복합재에 방향성이 없는 성질을 부여할 것으로 생각된다. 대략적인 복합재료층의 깊이는 비이드가 중복됨에 따라 약간의 차이는 있지만 모재의 비이드 하단 용융선에서부터 시작하여 비이드의 상단부까지 약 7~8mm로 측정되었다.

이러한 피복층의 두께는 일반적인 분말분사법¹¹⁾에 의한 피복층 제조시 얻어지는 두께에 비하여 현저하게 두꺼운 것으로 나타났다.

Fig. 4(A)~(C)는 평균입도 100 μ m의 SiC분말을 4, 6, 8liter/min의 가스유량으로 분사하여 만들어진 복합재료층을 예칭하지 않은 상태에서 관찰된 미세조직을 나타냈다. 복합재층 분말의 양은 Ar가스 유량을 증가시킴에 따라 점차 증가하고 있음을 보여주고, 이것은 분말 분사장치가 일정한 모터의 회전에 의하여 분말이 공급되지만 기지내 분말의 양은 가스유량에 의해 조절됨을 보여준다. 기지내 분산상의 부피는 가스 유량에 따라 다르지만 그 분포는 비교적 균일하게 나타났다. Fig. 5(A), (B)는 평균입도 75 μ m와 50 μ m의 분말을 이용하여 6liter/min 유량의 가스를 공급하면서 만들어진 복합재료층의 미세조직으로 100 μ m의 분말을 사용한 경우와 유사하게 분산상의 균일한

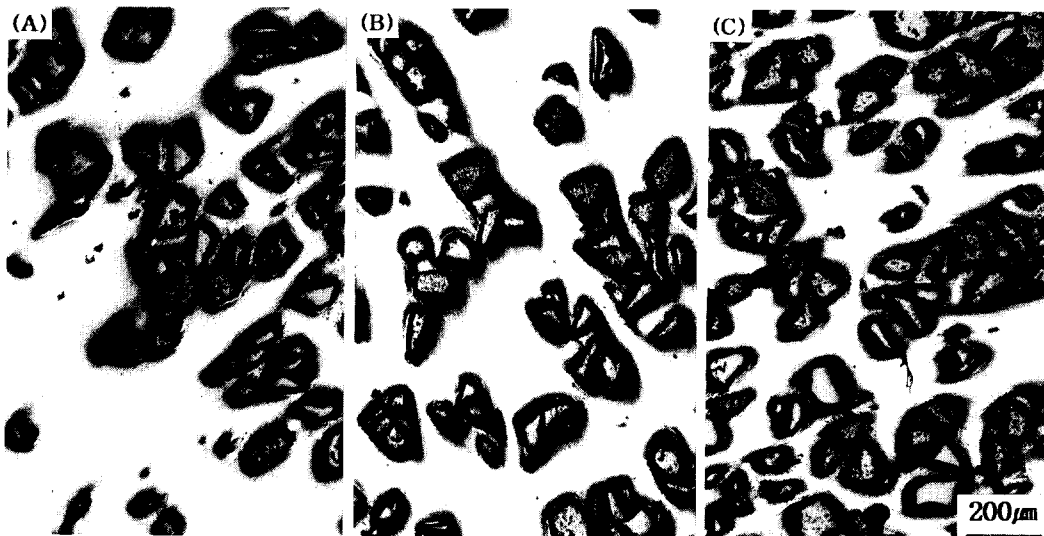


Fig. 4. Microstructures of the composites in terms of Ar gas flow rate on 100 μ m SiC powder (A)4 (B)6 (C)8liter/min.

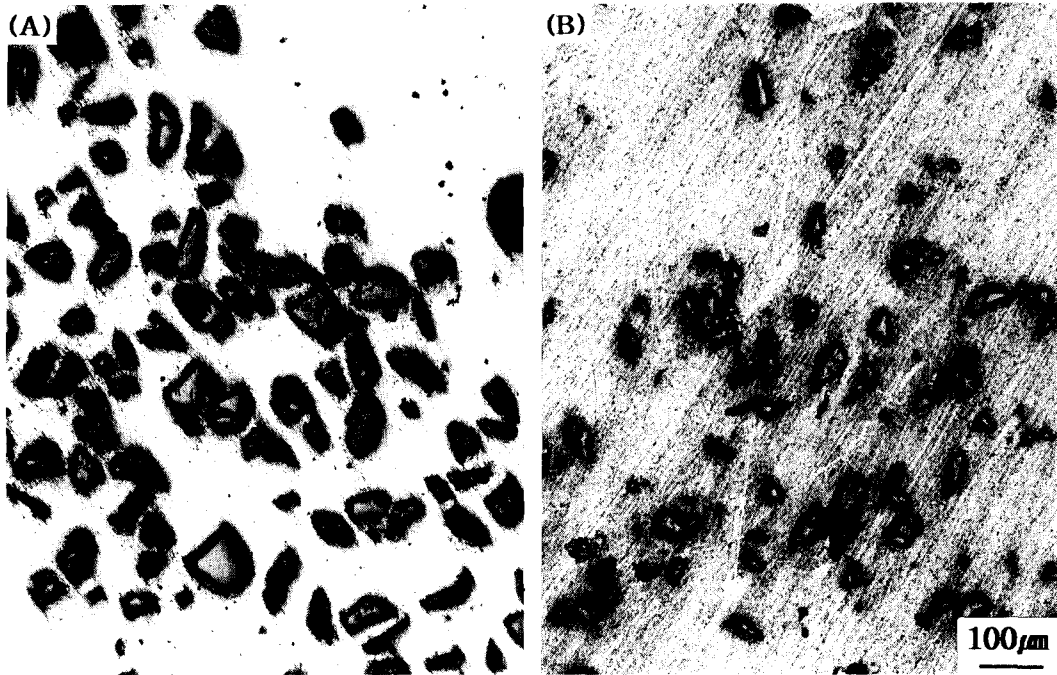


Fig. 5. Microstructures of the unetched composites with 75, 50 μ m SiC powder at 6 liter/min. gas flow rate (A)75 μ m (B)50 μ m

분포가 관찰된다. 한편 일반적인 알루미늄 용접에서 흔히 발생하는 기공(porosity)이 분산상의 양이나 크기에 관계없이 관찰되었고, 분말상의 크기가 감소할수록 기공의 양은 증가되는 것으로 관찰되었다. 에칭전의 미세조직에서 관찰된 분산상의 균일한 분포는 다른 연구자들의¹²⁾ 일반적인 복합재료 제조방법으로 만들어진 복합재료에서 얻어진 분산상의 분포도에 접근하는 것으로 나타났고, 그러한 분포효과는 용접시에 발생하는 arc plasma 등에 의한 용탕에서의 와류현상으로 SiC 분말이 용탕전체에 고르게 분산되고 기지금속과 혼합된 후에 응고되면서 얻어진 것으로 생각된다. 이러한 효과는 Fig. 3의 3차원 조직에도 직접적으로 영향을 미친 것으로 생각된다.

Fig. 6은 제조 조건에 따라 만들어진 복합재료층에서 미세조직사진으로부터 복합재료내의 SiC 부피분율을 측정된 결과로, 일정한 모터의 회전에서 분말의 크기와 가스유량 변화에 따라 복합재료내에 만들어진 분산상의 부피분율을 나타냈다. 동일한 SiC 분말의 크기에서는 미세조직에서 관찰된 바와 같이 가스유량이 증가함에 따라 비례적으로 분산상의 부피분율

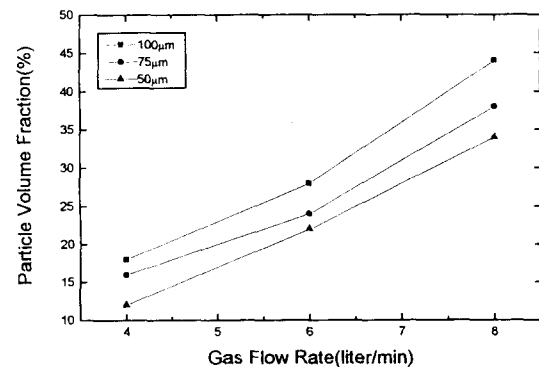


Fig. 6. Results of SiC particle volume fraction in SiC/Al composite.

이 증가되었고, 분산상의 크기가 감소함에 따라 기지내의 분산상의 부피분율은 동일한 가스의 유량을 공급하였지만 약간 감소하는 것으로 나타났다. 이러한 부피분율의 감소는 분말 분사 장치에서 분말이 공급될 때 입자의 크기가 작은 경우에는 가벼워서 용탕에 흡입 침투되기 이전에 비이드의 외부로 비산되기 때문인 것으로 생각된다. 실제 50 μ m의 분말을 적용하는 경우 100 μ m나 75 μ m에 비하여 하나의

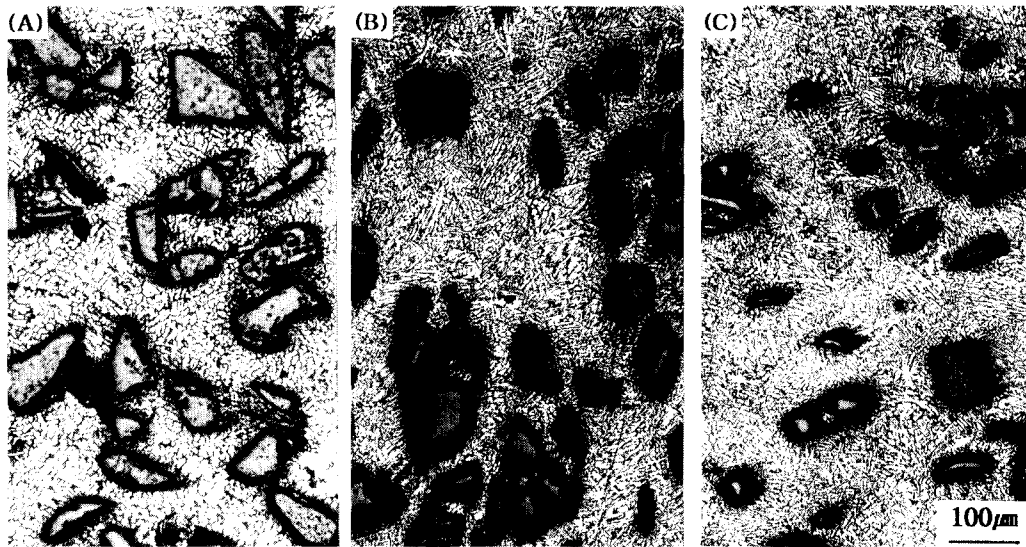


Fig. 7. Microstructures of the etched composites with 75, 50 μ m SiC powder at 6liter/min. gas flow rate (A)100 μ m (B)75 μ m (C)50 μ m

용접비이드를 만든 후에 비이드 내부로 침투하지 못하고 남아 있는 SiC분말의 잔류물이 많은 것을 관찰할 수 있었으며, 6liter/min의 동일한 가스유량으로 100 μ m와 50 μ m을 비교할 때 약 6%의 부피분율 차이가 있었다. Fig. 7은 6liter/min의 가스 유량으로 100 μ m, 75 μ m, 50 μ m의 분산상을 분사하여 얻어진 복합재료를 에칭한 상태에서 관찰한 미세조직이다. 모든 경우에 기지의 미세조직은 일반적인 Al용융용접의 응고에서 얻어지는 조직을 보여주고 있으며 분산상의 입자 크기가 감소함에 따라서 dendrite조직이 미세화된 것을 보여 준다. 한편 정량적인 dendrite의 미세화 정도를 알아보기 위하여 장시간 에칭한 시편을 고배율에서 측정된 결과 분산입자의 크기가 작아지는 순서로 dendrite arm 간격은 대략 평균 23 μ m, 13 μ m 그리고 10 μ m 정도로 측정되었다. 분산상의 크기 감소에 따른 dendrite의 미세화 정도는 동일한 가스유량(6liter/min)의 경우 비록 부피분율이 28%, 24%, 22%로 감소하더라도 분산입자수의 증가로 인한 냉각효과가 커져 촉진된 것으로 생각된다. 용접시 용탕의 응고는 일반적인 금속의 응고와는 달리 다량의 핵생성이 요구됨이 없이 이동하는 열원에 의한 응고 및 용융의 반복이 이루어지기 때문에 고상과 액상의 계면이 항상 존재하고 이미 응고된 결

정립은 핵의 역할을 하면서 적층응고(epitaxial growth)가 이루어진다¹³⁾. 이와 더불어 본 연구에서와 같이 용탕내에 다수의 SiC 분말 입자를 포함하는 경우에는 분산상에 의한 과냉각이 증가되어 가지가 잘 발달된 equiaxed dendrite조직을 얻을 수 있었으며 또한 분말의 부피가 증가됨에 따라 미세화를 더욱 촉진시키는 것으로 생각된다. 한편 미세조직에서 SiCp 주위에 검은 부분이 많이 관찰되는데 이것은 주사전자 현미경을 통한 조사결과 관찰시편의 polishing시에 기지와 입자간의 서로 다른 비율의 연마정도가 사진상의 명암에 기인한 것으로 확인되었다. Fig. 8은 광학현미경에서 구분하기 어려웠던 기공을 포함한 주사전자현미경사진으로 모든 제조 조건에서 일반 알루미늄 용융 용접에서 발생하는 기공과 동일한 구상의 기공이 관찰되었다. 대부분의 기공은 그 위치가 분산상과 무관하게 기지 중간에 구상의 모양을 하였으나 부분적으로 분산상과 접촉된 부분에서는 불규칙한 모양의 기공도 관찰되었다. 기공은 모재나 용가재에 잔류하는 수분, 호스 등의 보호가스 공급원 또는 자체 Ar 보호가스에 포함된 수소가 용접중에 고온 용융상태에서 응고될 때 발생하는 수소 용해도의 급격한 감소 때문이다. 용융지가 응고될 때 고상의 용해도 이상의 수소는 가스 bubble

Table 3. Results of Microhardness Measurements on SiC/Al Composite

Particle Size (μm)	Volume Fraction(%)	Hardness(VHN)	
		Matrix	Bulk
100	18	62.7	124
	28	62.1	131
	44	66.2	152
75	16	61.2	119
	24	64.8	129
	38	68.2	148
50	12	63.5	126
	22	67.2	134
	34	70.8	141

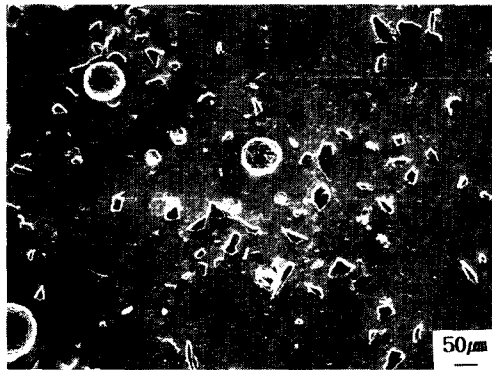


Fig. 8. SEM micrograph of the Al/SiC composite depicting porosity.

로 제거되거나, 표면으로 이탈하지만 그렇지 못하고 남은 수소는 결정립계면에 기공으로 잔류하게 된다. 이러한 기공은 다량 존재시 용접부의 내부적인 단면적 감소로 기계적성질을 저하시키는 원인으로 알려져 있다^{14,15)}. 본 연구에서의 기공 발생은 분산상의 크기가 작아 질수록 다수의 기공이 존재하는 것으로 관찰되었는데, 이는 용탕에서 만들어진 기공이 비록 유사한 부피분률의 분산상과 접촉하더라도 입자가 작은 다수의 분산상과 접촉되는 경우에는 표면으로 이탈하기 더욱 어려웠던 것으로 생각된다. 한편 본 실험에서 특이한 것은, SiC/Al 복합재료의 용융 용접시 SiCp/기지 계면에서 발생하는 쉬운 편상의 Al_4C_3 가 미세조직에서 발견되지 않은 것이다. 편상의 Al_4C_3 는 SiC/Al 복합재료의 용융 용접시에 $3\text{SiC}(s) + 4\text{Al}(l) \rightarrow \text{Al}_4\text{C}_3(s) + 3\text{Si}(s)$ ¹⁶⁾의 반응에 의해 발생되는데 매우 취약하면서도 특히 복합재료

의 내식성을 악화시키는 것으로 알려져 있으며 용융 용접시에서는 가능한 이러한 반응을 줄이기 위하여 빠른 냉각속도나 저입열의 용접공정을 요구한다. Al과 SiCp의 반응에 의한 Al_4C_3 의 생성은 온도와 접촉 시간의 함수에 의하여 두가지 경우로 생각되어 지는데 하나는 730°C 정도에서 장시간 반응시킬 경우와 다른 하나는 Al과 C의 상태도에 의하여 고온에서 (2200°C 이상)만 생성된다는 설명이 있다¹⁷⁾. 본 실험에서는 용융용접에 의한 경우로 후자의 경우에 해당한다고 할 수 있다. 그러나 본 용접공정의 특성상 arc에 의하여 arc 중심부로부터 가장 인접(0.11mm 이하 거리)된 고온 용융상태의 Al의 온도가 약 2500°C 정도이지만 Ar가스에 의해 빠른 속도로 공급되는 SiC이 접촉하면서 반응상한 온도인 2200°C 이하로 빠르게 냉각되어 Al_4C_3 가 만들어지지 않은 것으로 생각된다. Table 3은 복합재료에 하중을 작게하여 기지만을 측정할 경우와 압흔을 크게하여 강화재와 기지를 포함시켜 측정할 미소경도 값을 보여준다. 복합재에서 기지의 경도값은 분산상이 없는 용가재만으로 이루어진 용접부의 미소경도 값이 평균 52VHN인 것에 비하여 약 10~18Hv정도 증가된 값을 보여주었다. 제조된 복합재료들중에서 동일한 크기의 분산상에서는 부피분률이 증가함에 따라, 그리고 유사한 부피분률을 포함하면서 입자의 크기가 감소함에 따라 기지의 미소경도값은 약간씩 증가하였다. 이것은 미세조직에서 분산상의 입자가 작은 경우 또는 분산상의 부피분률이 증가하는 경우에 관찰된 기지조직의 미세화와 응고조직의 차이가 미소경도에 영향을

Table 4. Results of density measured in terms of SiC particle size
(6liter/min. Ar gas flow rate)

Particle Size(μm)	Particle Volume Fraction(%)	Density(gm/cm^3)
100	28	2.666
75	24	2.634
50	22	2.586
only welded	0	2.693

미친 것으로 생각된다. 한편 기지와 분산상을 포함하는 복합재료층의 부피경도는 경도의 범위가 매우 광범위하였으며, 분산상의 크기가 동일한 경우 분산상의 부피분률이 증가함에 따라 bulk재의 경도값이 상승됨을 보여주었고 이는 일반적인 복합재료의 특성과 동일한 것으로 생각된다. 그러나 동일한 가스유량(6liter/min)에서 분산상의 크기에 따라서 131, 129, 134VHN으로 큰차이를 나타내지 않았는데 이러한 결과는 복합재료의 일반 특성과 약간 차이가 있는 것으로 나타났다. 일반 복합재료의 경우 경도와 파괴강도(K_{IC})가 분산입자의 입자상사이 평균거리에 반비례하는 것에 비추어 볼 때 동일 부피분률로 가정하면 작은 입자의 경우 높은 경도 값을 나타내어야 하지만 큰 차이가 없는 것으로 나타났다. 물론 본 연구에서 실제 분산상의 부피분률이 동일하지 않지만 (27, 24, 22) 그부피 분률의 차이가 크지 않은 것을 고려하더라도 분산상의 입자 크기에 따른 경도차이가 없는 것으로 나타났는데 이것은 두가지 원인에 의한 것으로 생각된다. 미세조직에서 언급하였듯이 입자의 크기가 작아진 경우에는 큰경도에 비하여 분산상의 균일 분포도가 감소하였고 아울러 작은 입자를 이용하여 만들어진 복합재에서는 다량의 기공을 포함하여 낮은 경도값을 보인 것으로 생각된다. 한편 복합재의 부피 경도값은 기지 자체에 비하여 2~2.5배 정도 상승한 효과를 나타냈으며, 복합재료의 용융용접에서 편상의 Al_2C_3 가 없는 부위에서 얻어진 다른 연구 결과¹⁵⁾의 경도값과 일치하였다. 미세조직에서 관찰된 기공은 이미 언급한 바와 같이 분산입자가 작은 경우에 그 양과 크기가 큰 것으로 관찰되었는데 이는 복합재료의 밀도를 측정하여 본 결과 분산상의 크기가 작은 경우일수록 밀도가 낮은 값을 보여주는 것에 관련지어질 수 있었다. Table 4는 동일하게 6liter/min의 Ar 가스량을

사용하였을때 만들어진 재료에서 분말입도 크기에 따라 측정된 밀도 값을 나타내었고, 분산상 없이 만들어진 용접부의 밀도도 함께 나타냈다. 기록된 밀도는 아르키메데스 원리를 이용하여 측정된 값으로서 용접한 기지재만의 시편인 경우에는 이론적인 Al의 밀도에 접근하였으나, 분산상이 첨가된 복합재의 밀도는 용접만 시행된 기지재 시편에 비하여 낮은 값을 나타냈다. 분산입자가 작아질수록 비록 적은 양이지만 밀도는 감소하는 경향을 보여주고 있다. 이것은 입도가 작은 경우에 보다 많은 양의 기공이 혼입되어 있기 때문으로 사료되고, 기공이 재료의 성질에 부정적이라는 관점을 고려하면 본 용접공정에 의해 복합재료 또는 복합재료층을 제조할 경우 분산상의 입자크기가 클수록 재료성질 향상에 효과적일 것으로 기대된다.

4. 결 론

일반 GMA 용접기에 분말분사장치를 부착하여 개조한 용접장치를 이용하여 Al/SiC 복합재료를 Al 모재에 제조하고, 만들어진 복합재료층의 미세조직과 미소경도를 관찰한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 개조한 용접장치를 이용하여 제조한 경우 일반 제조법에 의한 경우와 동등하게 균일한 분산상의 분포를 갖는 복합재료를 만들 수 있었다.

2) 분산상의 입자크기가 감소함에 따라 기지의 응고조직은 미세화된 등축의 수지상 조직을 나타냈지만 복합재료의 기지와 부피의 미소경도 값에는 크게 기여하지 못하는 것으로 나타났다.

3) 분산상의 부피분률이 증가함에 따라서 미소경도값은 증가하는 것으로 나타났고, 분산상을 포함하지 않는 용접부에 비하여 복합화가 이루어진 경우 약 2.5~3배의 미소경도값이

상승하였다.

4) Al/SiC 복합재료 용융용접시 나타나는 Al_4C_3 상은 응고시에 빠른 속도로 분산되는 입자와 Al 기지의 접촉으로 인한 급냉효과로 발생하지 않았다.

5) 용접에 의한 Al/SiC 복합재료 제조시에 용융용접에서와 같이 재료내부에 기공을 포함하고 있으며, 특히 작은 입자($50\mu m$)의 경우에는 큰 입자의 경우에 비하여 부피분률이 증가되더라도 기공의 양과 크기가 증가되어 bulk의 미소경도 증가 정도는 크지 않은 것으로 나타났다.

감사의 글

이 연구는 1995년도 한국학술진흥재단의 공모과제연구비로 수행된 것으로 한국학술재단의 도움에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. D.L Erich, International Journal of powder Metallurgy, **23**(1), 45 (1987)
2. S.Yajima, k.Okumura, J.Tanaka and H. Hayase, J. of Mater. Sci., **16**, 3033 (1981)
3. K. Marden, J. of Metals, June, **59** (1985)
4. Y.Flom and R.J Arsenault, J. of Metals, July, **31** (1986)
5. V.C. Nardone, Scr. Met., **21**, 1313 (1987)
6. D.F. Hasson, S.M. Hoover and C.R. Crowe, J. of Mater. Sci., **20**, 4147 (1985)
7. P.K. Liaw, J.G. Gregg and W.A. Logsdon, J. of Mater. Sci. Letters, **22**(5), 1613 (1987)
8. E.G. Kendall, In Composite Materials, vol.4, L.J. Broutman and R.H. Krock, eds. pp. 319, Academic Press, New York (1974)
9. S.J. Harris, Mater. Sci. and Tech., **4**, 231 (1988)
10. H.B. Cary, Modern Welding Technology, pp.259, Prentice-Hall, Englewood Cliffs, New Jersey (1979)
11. M.G. Hocking, V. Vasantasree and P.S. Sidky, Metallic and Ceramic Coatings, Longaman Scientific & Technical, pp 252, London (1981)
12. S.S Yoon and C.H. Lee, J. of the Korean Institute of metal & Materials, **30**, (7) 831 (1992)
13. K. Easterling, Introduction to the Physical metallurgy of welding, Butterworths & Co. pp.69 (1983)
14. J.H. Delvletian and W.E. Wood, Weldong Reresearch Bulletin, No.290
15. Welding Kaiser Aluminum, 2nd ed. Kaiser Aluminum & Chemical Sales pp.7, Kaiser Aluminum (1978)
16. T.Iseki, Y.Kameda and T.Maruyama, J. of Mater. Sci., **19**, 1692 (1984)
17. J.H. Delvletian, Weld. J., June, **33** (1987)
18. C.D. Lundin, J.C. Danko and C.J. Swindeman, Proceedings of Recent Trends in welding Science and Technology edited by S.A David and J.M. Vitek ASM International, pp.303 (1990)