

■■■■■■■■■■
論 文
 ■■■■■■■■■■

가압침침법에 의한 Al_2O_3/Al 복합재료의 기공 및 편석의 발생에 대한 분석연구

서영호[†] · 이형국

Analysis of the Formation of Porosity and Segregation in Al_2O_3/Al Composites by Squeeze Infiltration Method

Young-Ho Seo[†] and Hyung-Kook Lee

Abstract

The squeeze infiltration process is potentially of considerable industrial importance. The performance enhancements resulting from incorporation of short alumina fiber into aluminum are well documented. These are particularly significant for certain automobile components. Aluminum matrix composite automotive parts, such as diesel engine pistons or engine blocks are produced using squeeze casting apparatus or pressure die-casting apparatus. But the solidification process gets complicated with manufacturing parameters and the factors for porosity formation have not fully understood yet. In this study the formation of porosity during squeeze infiltration has been studied experimentally to achieve an improved understanding of the squeeze infiltration process for manufacture of short-fiber-reinforced components, particularly the mechanism of porosity formation. Al-based MMCs produced under a range of conditions were examined metallographically and the porosity characterised; a kind of matrix, an initial temperature of melt, and a volume fraction of reinforcement. The densimetry and the microscopic image analysis were done to measure the amount of porosity. A correlation between manufacturing parameters and defects was investigated through these. (Received March 7, 2001)

Keywords : Squeeze Infiltration, Metal Matrix Composite, Pore, Densimetry, Image Analysis

기호설명

c_f	Volume specific heat of fiber	$[Jm^{-3}K^{-1}]$	V_{P1}	Amount of porosity calculated from ρ_1 and ρ_{c1}	[-]
c_m	Volume specific heat of melt	$[Jm^{-3}K^{-1}]$	V_{P2}	Amount of porosity estimated by image analysis	[-]
H_0	Initial height of preform	[mm]	$W(a)$	Weight of the specimen in air	
H_i	Final height of preform($i = 1, 2, 3$)	[mm]	$W(c)$	Weight of the coated specimen in air	[g]
T_L	Melt liquidus temperature	[°C]	$W(fl)$	Weight of the specimen in distilled water	[g]
T_P	Initial preform temperature	[°C]	$W(fl)'$	Weight of the coated specimen in distilled water	[g]
D_T	Melt superheat	[K]	ρ_1	Density of composite measured by a specific gravity balance	$[g/cm^3]$
V_f	Volume fraction of fiber estimated by image analysis	[-]	ρ_2	Density of composite calculated from V_{P2} and ρ_{c2}	$[g/cm^3]$
V_{f0}	Initial volume fraction of fiber	[-]	ρ_{c1}	Density of composite estimated by	
V_f'	Volume fraction of fiber estimated by geometrical shape	[-]			

geometrical shape	[g/cm ³]
ρ_{c2} Density of composite estimated by V_f	[g/cm ³]
$\rho(c)$ Density of the lacquer	[g/cm ³]
$\rho(fl)$ Density of the liquid	[g/cm ³]

1. 서 론

가압 함침 공정에는 두 분류가 있다. 피스톤을 사용해서 용탕을 예비성형체 속으로 밀어넣는 방법과 기압이 정상으로 유지된 가스와 접촉한 용탕이 예비성형체 속으로 유도되는 방법이다[1-5]. 피스톤 구동 공정과 비교하면, 가스 구동 압력 함침은 몇 가지 단점을 가지고 있다; (i) 가스 구동 함침의 전 공정을 통한 응고는 피스톤 구동 기계보다 훨씬 더 느리기 때문에 최대 생산 속도가 매우 낮다, (ii) 불활성이여야 하는 압축된 가스(가령, 질소는 마그네슘을 포함하는 금속과 강하게 반응할 수 있다)의 사용으로 인해서 초래되는 부가 비용이 있다, (iii) 1 MPa 이상으로 압축된 가스의 사용은 확실한 안전을 위해서 장치 설계와 조작에서 상당한 주의를 요한다. 반면에, 훨씬 높은 용융점을 갖는 기지재와 보다 복잡하고 정밀한 기하학적 형상을 요하는 복합재료가 만들어질 수 있기 때문에 몰드 재료에 대한 선택의 폭에 훨씬 큰 유연성을 갖는다.

디젤 엔진 피스톤이나 엔진 블록과 같은 알루미늄 기지 복합재료 자동차 부품들은 피스톤 구동 방식인 스퀴즈캐스팅이나 압력 다이캐스팅 장치들을 이용해서 만들어진다. 먼저 스퀴즈캐스팅 머신의 경우 예열된 예비성형체가 설정된 금형온도까지 가열된 다이에 놓여진 다음 다이 속으로 적정 양의 용탕이 주입된다. 이때 주입되는 용탕의 전부가 해당 부품으로 남기 때문에 양을 정확하게 조절해야 한다. 그리고 펀치를 내리면서 압력이 부가되어 함침이 종료되기에 이른다. 공정 조절은 램 속도의 콘트롤, 용탕, 금형 및 예비성형체의 초기 온도 등을 통해서 이루어진다. 함침공정을 위한 용탕단조에 대한 설명들은 이미 많은 참고자료를 통해서 발표되었다[6-12].

압력 다이캐스팅 머신의 경우, 피스톤이 예비성형체가 담겨진 다이의 상류로 향하는 솟 챔버 속에서 용탕을 밀어넣을 수 있다. 용탕단조에 비해서 이 공정의 잇점은 금속이 그렇게 정확히 계량될 필요가 없다는 것과 보다 복잡한 부품 형상이 만들어질 수 있다는 것이다. 하지만, 게이트에서 금속의 조기 응고는 다이 내부

의 금속에 대해 피스톤에 의해 부여되는 압력을 줄이거나 소멸시킬 수 있다는 부가적인 어려움이 따른다. 이 때문에 용탕단조 기계와 유사하게 만들도록, 일반적인 압력 다이캐스팅 머신과 비교해서 함침을 위해 솟 챔버를 더 크게 한다. 함침 압력 다이캐스팅 장치들에 대한 다양한 설명을 여러 문헌에서 찾아볼 수 있다[13-16].

피스톤 가동 함침에서 가압력은 전형적으로 50~100 MPa의 범위로 일반적으로 높다. 이것은 복합재료의 우수한 견고성, 우수한 허용오차를 만들기 위해서 또한 직경이 25 nm 보다 작은 강화재로 구성된 예비성형체 속으로 함침이 가능하도록 하기 위해서 필요하다. 한편, 싸이클이 잘 콘트롤되지 않는다면 이러한 높은 가압력은 예비성형체의 변형을 야기할 수 있다. 결과적으로, 피스톤 구동 장치는 일반적으로 용량이 큰 벽을 가진 다이가 요구되며, 상용화된 용탕단조 혹은 압력 다이캐스팅 장치와 같이 전형적인 열간가공 공구용 강으로 만들어진다. 또한 상용화된 피스톤 구동 가압 캐스팅 공정에서 다이와 피스톤 사이 혹은 다이의 파팅라인을 따른 용탕 누설을 막고, 다이에 용탕이 고착되는 것을 최소화하기 위해서 그리고 급속한 기지재 응고를 유도하기 위해서 다이는 초기에 기지재의 액상선 혹은 용융점 이하로 유지된다(알루미늄에 대해서는 전형적으로 200~300°C 정도). 이 때문에 용탕의 응고는 대개 공정의 초기부터 시작해서 가압 하에 함침이 완료된 후까지 계속된다.

현재 가압함침공정에 의해서 디젤 엔진 피스톤의 크라운(crown)과 링 랜드부(ring land area)에 세라믹 섬유를 혼입하는 것은 성공적으로 적용된 기술이다[17, 18]. 이 기술에 대해서 자동차 업계에서 관심을 가지게 된 것은 1980년대 초반부터이지만 아직까지 제조과정에서 가공이나 조대한 편석과 같은 결함의 발생기구에 대해서는 제대로 파악되지 않고 있다. 가압함침공정은 꾸준히 연구개발되어, 지금도 스포츠카를 비롯한 고급차종의 자동차 부품 제조를 위해 이용되고 있으며, 고기능성 부품의 생산을 위한 공정 개발 및 수치 시뮬레이션 기법을 통한 설계와 평가 방안의 마련이 끊임없이 요구되고 있다.

본 연구의 목적은 가압함침공정 중에 발생하는 부품 내부의 결함을 조사하기 위한 것으로서, 특히, 가공 및 편석의 발생을 관찰하고 그 메커니즘을 파악하는 것이다. 먼저 가압함침법에 의해서 실린더 형상의 금속복

합재료를 만들었으며, 제조 변수에 따른 시편 내부의 기공을 관찰하기 위해서 복합재료에 대한 밀도 및 기하학적 길이 측정, 광학현미경 관찰 및 이미지 분석 등이 이루어졌다. 몇 가지 실험 조건 하에서 샘플의 부위별로 파악된 정량적인 데이터를 가지고 용탕의 초기 온도, 기지재의 종류, 강화재의 체적함유율 등의 상관관계를 고찰하였다. 이러한 기초 데이터를 바탕으로 향후 가압함침법의 성형공정 및 결합예측기법의 개발에 활용하고자 한다.

2. 실험

2.1 함침실험(Infiltration Experiment)

예비성형체의 제조에 사용된 단섬유는 SAFFIL & Al₂O₃를 이용하였다. 기지재는 주조용 알루미늄인 LM6와 2차 가공용 알루미늄인 6061Al합금을 사용하였다.

Fig. 1은 예비성형체 제조장치의 내부 구조와 수분의 배출과정을 개략적으로 나타낸 것이다. 예비성형체를 제조하기 위해서 예비성형체를 완전히 건조시키기 위한 전기로(이 때의 건조 온도는 대략 80°C), 예비성형체 제조 금형의 온도를 조절하는 컨트롤러, 그리고 예비성형체 제조 금형이 필요하다. 예비성형체 제조시에 내부의 물을 진공펌프를 이용해서 계속 뽑아낸다. 예열된 금형 속에서 예비성형체가 편치에 의해서 가압된다. 이 때 진공펌프를 이용하여 금형 하단부의 호스로부터 금형 내부의 수분이 계속 뽑혀나간다. 금형의 예

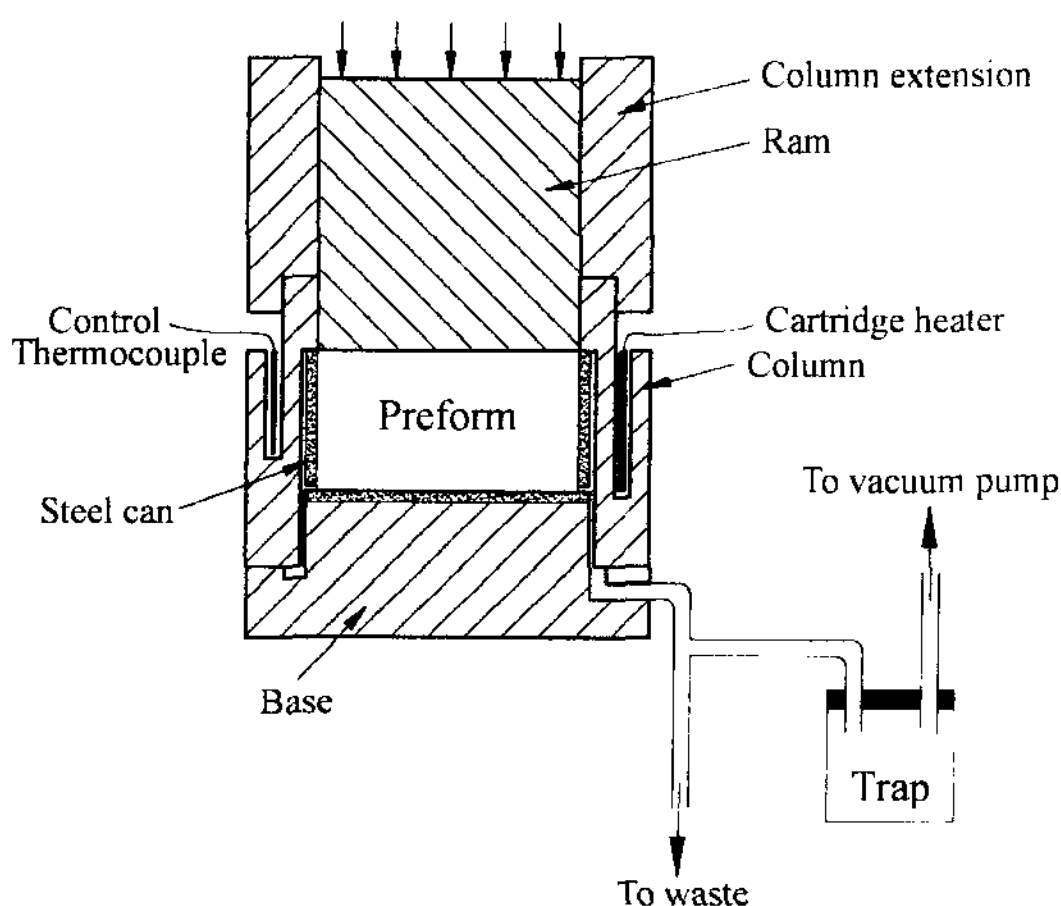


Fig. 1. Schematic diagram of the apparatus used for fabricating filter formed preforms.

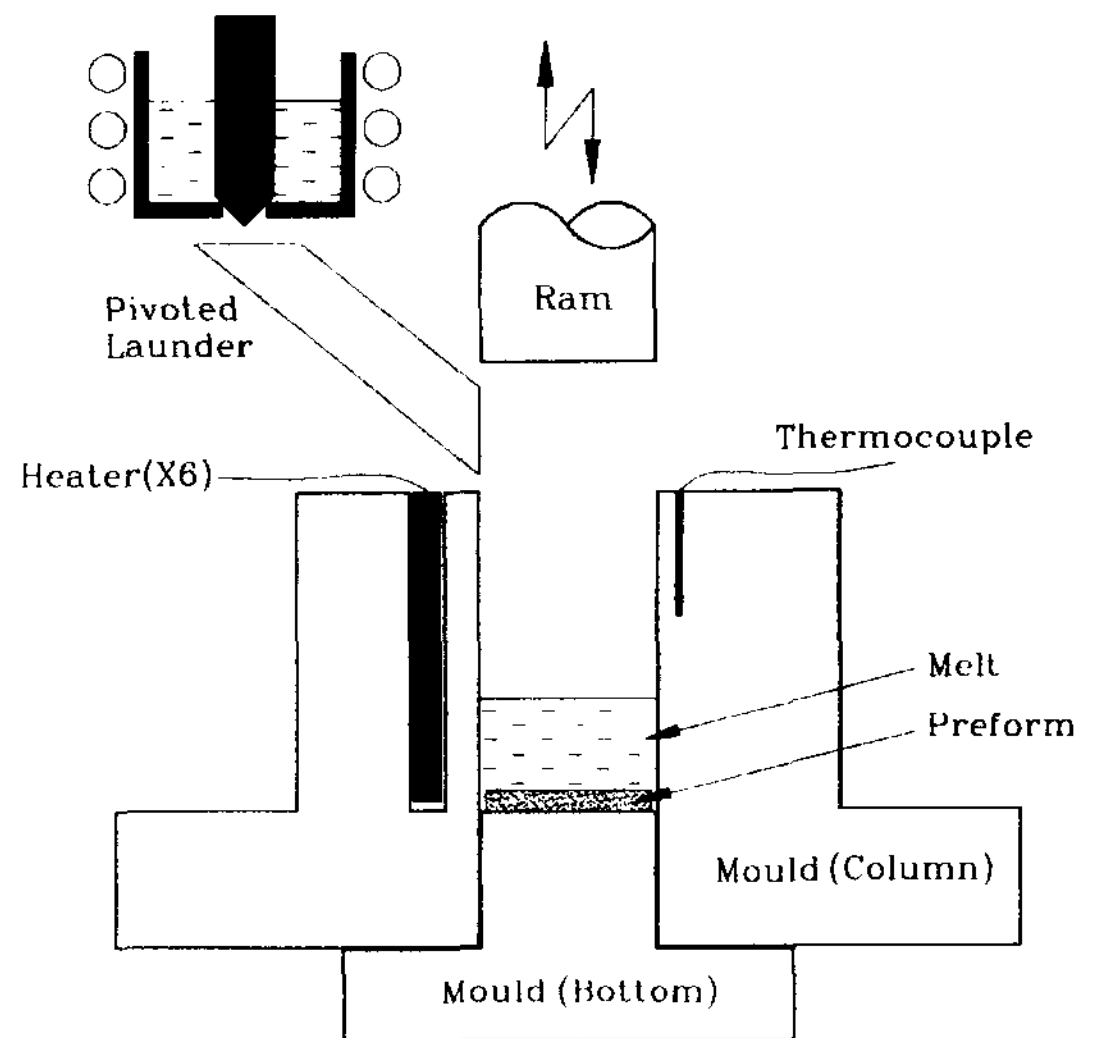


Fig. 2. Schematic illustration of experimental set-up for squeeze infiltration.

열온도는 50°C로 하였으며 가압은 예비성형체의 높이가 10 mm를 유지할 수 있도록 하였다.

Fig. 2는 용탕단조법에 의한 금속복합재료의 제조 장치를 나타내고 있다. 금속복합재료의 성형에 영향을 미치는 변수로는 금형 및 예비성형체의 예열온도, 용탕의 온도, 가압력, 가압속도 및 예비성형체의 섬유체적 함유율 등이 있다. 가압력은 14 ton(약 30 MPa), 금형의 예열온도는 350°C로 고정하였다. 기지재의 초기 온도를 900°C와 1000°C의 2가지로 변화시켜서 실험하였다. 기지재를 초기에 용융할 때는 고주파유도가열장치를 이용하였으며, 용융시간은 대략 10분 정도가 소요되었다. 예비성형체는 따로 가열하지 않고 처음부터 금형에 넣어둔 상태에서 금형의 가열로 인해서 예열될 수 있도록 하였다. 용탕이 금형 속으로 주입되기 직전에 예비성형체의 윗 부분에 열전대를 접촉시켜 온도를 측정하였다. 그 결과 금형의 벽면과 가까운 가장자리 부위는 약 300°C, 중앙 부분은 250°C 정도를 유지하였다. 금형의 예열온도와는 상당한 온도차이가 있음을 알 수 있었다. 예비성형체의 크기는 $\Phi 73 \text{ mm(D)} \times 10 \text{ mm(H)}$ 이다. 여기서 예비성형체의 높이는 정확히 10 mm를 유지하기가 어려웠다. 그 이유는 단섬유의 체적함유율이 높을수록 예비성형체 제조시에 가압 직후 스프링 백(spring back) 현상으로 인해서 높이 방향으로 팽창하는 현상이 나타났으며, 또 전기로에서 예비성형체를 완전히 건조시키는 과정에서도 부피 팽창이

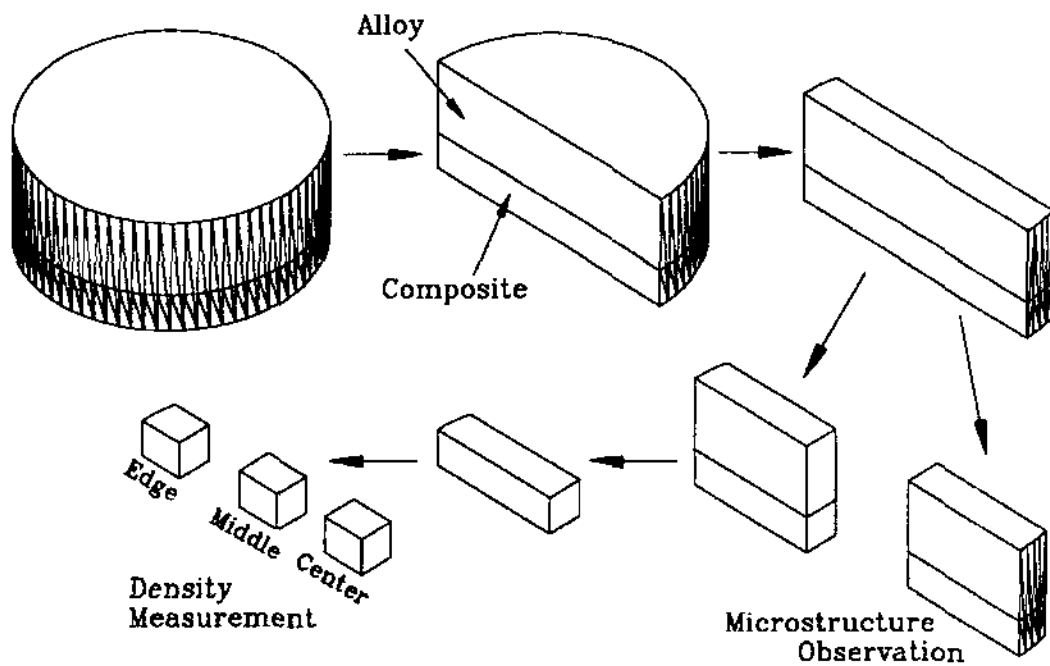


Fig. 3. Cutting of specimens for density measurement and microstructure analysis.

일어나는 것을 관찰할 수 있었다. 그러므로 체적함유율이 변할 때 가압유지높이, 가압유지시간 및 조건 등에 세심한 주의가 필요하며 적절한 조건을 찾는 것이 필요하였다. 편치의 하강 속도는 2 mm/sec이다. 2분 동안 가압하고 금형의 밀판을 분리한 후 편치를 하강시켜 금속복합재료를 금형으로부터 추출한다. 시편의 크기는 $\Phi 77$ mm(D)×27~33 mm(H)였다. 제조된 시편

Table 1. Experimental parameters

Parameters	Conditions
Matrix	LM6, 6061Al
Initial melt temperature T_M [°C]	900, 1000
Volume fractions of fiber V_{f0} [%]	10, 15, 20, 25

은 밀도측정과 조직관찰을 위해서 Fig. 3과 같이 절단되었다.

본 연구에서 가압함침법에 사용된 실험변수는 Table 1과 같다. 화학 조성, 기계적 성질 및 열물성치에 대해서 Table 2와 Table 3에 나타내었다.

2.2 밀도 및 가공 측정

Fig. 3과 같이 절단된 시험편들은 정확한 결과를 얻기 위해서 연마 과정을 거쳤다. 밀도측정장비로써 10 μ g의 민감도를 가지는 비중계인 Kit YDK 01을 이용하였다. 잠입 액체로는 증류수를 이용하였다. 증류수의 밀도를 결정하기 위해서 열전대를 가지고 0.1°C의 정확도로 측정하였다. 시편을 증류수에 잠입시켜서 측

Table 2. Chemical compositions

Mat.	Comp. [%]	Remarks
LM6[20]	10.0-13.0 Si, 0.6 Fe, 0.10 Cu, 0.50 Mn, 0.10 Mg, 0.1 Ni, 0.10 Zn, 0.20 Ti	BS 1490 LM number ASTM : A413.2
6061Al[21]	0.40-0.8 Si, 0.7 Fe, 0.15-0.40 Cu, 0.15 Mn, 0.8-1.2 Mg, 0.25 Zn, 0.04-0.35 Cr, 0.15 Ti	IADS designation
δ -Al ₂ O ₃ [22]	96-97 Al ₂ O ₃ , 3-4 SiO ₂	Saffil alumina fiber RF Grade

Table 3. Mechanical and thermal properties

Properties	LM6[19,20,22]	6061 Al[20,22]	δ -Al ₂ O ₃ [21,23]
0.2 % proof stress [MPa]	120 (Die)	275 (Temper T6)	-
Tensile strength [MPa]	280 (Die)	310 (Temper T6)	2000
Elongation (in 50) [%]	3 (Die)	12 (Temper T6)	-
Young's modulus [GPa]	-	70	300
Median fiber diameter [μ m]	-	-	3
Density [g/cm ³]	2.66*	2.69*	3.3
Expansivity [10 ⁻⁶ /°C]	20 (20-100°C)	23.6 (20-100°C)	7.7
Thermal conductivity [W/mK]	142 (25°C)	180 (at 25°C ; O temper) 154 (at 25°C ; T4 temper) 167 (at 25°C ; T6 temper)	27
Specific heat [J/kgK]	963	896 (at 20°C)	1000
Latent heat [kJ/kg]	389	-	-
Liquidus temperature [°C]	575	652	-
Solidus temperature [°C]	565	582	-
Melting point [°C]	-	-	2050

Superscript* : Experimental value

정한 후 시편의 밀도를 다음 식으로 계산하였다.

$$\rho = \frac{W(a)}{0.99983[W(a) - W(fl)]} \rho(fl) + 0.0012 \text{ [g/cm}^3\text{]} \quad (1)$$

시편 표면에 기공이 많다면 잠입액이 기공속으로 흡수되어 측정값이 표류하는 현상이 나타나기 때문에 부정확한 밀도치를 얻게 될 것이다. 이러한 문제를 없애기 위해서 일반적으로 공기 중에서 무게를 단 후 밀도가 잘 알려진 래커로 시편을 코팅한다. 그런 다음 공기 중에서 다시 무게를 달고, 그리고 전과 같이 잠입액에서 무게를 단다. 밀도값은 다음 식으로 계산될 수 있다.

$$\rho = \frac{W(a)}{\left[\frac{W(c) - W(fl)}{\rho(fl)} \right] - \left[\frac{W(c) - W(a)}{\rho(c)} \right]} \text{ [g/cm}^3\text{]} \quad (2)$$

Fig. 4는 제조된 시편의 기공량을 측정하고 계산하여 서로 비교하는 과정을 개략적으로 나타내고 있다. Fig. 4(a)는 비중계인 Kit YDK 01을 이용해서 밀도(ρ_1)를 측정하는 방법이다. Fig. 4(b)는 복합재료부의 기하학적 형상의 변화를 고려하여 기공의 양(V_{p1})을 예측하는 방법이다. 단섬유로 이루어진 예비성형체의 초기 높이(H_0)가 가압함침에 의해서 용탕이 투과되면서 높이가 변화된다. 이 변화된 최종 높이(H)로부터 강화재의 체적함유율(V_f)을 구하여 복합재료의 밀도(ρ_{c1})를 계산한다. 계산된 밀도값(ρ_{c1})과 비중계로 측정된 밀도값(ρ_1)을 이용해서 기공의 함량(V_{p1})을 예측할 수 있다.

Fig. 4(c)는 제조된 복합재료의 내부 조직사진을 부위별로 촬영한 후 이미지분석법을 이용해서 강화재의 함유율과 기공의 함량을 예측하는 방법이다. 광학현미경을 통해서 관찰된 부위별 조직사진을 이미지 파일로 바꾼 후 독일 Zeiss사의 이미지분석 시스템(KS400 Image Analysis System)을 이용해서 면적비, 크기 등을 파악하였다. 기공이 없는 영역에서 강화재의 함유율(V_f)을 측정하여 복합재료의 밀도값(ρ_{c2})을 계산한다. 이미지분석에 의해 기공량(V_{p2})을 측정 후 앞서 구한 밀도값(ρ_{c2})과 기공량을 함께 고려하여 새로운 밀도값(ρ_2)이 최종적으로 계산된다.

이러한 과정을 통해서 얻어진 데이터로부터 비교·검증이 이루어진다. 먼저 비중계를 통한 밀도값(ρ_1)과 이미지 분석에 의한 밀도값(ρ_2)을 비교함으로써 시편을

이용해서 얻어진 평균밀도값과 이미지 분석을 통한 보다 세부적인 부위에서 얻어진 밀도값을 비교해 볼 수 있다. 그리고 기하학적인 형상으로부터 예측된 기공의 함량(V_{p1})과 이미지분석을 통해서 예측된 기공의 함량(V_{p2})을 비교해 볼 수 있다. 이러한 과정을 통해서 실험 변수에 따른 복합재료 내부 조직의 변화와 기공발생율에 대한 평가가 함께 고려될 것이다.

3. 실험 결과 및 고찰

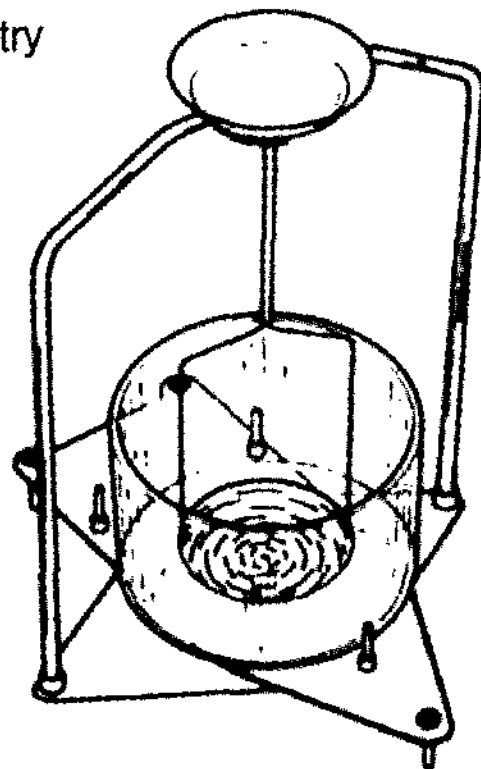
기공은 용탕의 냉각과 응고 과정에서 발생할 수 있다. 다양한 형태의 기공들은 둥근 형태의 기공, 길게 늘어진 기공과 수축 기공 등으로 분류될 수 있다. 둥근 형태와 길게 늘어진 형태의 기공은 주조 전에 용탕의 가스 함량과 관계가 있다. 임계 온도에서, 용탕내의 수소 압력이 핵생성에 필요한 압력과 같아지는 곳에서, 기포가 생성되어 시간에 따라 성장한다. 용탕이 응고 온도에 도달할 때, 온도는 일정하게 유지되면서 고상율이 증가한다. 수축 기공의 형상은 수지상 조직에 의해 영향을 받는데 그것들의 형성은 응고수축에 기인한 압력저하 때문이다[24-26].

일반적인 주조에서, 용탕이 낮은 비율의 가스를 유지할 수 있도록 하기 위해 가스는 불활성 가스나 다양한 염제의 용매를 이용해서 용탕으로부터 제거된다(AI 합금에 대해서는 H_2). 그러나 용탕단조에서는 가스제거가 되지않더라도, 가스로 인해서 야기되는 기공이 생성되지 않을 수 있다. 하지만, 금속 산화물의 혼입은 기계적 성질의 저하와 밀접한 관계가 있으므로 반드시 제거되어야 한다. 용탕단조의 높은 압력은 주조 과정에 큰 영향을 미치게 되어 응고 과정을 조절할 수 있다. Fig. 5는 중력주조와 용탕단조에 대한 응고 형태를 나타내고 있다.

외부 표면으로부터 발달된 응고층의 변형 저항에 대해서 가압력이 불충분할 경우에, 압축 효과는 없어지고 내부 용탕이 응고층의 밀폐된 영역 내부에서 응고된다. 큰 기공이 마지막 응고 영역에서 형성된다. 변형 저항보다 더 높은 가압력의 경우에, 수축 기공뿐만 아니라 가스 기공도 전혀 나타나지 않을 것이다.

가스 용해도는 응고 온도에 따라 급격히 불연속적으로 감소한다. 용탕 내부에 있는 가스가 외부로 빠져나가지 않는다면, 가스 기공으로써 남는다. 가스 용해도는 가압력의 제공에 비례해서 증가하는데, 1 kgf/cm^2 의

(a) Densimetry

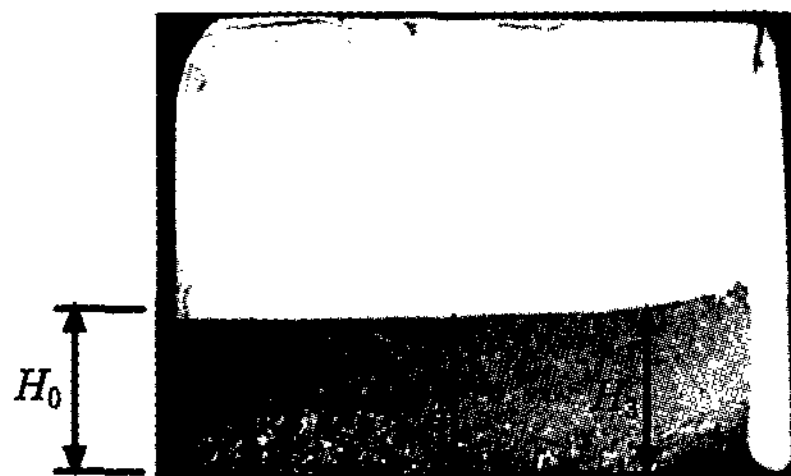


Calculate the density using eqns. (1) & (2)

$$\Rightarrow \rho_1$$

Substitution

(b) Predict the density from the geometrical shape of a specimen



H₀ : Initial height of preform
H_i : Final height of preform (i=1,2,3)

$$V_j' = V_{f0} \frac{H_0}{H_i} = V_{f0} \frac{10}{H_i} \quad (i=1,2,3)$$

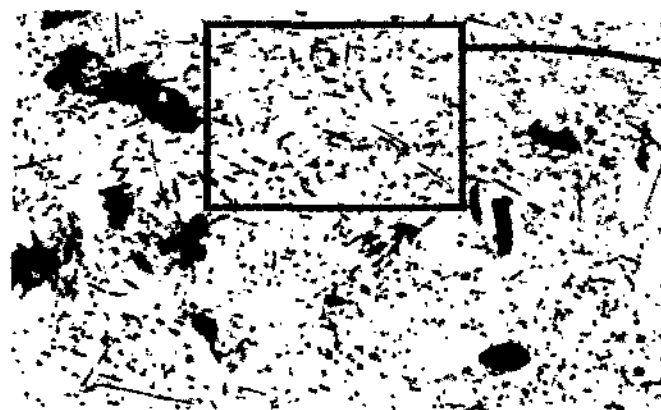
$$\Rightarrow V_j' \rho_f + (1 - V_j') \rho_m = \rho_d$$

$$\Rightarrow \rho_d (1 - V_{P1}) + 0 \times V_{P1} = \rho_1$$

$$\Rightarrow V_{P1}$$

Comparison

(c) Predict the density from image analysis



$$\Rightarrow V_f \Rightarrow V_f \rho_f + (1 - V_f) \rho_m = \rho_d$$

$$\Rightarrow V_{P2} \Rightarrow (1 - V_{P2}) \rho_d + 0 \times V_{P2} = \rho_2$$

Comparison

Fig. 4. A method of measurement and calculation to predict the amount of porosity.

대기압과 비교해 보면 본 연구에서 사용된 가압력 305.8 kgf/cm²(약 30 MPa) 하에서 가스 용해도는 약 17.5배 증가한다. 가스가 과포화된 용탕이 응고할 때, 가스가 빠져나가지 않는다 하더라도, 높은 가압력 하의 응고에서는 용해 한도 이내에 있기 때문에 가스 기공이 생성되지 않을 것이다. 가스가 용탕에 강제적으로 섞여들어가서 용탕이 H₂ 가스로 과포화된다고 할지라도, 가스의 해로운 영향은 500 kgf/cm²(약 50 MPa) 이상의 가압력에서는 초래되지 않을 것이다.

균일한 핵생성은 용융금속의 원자들이 응집하여 응고핵을 형성하는 것이다. 이것은 높은 과냉도를 요한

다. 그러나 주조에서는 대개 균일하지 않은 불균일 핵생성이 야기된다. 용융 금속의 원자들이 Al₂O₃ 세라믹 위에 응집하여 핵을 형성한다면, 과도한 과냉은 필요 없다. 단섬유 강화 금속복합재료에 대한 응고 과정이 Fig. 6에 나타낸 것 처럼 분류될 수 있다. 대부분의 상업용 합금들은 수지상 결정성장을 만든다. 좁은 응고 영역을 갖는 LM6 Al 합금이 급속히 냉각될 때, 원주형 수지상 조직이 금형의 벽으로부터 성장해서 응고 과정중에 응고 셀을 형성한다(Fig. 6a). 넓은 응고 영역을 갖는 6061Al 합금의 급속응고 유형은 Fig. 6b와 같이 나타내었다. 응고 셀이 등축정 조직으로 이루

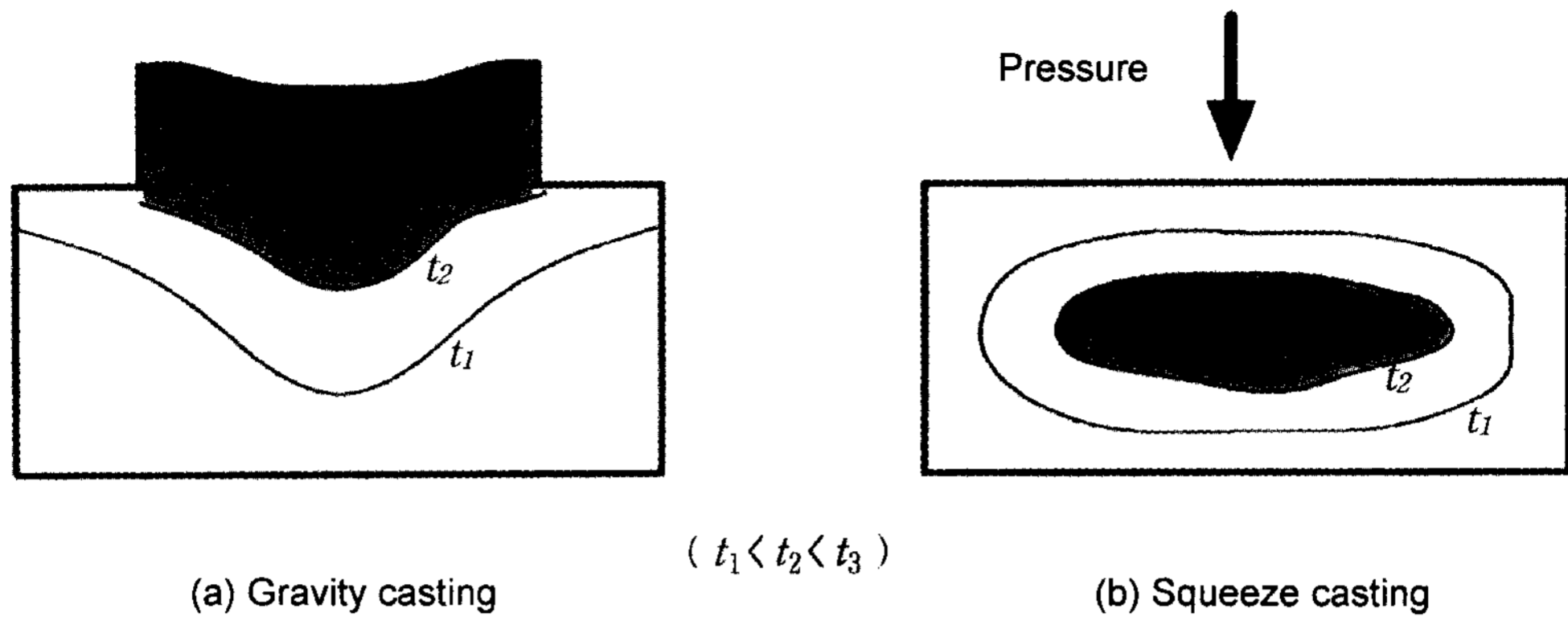


Fig. 5. Comparison of solidification type between gravity casting and squeeze casting.

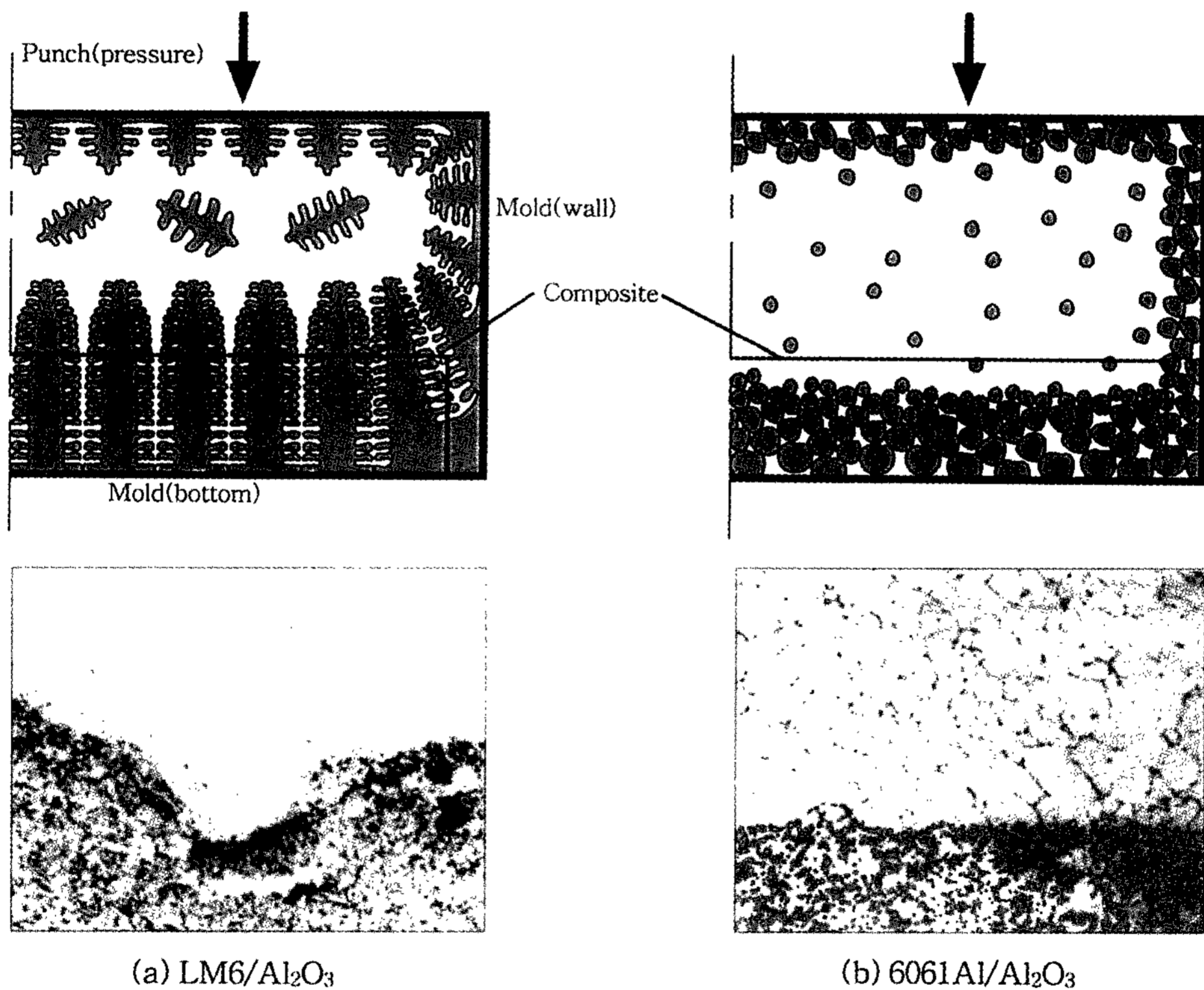


Fig. 6. Schematic representation of the solidification process during squeeze infiltration.

어진다.

Fig. 7은 약 350°C로 예열된 예비성형체를 가지고 제조된 6061Al/10vol%Al₂O₃ 복합재료의 단면과 미세 조직을 나타낸 것이다. 여기서 초기 용탕 온도(T_M)는 900°C로 하였다. 단면 사진은 1/4 절단면에 대해서 촬영한 것이기 때문에 왼쪽 가장자리가 원통형 시편의

중양부에 해당한다. 그러므로 시편을 중앙부로부터 가장자리부까지 1, 2 및 3의 세 영역으로 나누고 각각에 대해서 상, 중, 하를 A, B 및 C로 세분하여 복합재료를 "A1, A2, A3, B1, B2, B3, C1, C2, C3"의 9개의 영역으로 분할한 후 조직을 관찰하였다. 이후 샘플의 위치를 언급할 경우 위의 표기법을 계속해

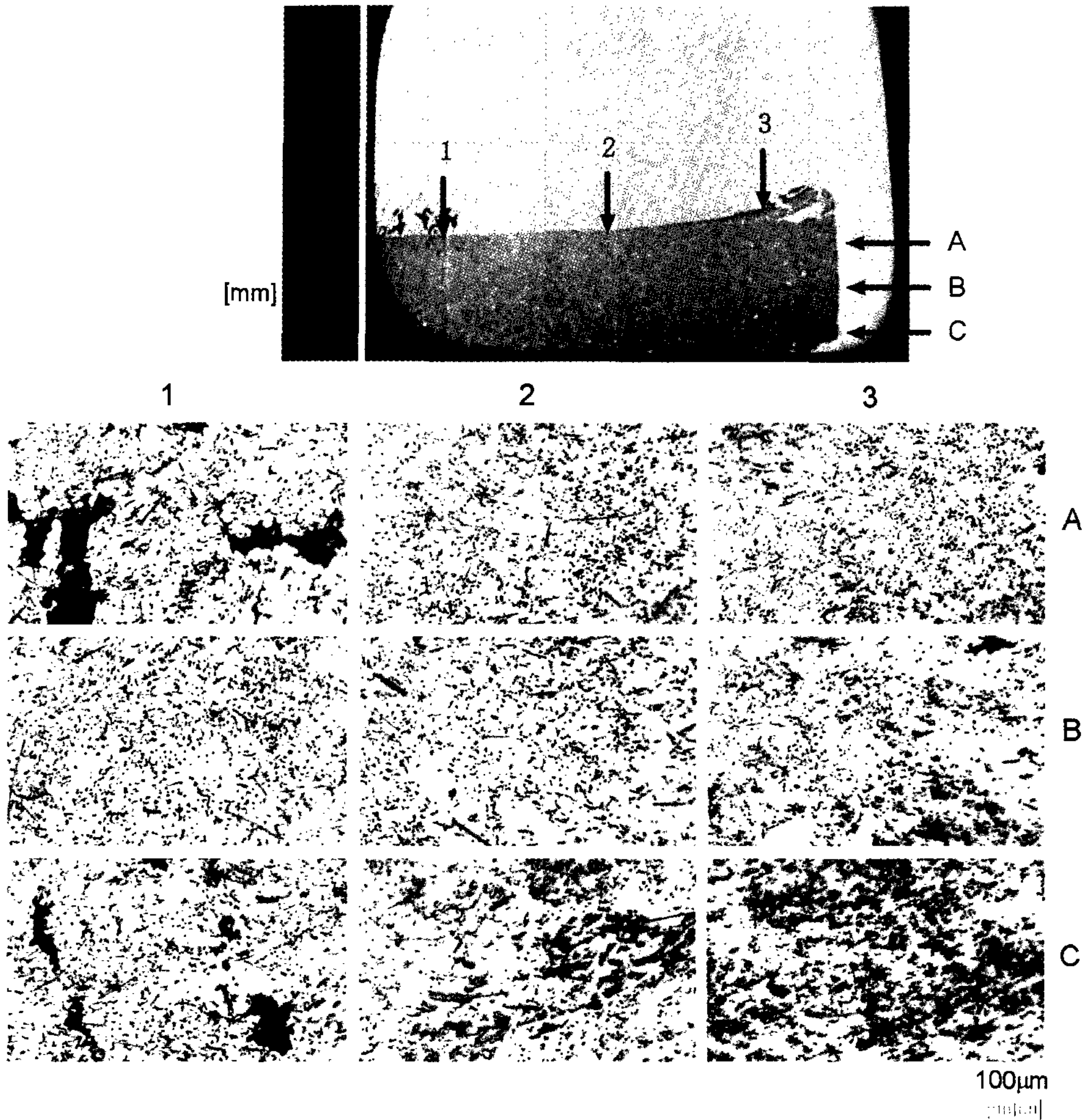


Fig. 7. A section and microstructures of 6061Al/10vol%Al₂O₃ which was fabricated by squeeze infiltration (= 900°C, = 350°C).

서 사용할 것이다. 여기서는 A1부와 C1부에서 기공이 발생되었다. 각 샘플들에 대한 단섬유와 기공의 체적 함유율이 이미지분석법을 이용해서 측정되었다.

예비성형체의 제조과정에서 가압력이 제거될 때, 예비성형체는 스프링백 현상으로 인해서 팽창한다. 이것은 단섬유의 초기체적함유율을 저하시킨다. 가압하는 동안 예비성형체는 스프링백을 감안하여 더 압축되어 질 필요가 있다. 함침중 예비성형체 변형은 두 가지의 실질적인 결과를 가지는데: 첫 째는, 함침중에 투과율을 감소시키는 것이다. 두 번째는, 함침 중에 예비성형체 변형이 비가역적으로 일어난다는 것이다. 이것은 섬유들과 같은 강화재가 응력으로 인해서 파손되어 영구히 이동하거나 함침 중에 형성된 고상금속이 함침이

중지되도록 강화재들을 붙들기 때문이다[27].

Fig. 8의 압축시험곡선은 2 MPa의 응력이 증대한 영구 변형을 야기하기에 충분하다는 것을 나타낸다. 일단 압축되면, 예비성형체가 함침 선단 뒤에서 탄성에 의해 충분히 이완될 것이다. 용탕과 예비성형체 사이의 열교환에 의해 함침 중에 고상금속이 형성될 때, 예비성형체의 레올러지가 고상의 추가량에 의해 영향을 쉽게 받기 때문에 변형을 예측하기가 훨씬 더 어려워진다.

Fig. 9부터 Fig. 12까지는 복합재료에 대해서 비중계를 이용한 밀도값(ρ_1)과 이미지분석에 의한 밀도값(ρ_2)을 비교한 것이다. Fig. 9는 LM6/Al₂O₃ 복합재료에 대해서 용탕의 초기 온도(T_M)는 900°C이고, 다이의 예

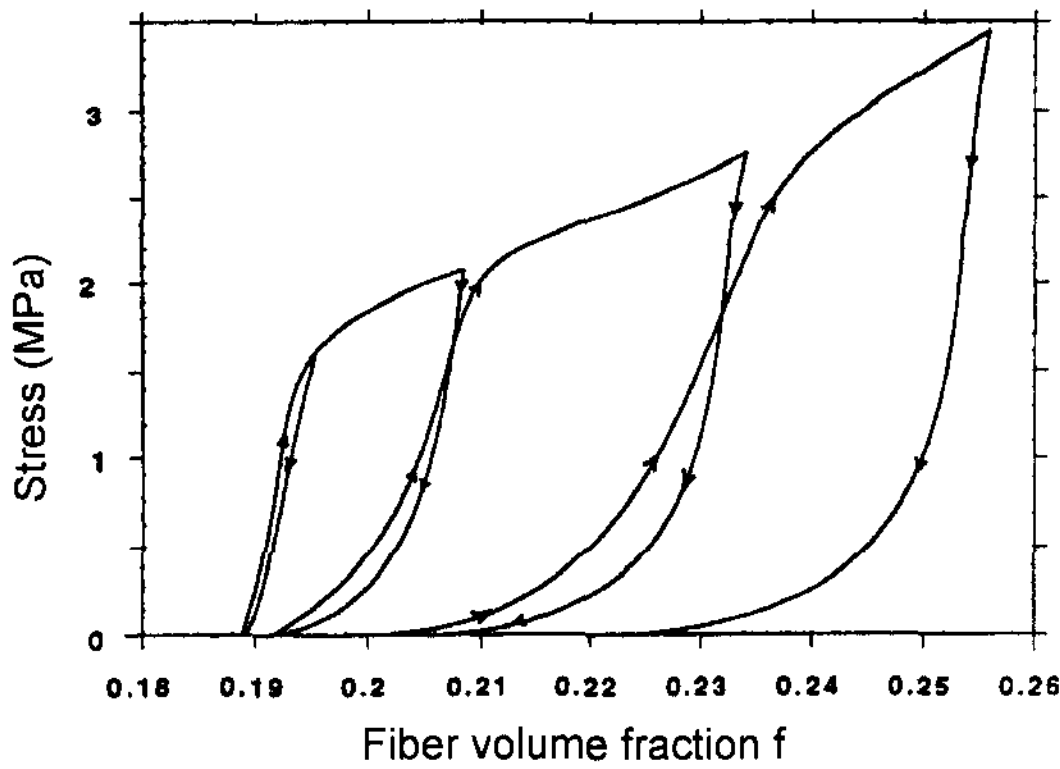


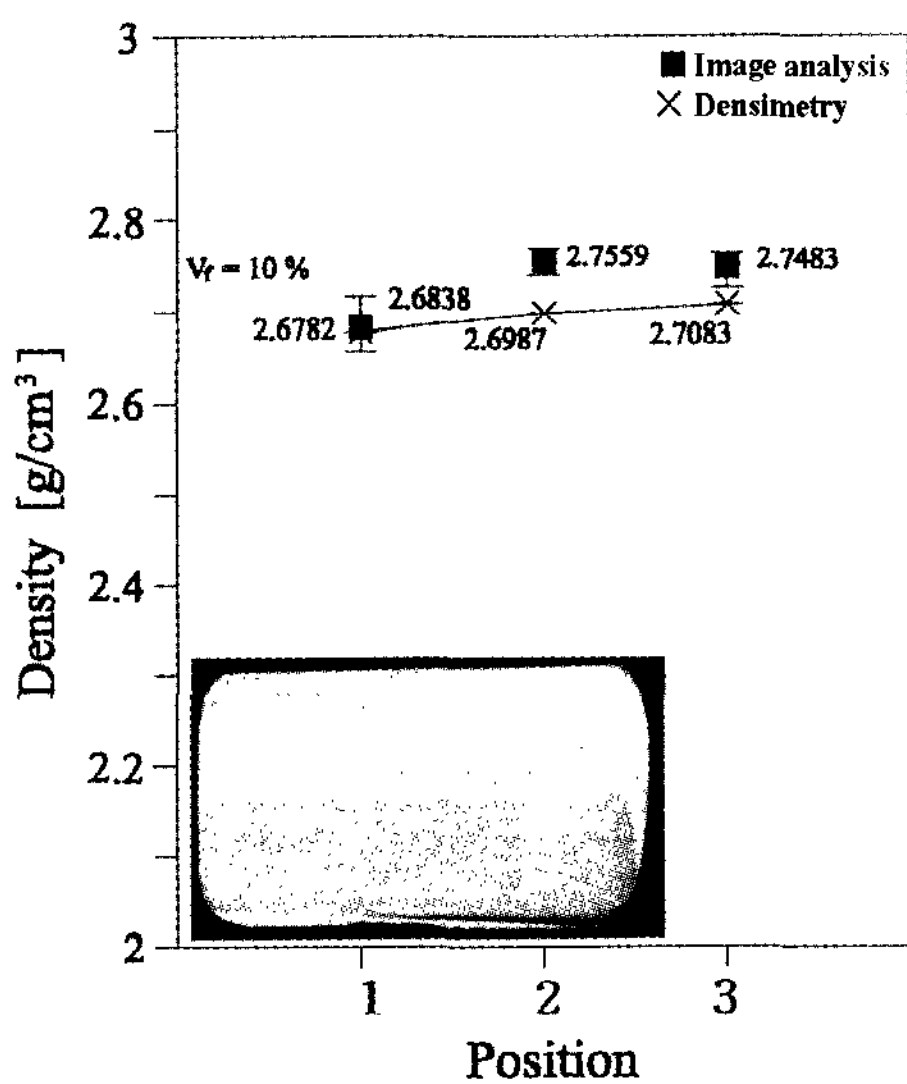
Fig. 8. Stress-fiber volume fraction compression curves of 18.8vol% dense SaffilTM(ICI, Runcorn, UK) short alumina fiber preform tested at 323K.

열온도(T_p)는 350°C로 하였을 때, 강화재의 체적함유율에 따른 밀도의 변화량을 나타내고 있다. Fig. 9(a)는 강화재의 초기 체적함유율(V_{f0})이 10%일 때, 함침 과정에서 예비성형체의 중앙부가 압축을 받아 두께가 현저하게 감소되었다는 것을 알 수 있다. 그러나 중앙부(A1, B1)에서 기공이 발생하여 밀도값이 낮게 나타났다. Fig. 9(b)는 강화재의 초기 체적함유율이 25%일 때, 바닥부(C1, C3)에서 기공이 발생되었다. 특히 중앙의 바닥부에서 기공이 두드러지게 관찰되었다. 강화재의 초기 체적함유율이 15% 이상에서는 가장자리부와

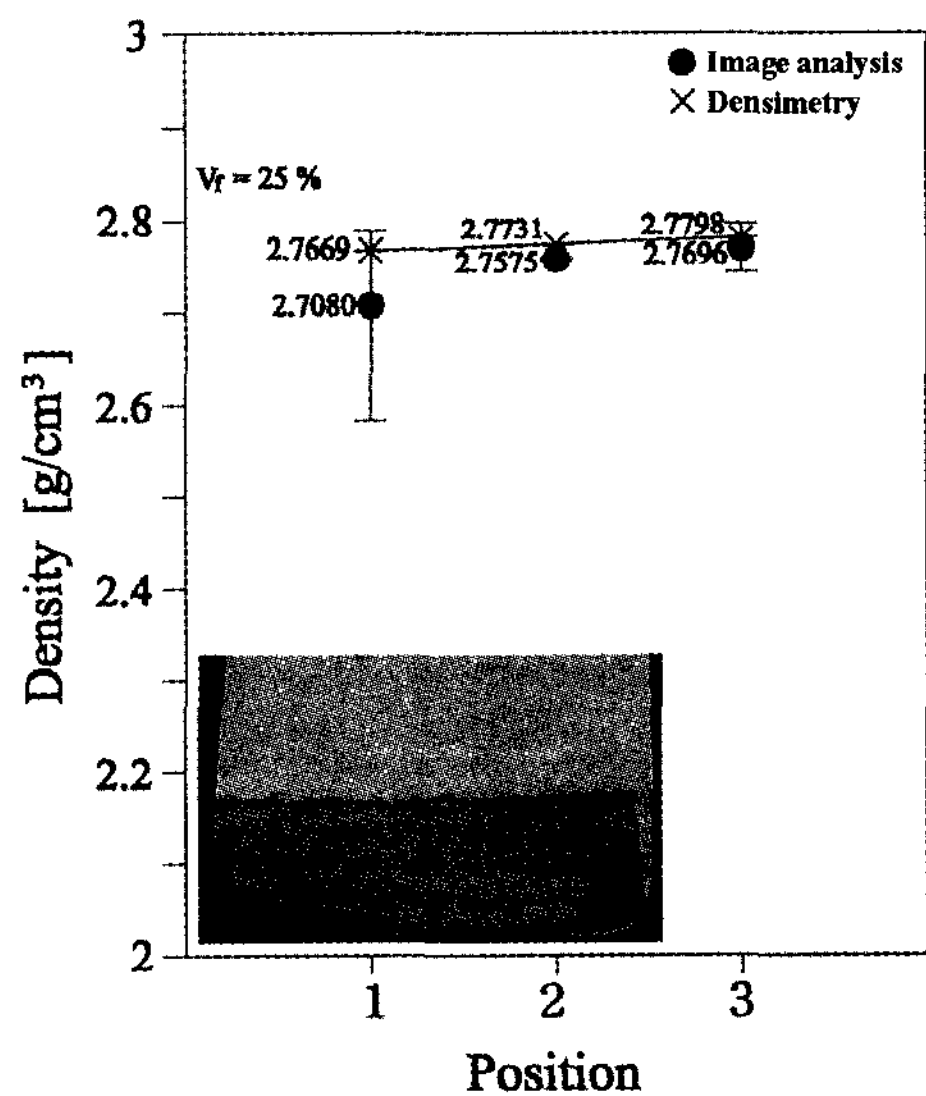
바닥부(A3, C1, C2, C3)에서 기공이 발생하였기 때문에 이미지 분석을 통한 부위별 밀도의 편차가 크게 나타났다. 그러나 강화재의 초기 체적함유율이 20%일 때는 예비성형체의 변형이 거의 없고, 기공이 중앙부의 상단에만 약간 나타났으며, 전체적으로 균일한 밀도값을 나타내었다.

Fig. 10은 용탕의 초기 온도(T_M)만 1000°C로 바뀌었으며, 나머지 조건은 Fig. 9와 동일하다. LM6/Al₂O₃ 복합재료의 경우 이미지 분석 결과 $T_M=1000^\circ\text{C}$ 일 때, 기공량이 전반적으로 증가하기 때문에 밀도값이 낮게 평가되었다. Fig. 10(a)의 $V_{f0}=10\%$ 일 때, 중앙부의 상단(A1)에서 기공 발생량이 현저하였다. 특이한 점으로는 복합재료와 기지재 사이의 계면분리 현상이 나타났다. 이러한 현상은 Fig. 9(a)의 조건에서도 발생하였다. $V_{f0}=15\%$ 에서부터 바닥부와 가장자리부의 상단(C1, C2, A3, B3, C3)에서 기공 발생이 두드러졌다. Fig. 10(b)의 $V_{f0}=20\%$ 일 때, 가장자리부에서는 상단부(A3)를 제외한 영역과 바닥부(C1, C2, C3)에서 기공이 관찰되었다. $V_{f0}=25\%$ 일 때도 유사한 경향을 보였지만 기공량은 현저히 감소하였다.

Fig. 11은 6061Al/Al₂O₃ 복합재료를 이용한 밀도 측정치와 이미지분석 결과를 비교한 것이다. 용탕의 초기 온도(T_M)는 900°C, 다이의 예열온도(T_p)는 350°C로 하였다. Fig. 11(a)는 강화재의 초기 체적함유율이



(a) $V_{f0} = 10\%$



(b) $V_{f0} = 25\%$

Fig. 9. Comparison between the densimetry(ρ_1) and the image analysis(ρ_2) with LM6/Al₂O₃ ($T_M = 900^\circ\text{C}$, $T_p = 350^\circ\text{C}$)

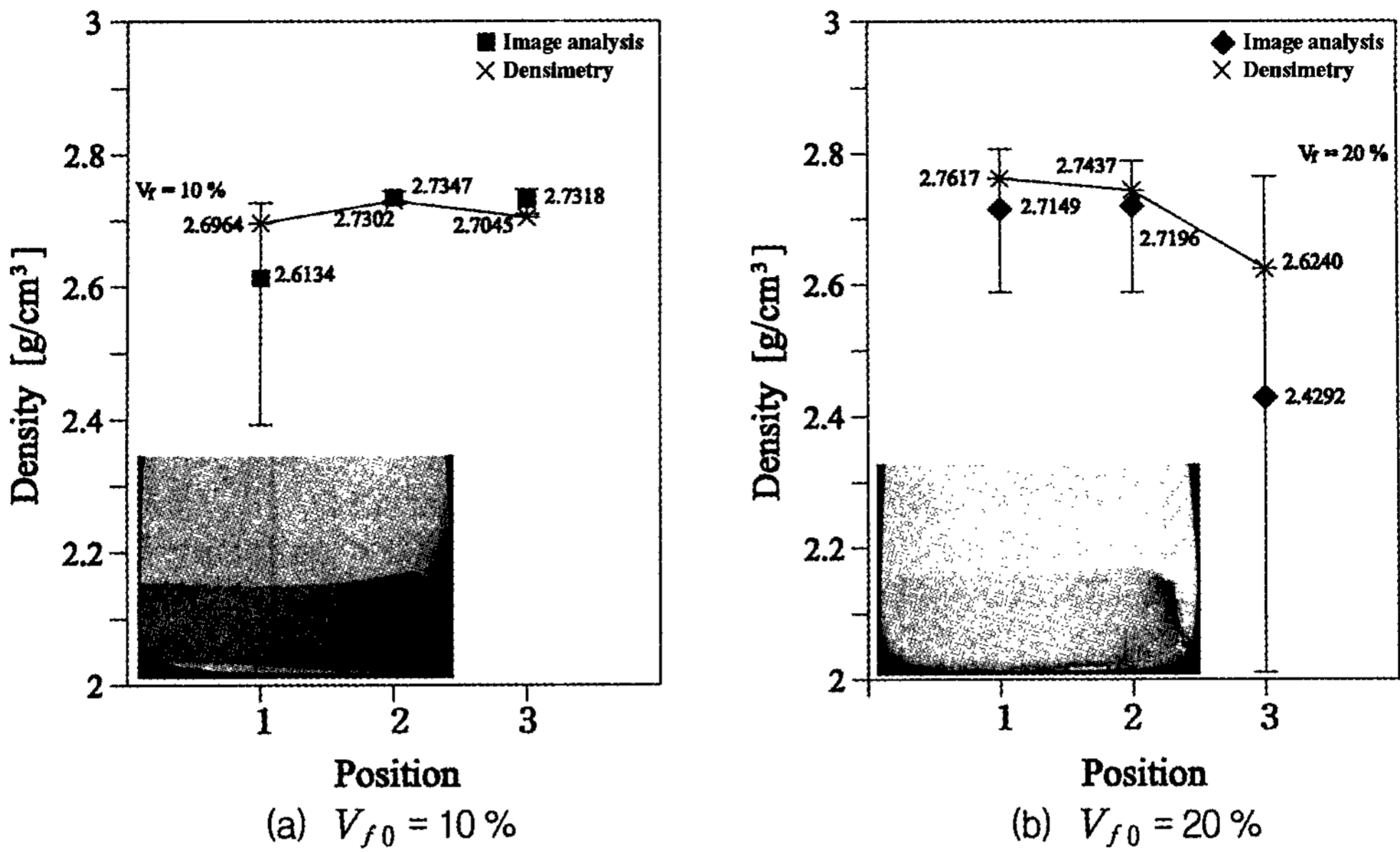


Fig. 10. Comparison between the densimetry(ρ_1) and the image analysis(ρ_2) with LM6/ Al_2O_3 ($T_M = 1000^\circ C$, $T_P = 350^\circ C$)

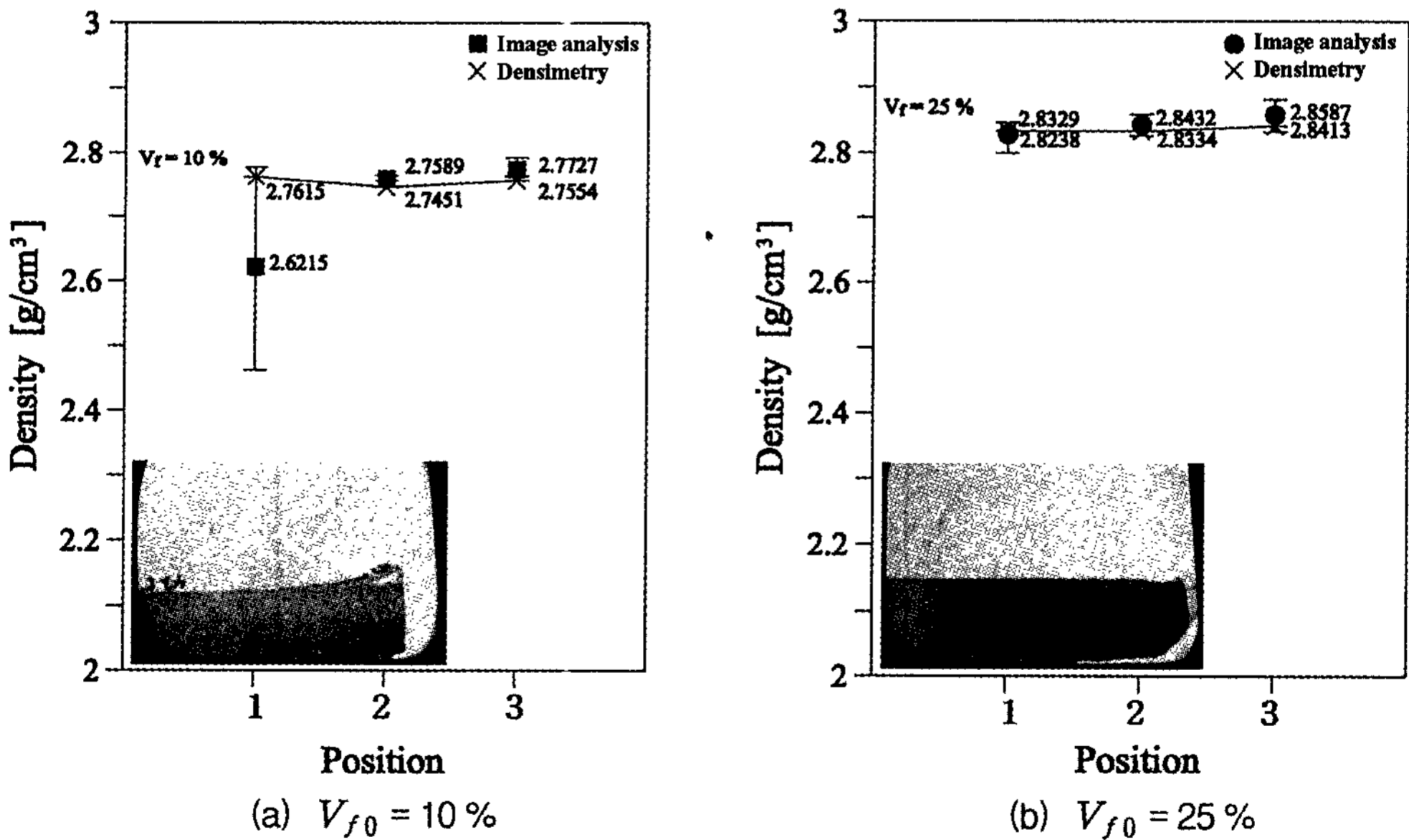


Fig. 11. Comparison between the densimetry(ρ_1) and the image analysis(ρ_2) with 6061Al/ Al_2O_3 ($T_M = 900^\circ C$, $T_P = 350^\circ C$)

10%일 때, 중앙부의 밀도값이 낮게 측정되었으며 이미 지 분석 결과 밀도의 편차가 크게 나타났다. 이것은 중앙부(A1, C1)에서 기공이 발생되었기 때문인데, 특히 A1에서 두드러지게 나타났다. Fig. 11(b)는 강화재의 초기 체적함유율이 25%일 때이다. 강화재의 초기

체적함유율이 10%일 때를 제외하고는 밀도 측정과 이미 지 분석 결과가 초기 설정치와 전반적으로 일치하는 양호한 결과를 나타내었다.

Fig. 12는 용탕의 초기 온도(T_M)가 $1000^\circ C$ 일 때이며, 이 밖에는 Fig. 11의 실험조건과 동일하였다. Fig.

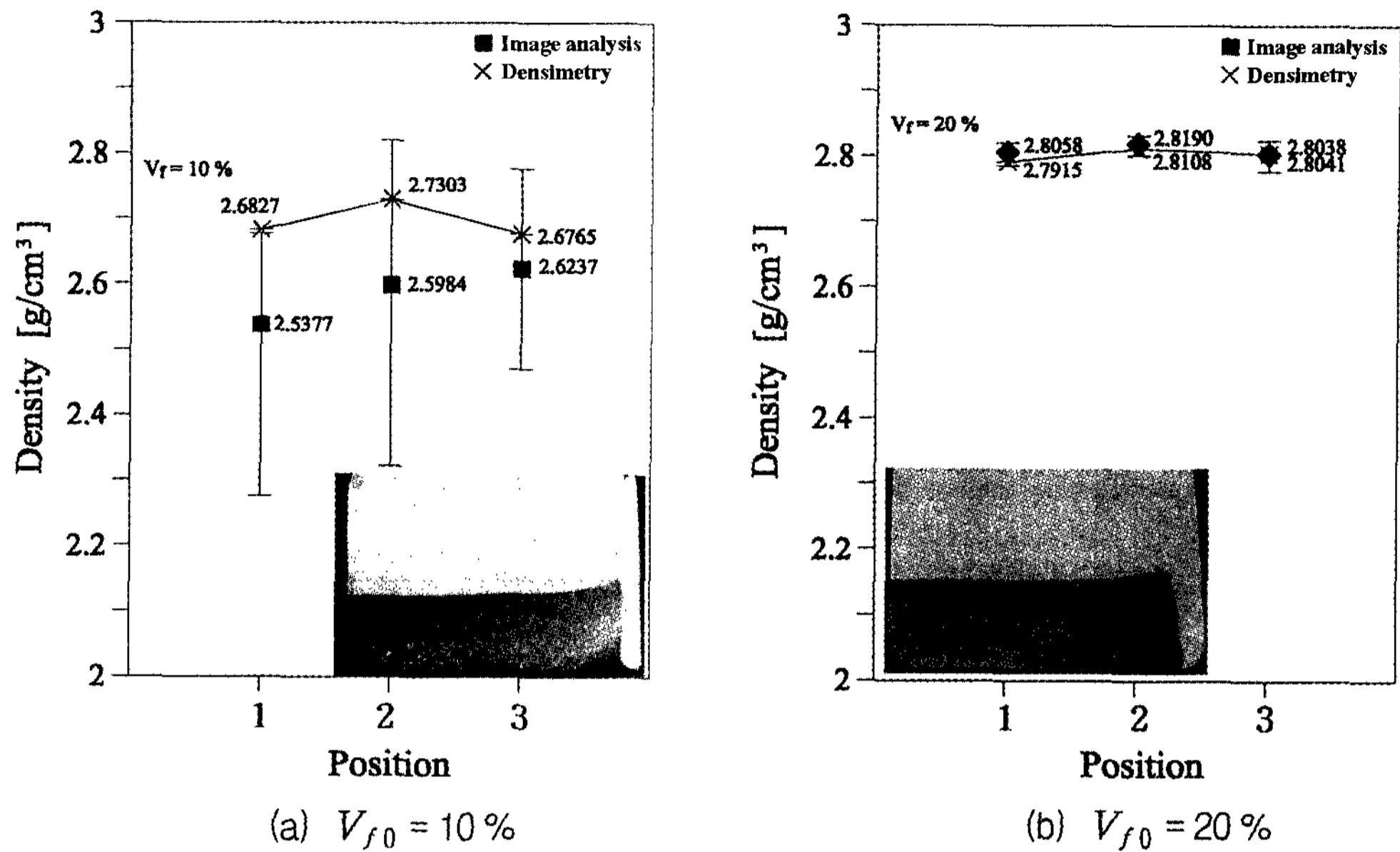


Fig. 12. Comparison between the densimetry(ρ_1) and the image analysis(ρ_2) with 6061Al/Al₂O₃ ($T_M = 1000^\circ\text{C}$, $T_P = 350^\circ\text{C}$)

12(a)의 $V_{f0} = 10\%$ 일 때, 일부분(A2, A3, B3)을 제외하고는 기공형성이 전체적으로 두드러지게 나타났다. 중앙부(A1)에서 생성된 조대편석이 Fig. 13에서 입계 균열과 유사하다는 것이 특이하다. 가압력이 응고 과정 중에 주조결함인 수축기공과 가스기공을 제거할 수 있다 하더라도, 낮은 용융점을 가지는 Mg₂Si와 Si 성분들이 넓은 응고영역을 가지는 6061Al 합금에서 최종 응고 부위에서 편석을 발생시킬 수 있다는 것을 의미한다[1]. $V_{f0} = 15\%$ 일 때, 전반적으로 양호한 상태를 나타내었으며, Fig. 12(b)의 $V_{f0} = 20\%$ 일 때, 밀도 측정치가 기준치와 비슷하고 이미지분석 결과도 밀도편차가 작게 나타났다. 중앙부와 가장자리부의 바닥(C1, C3)에 미량의 기공이 나타났지만 예비성형체의 변형이 적고 분산상태도 비교적 양호하였다. $V_{f0} = 25\%$ 에서, 중앙부의 바닥(C1, C2)에서 20%일 때 보다 많은 양의 기공이 관찰되었다.

복합재료에서 기지재 응고는 강화되지 않은 금속과 똑같은 물리적 과정에 의해 결정된다. 핵생성이 먼저 요구되고, 이어서 고상의 성장이 따른다. 이 과정들은 액상-고상 계면으로부터 열이송, 액상과 고상을 통한 용질 확산, 액상에서의 대류 및 모세관-구동 조대화 현상에 의해 좌우된다. 합침된 복합재료에서, 기지재 응고는 실제로 합침 중에 시작될 수 있으며, 이와 동시

에 금속은 예비성형체 내의 빈 구멍 속으로 유동해 들어간다. 그러한 응고는 기지재로부터 충분히 낮은 온도의 예비성형체로의 열방출에 의해 야기될 수 있다.

합금 기지재에서는 미세조직이 제 2상의 존재, 성질, 분포 및 고상에서 나타날 수 있는 집중 구배에 의해 결정된다. 응고조건과 강화재에 따라서, 이러한 미세조직의 특징들은 유사하게 응고되는 강화되지 않은 동일한 기지재와 복합재료를 비교해 볼 필요가 있을 것이다.

앞의 Fig. 9~Fig. 12에서 강화재의 체적함유율이 낮을수록 기공의 생성 위치가 시편의 중앙부에서 나타나는 것을 볼 때, 단일합금의 응고 형태와 유사하다는 것을 알 수 있다. 반면에 강화재 체적함유율이 높아질수록 강화재 속을 유동하는 용탕의 응고효과가 커지고 완전한 합침이 어려워지기 때문에 시편의 바닥부에서 두드러지게 기공이 발생하는 것을 관찰할 수 있었다.

가압 하에서 응고시키면, 기계적 성질이 개선되는 원인의 하나로 압력에 따른 가스결함의 제거 효과 때문이다. 일반적으로, 용융 금속 중에는 여러 종류의 가스가 용해된다. 이 용탕을 냉각하여 응고시킬 때, 가스 함유량이 많은 경우는 기포가 발생되어 기계적 성질을 저하시킨다. 그것은, 고상 중에 고용된 가스 양이 액상 금속 중에 용해될 수 있는 가스 양보다도 훨씬 적기

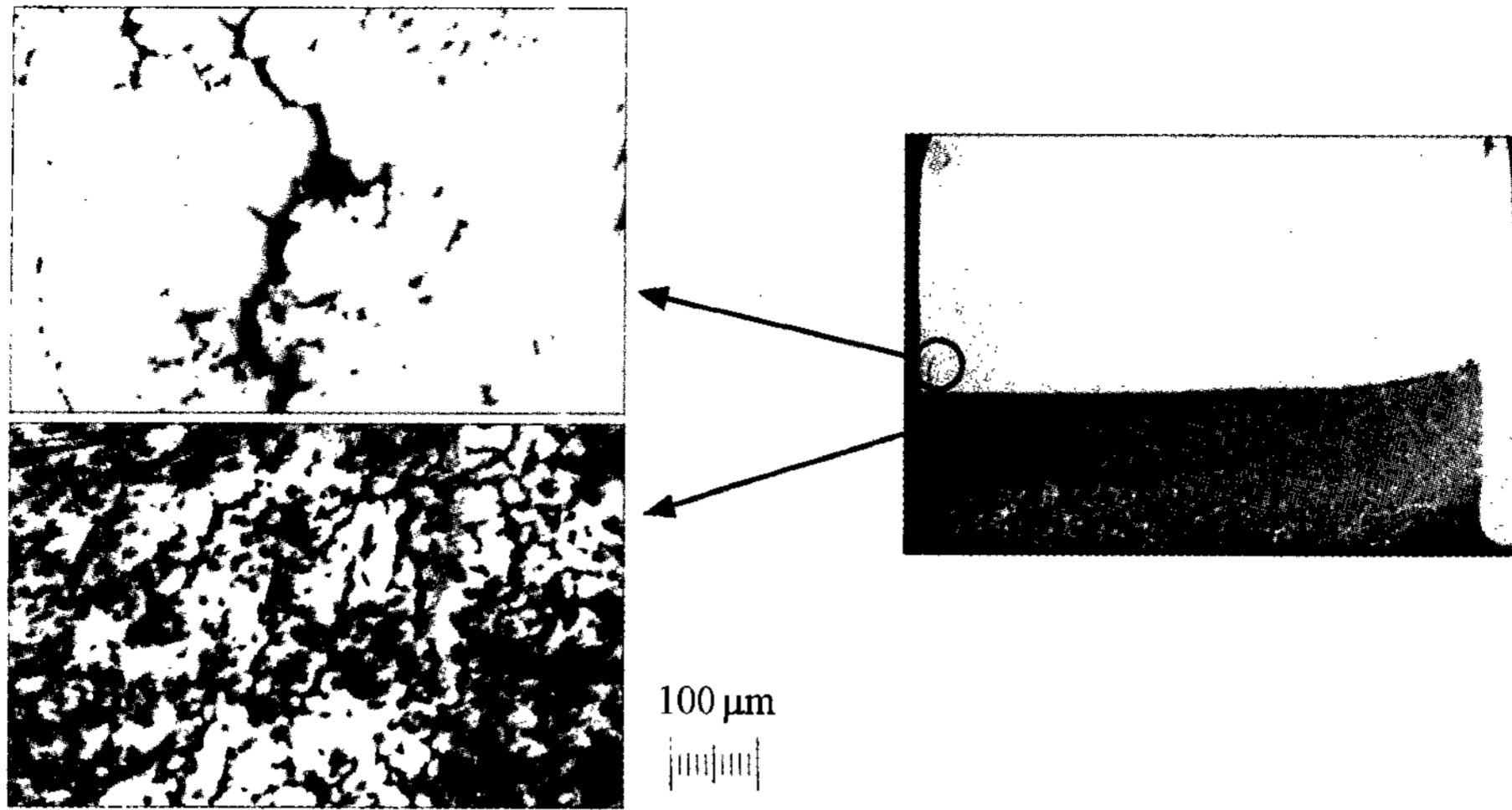


Fig. 13. Segregation created at the center of Specimen under 6061Al/Al₂O₃(10%), $T_M = 1000^\circ\text{C}$, $T_P = 350^\circ\text{C}$.

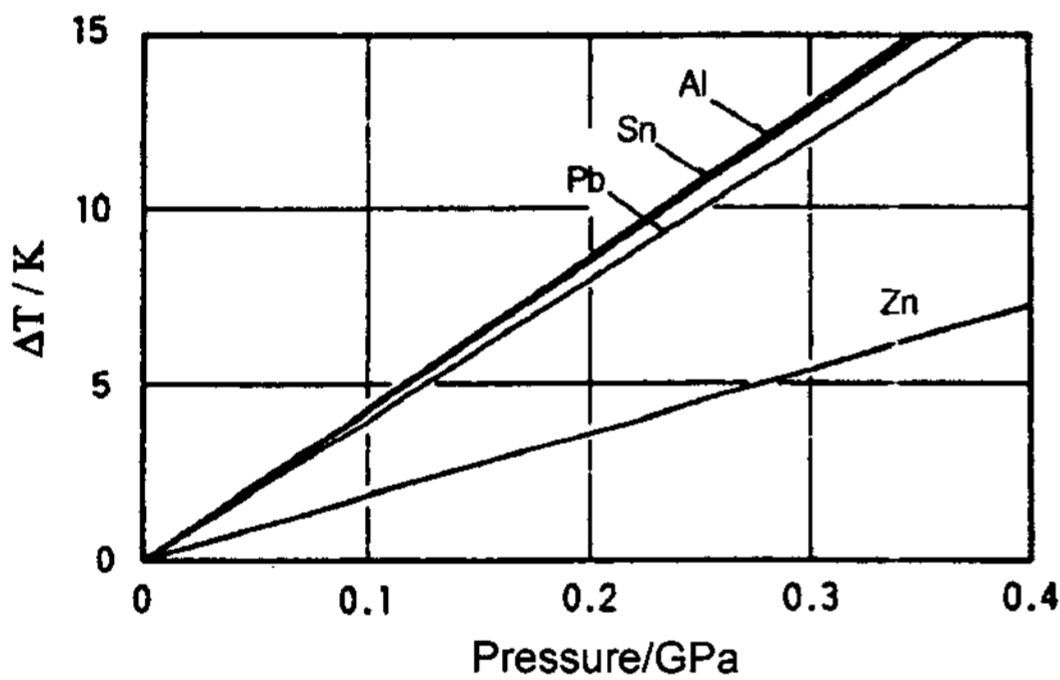


Fig. 14. Relation between pressure and a rise in melt temperature at the adiabatic compression.

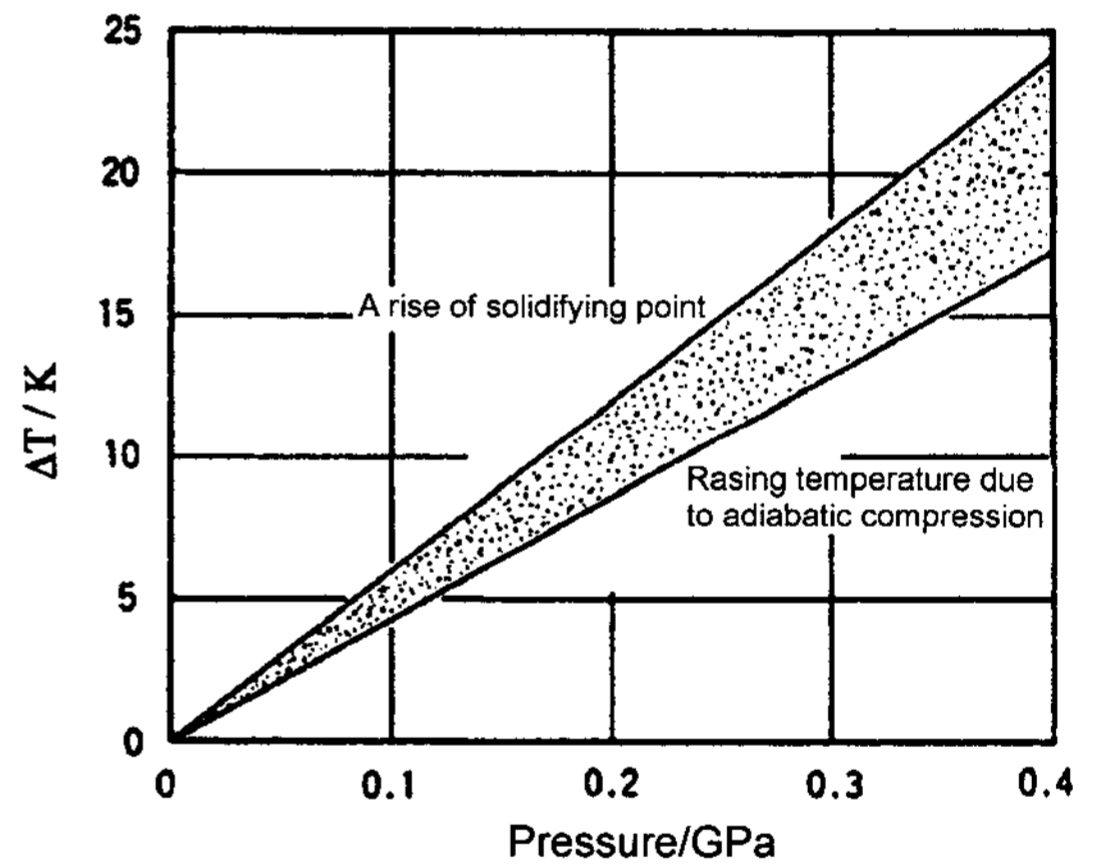


Fig. 15. Supercooling region by a rise of melt temperature and solidifying point at the adiabatic compression.

때문이다. 그러므로, 응고시에 고압력을 가하면 가스가 고용될 수 있는 한계가 확대되기 때문에, 가스결함이 없는 제품을 얻을 수 있다.

고압 하에서는 대기압 하에서와는 다른 열역학적 상태로 된다. 용탕단조법에서는 기계적으로 급격하게 가압하기 때문에, 금속의 결정핵 성장과 성장속도가 변한다. 이것은 열역학적으로는 단열압축이다. 몇 가지 금속에 대해서 단열압축으로 인한 금속 자체의 온도 상승의 계산결과를 Fig. 14에 나타내었다[28,29].

용탕단조법에 따른 응고는 급격히 고압이 가해지기 때문에, 대기압과 고압의 압력 차이가 응고에 영향을 준다. 예를 들면, 고압 하에서는 응고점 온도가 높은 쪽으로 이동한다. 한편, 단열압축에 따라 금속 자체의 온도도 상승한다. 그래서, 대기압 하에서 응고점 온도

에 도달하면서부터 가압한 경우, 압력에 따른 응고점 온도의 상승분으로부터 단열압축에 따른 온도상승분을 빼고 남는 부분이, 급격압축에 따라 과냉되는 부분의 온도구배이다. 이 과냉대를 알루미늄에 대해서 계산한 예가 Fig. 15이다[28,29]. 이와 같이, 용융 금속이 응고점 온도에 이르면, 가압으로 인해서 과냉 상태가 되어, 급격한 결정핵 생성을 일으키고, 미세한 응고조직을 얻게 된다.

합침 순간에 예비성형체의 압축이 완료되었다고 가정할 때, 조기 응고를 피하기 위한 최소 용탕과열을 평가하기 위해 다음 식을 이용할 수 있다[1].

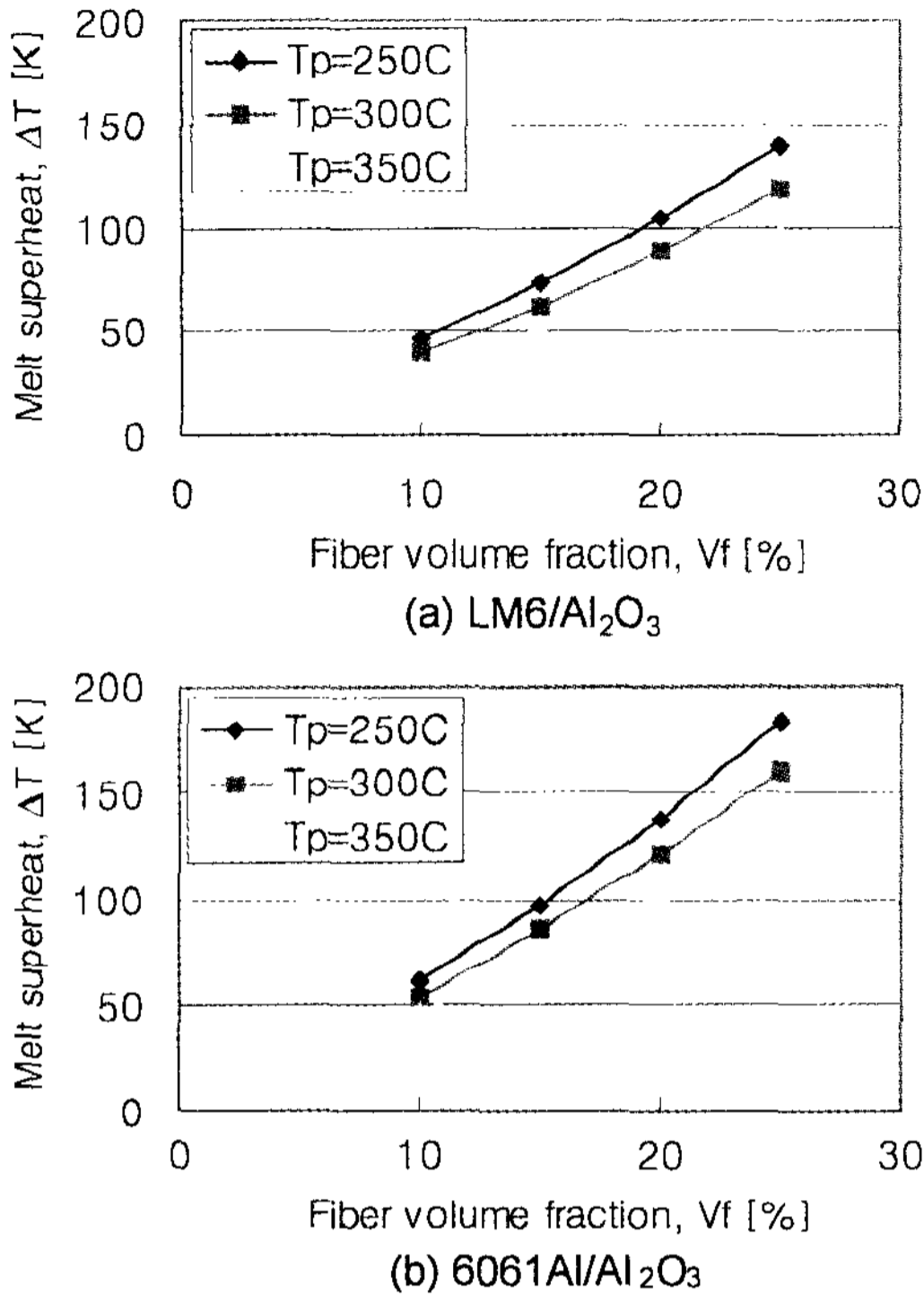


Fig. 16. Minimum melt superheat with the initial preform temperature.

$$\Delta T = (T_L - T_P)(c_f/c_m)[V_{f0}/(1 - V_{f0})] \quad (3)$$

국부적으로 강화재의 체적분율이 높은 곳에서 조기 응고를 최소화 하기 위해서 혹은 함침 과정 중에 함침 선단부 바로 뒷쪽의 응고의 정도를 제한하기 위해서 용탕 과열을 더 크게 할 수도 있다. 섬유들의 냉각 효과는 예비성형체를 통해 많은 수의 작은 결정을 생성 시키기에 충분하다. 함침선단 직후에 용탕이 현저하게 냉각되어 섬유 배열에 의해 고상 조각들이 포획되기 때문이다. 용탕을 최소 과열할 경우에는 결정이 미세하게 나타나서, 예비성형체의 윗 쪽 영역에서 날카로운 결정립을 보이며 두께에 따라 큰 차이가 날 것이다. 이와 반대로 예비성형체가 너무 높은 온도로 예열된다면, 결정구조가 매우 조대해질 것이다. 더욱이 응고가 지나치게 지연되어 공기 도피도를 따라 용탕이 침투할 위험이 커진다. 잘 함침된 복합재료 내부에 미세한 결정 구조를 생성하기 위해서는 용탕 과열, 예비성형체 예열, 다이 온도 등이 최적화 되어야 한다.

기지재의 종류가 기공의 형성에 미치는 영향을 살펴

본다면, LM6가 6061Al 보다 더 많은 결함을 나타낸 것을 알 수 있다. 고액공존 영역의 온도 범위가 LM6의 경우 약 10°C이고, 6061Al의 경우 약 70°C라는 사실로는 응고영역이 짧은 LM6가 내부 조직이 양호할 것으로 생각할 수 있으나, 액상선 온도가 LM6의 경우 575°C이고 6061Al의 경우 652°C인 점으로 미루어 볼 때, 용탕의 초기 온도로부터 냉각 범위는 6061Al의 경우가 훨씬 작아진다는 것을 알 수 있다.

Fig. 16은 식 (3)을 이용해서 조기응고를 최소화 하기 위한 용탕의 과열온도를 계산한 결과이다. Fig. 16(a)의 LM6/Al₂O₃의 경우, 강화재의 체적함유율이 10%로써 전체적으로 균일하다고 가정하면, 최소용탕과 열온도가 예비성형체의 예열온도에 따라 32.2°C~46.5°C의 값이 계산되었다. LM6 Al 합금의 액상선 온도 575°C를 생각한다면, 실험에서 사용된 초기용탕온도 900°C와 1000°C는 최소용탕과열온도를 최대 392.8°C, 최소 278.5°C 초과하였다는 것을 알 수 있다. 이러한 지나친 과열은 응고시간을 길게 하므로써 결정립 조대화 뿐만 아니라 가압 효과를 소멸시켜서 수축 기공이 발생하는 결과를 초래할 수 있다고 판단된다. 체적함유율이 25%일 때도 그 초과폭이 93.1°C 만큼 줄어들었지만 여전히 과잉으로 과열되었다는 것을 알 수 있다. 이에 반해 Fig. 16(b)의 6061Al/Al₂O₃의 경우, 6061Al 합금의 액상선 온도가 652°C로서, 강화재의 체적함유율 10%일 때 계산된 최소과열온도에 대해서 초기용탕온도의 초과량이 최대 302.1°C, 최소 186.8°C였다. LM6와 비교한다면 100°C 내외로 차이가 줄어들었다는 것을 알 수 있다.

Fig. 17은 밀도측정과 기하학적 형상의 변화에 따른 복합재료의 기공량(V_{p1})을 평가한 것이다. 시편을 절단한 후 밀도측정용 시편에 대한 폴리싱 작업이 이루어졌다. 이 작업은 초기 시편의 표면부와 절단부의 요철을 제거함으로써 정확히 밀도를 측정하기 위한 것이다. 여기서 밀도 측정을 위해서 복합재료 부위가 크게 3부분으로 나누어지는데, 그 각각을 1, 2 및 3이라 한다. Fig. 4(b)에 따라 예측된 기공의 함량(V_{p1})을 살펴볼 수 있다. Fig. 17(a)의 결과로 미루어볼 때, 본 실험에서 LM6/Al₂O₃복합재료의 최적의 제조 조건은 $V_{f0} = 20\%$, $T_M = 900^\circ\text{C}$, $T_P = 350^\circ\text{C}$ 라는 것을 알 수 있다. Fig. 17(b)의 6061Al/Al₂O₃복합재료에 대해서 살펴보면, 본 연구의 실험조건 중에서 $V_{f0} = 10\%$, $T_M = 1000^\circ\text{C}$, $T_P = 350^\circ\text{C}$ 를 제외하고는 기공이 미량으

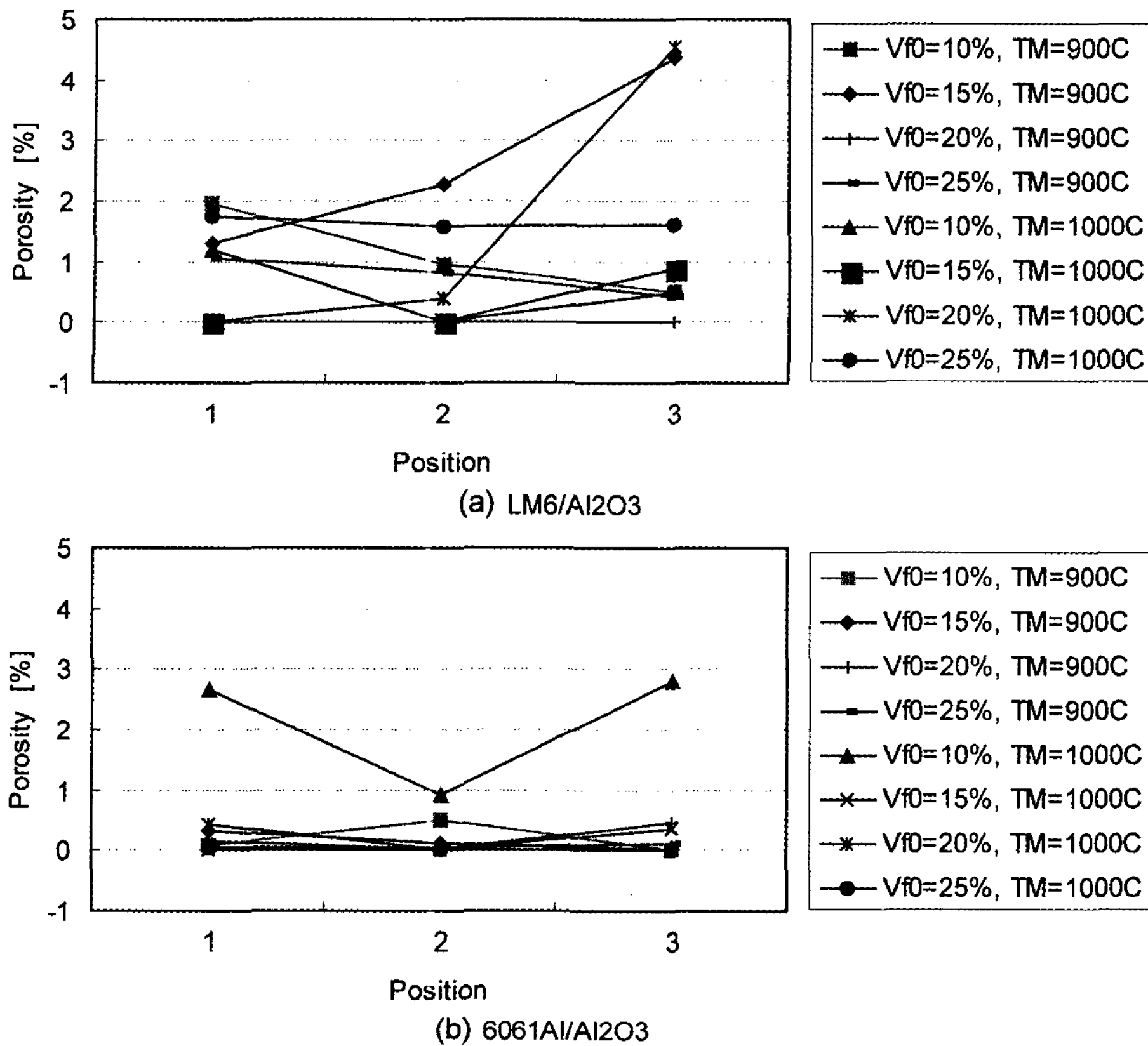


Fig. 17. Amount of Porosity calculated by the density and the geometrical shape.

로 나타났다.

Table 4는 이미지분석을 통해서 평가된 부위별 기공량(V_{p2})을 나타낸 것이다. LM6/Al₂O₃ 복합재료의 전반적인 경향을 살펴보면, 강화재의 체적함유율(V_{f0})이 낮을수록 A1부위에 기공의 발생이 두드러졌으며, 반대로 높을수록 바닥부(C1, C2, C3)와 가장자리부(A3, B3)에서 기공형성이 두드러졌다. 그리고 용탕의 초기 온도(T_M)가 낮을수록 기공발생비율이 감소하였다. 6061Al/Al₂O₃ 복합재료에서는 $V_{f0}=10\%$ 일 때, 기공이 가장 많이 발생하였다. 실험조건이 $V_{f0}=10\%$, $T_M=900^\circ\text{C}$, $T_p=350^\circ\text{C}$ 일 때, 중앙부의 상단(A1)과 바닥부(C1)에서 기공이 높게 평가되었다. 하지만 Fig. 11(a)의 밀도측정값이 기준치와 비슷하게 나타남으로써 기공량이 낮게 평가된 이유는 예비성형체의 중앙부가 압축을 심하게 받았기 때문이다. $V_{f0}=10\%$, $T_M=1000^\circ\text{C}$, $T_p=350^\circ\text{C}$ 인 경우, 복합재료의 기하학적 형상은 양호하지만 전체적으로 많은 양의 기공이 관찰되었다. $T_M=900^\circ\text{C}$ 일 때, 강화재의 초기 체적함유율이

$V_{f0}=20\%$ 와 $V_{f0}=25\%$ 일 경우를 살펴보면, 기공이 거의 없는 양호한 상태라는 것을 알 수 있다. 그러나 $T_M=1000^\circ\text{C}$ 에서는 바닥부(C1, C2)에서 기공이 다소 관찰되었다.

본 연구는 부품 내부의 결함 발생 여부에 초점을 맞추었기 때문에 지금까지의 결과를 통해서 가압함침공정의 최적 제조조건을 도출하기는 어렵다. 그러나 지지재의 종류, 초기 용탕의 온도 및 강화재의 체적함유율 등의 변화에 따른 복합재료의 부위별 기공 발생에 대한 경향을 파악할 수 있었다. 향후 가압함침공정에 대한 이론해석 및 수치 시뮬레이션 기법을 개발하기 위한 기초 데이터로써 활용될 것이며 제조과정 중 응고 특성과 내부 결함을 폭넓게 이해하는데 많은 도움을 줄 것으로 사료된다.

4. 결 론

가압함침공정 중 내부 결함의 발생 기구를 파악하기

Table 4. Amount of porosity measured by the image analysis

Mat. (V_{f0}/T_M)	Porosity, V_{p2} [%]				Mat. (V_{f0}/T_M)	Porosity, V_{p2} [%]			
	Posit.	1	2	3		Posit.	1	2	3
LM6/Al ₂ O ₃ (10 % / 900°C)	A	2.79	0	0	6061Al/Al ₂ O ₃ (10 % / 900°C)	A	10.91	0	0
	B	1.63	0	0		B	0	0	0
	C	0	0	0		C	5.01	0	0
LM6/Al ₂ O ₃ (15 % / 900°C)	A	0	0	14.95	6061Al/Al ₂ O ₃ (15 % / 900°C)	A	0	0	0
	B	0	0	0		B	0	0	0
	C	0	6.23	4.72		C	1.92	2.07	0
LM6/Al ₂ O ₃ (20 % / 900°C)	A	0.81	0	0	6061Al/Al ₂ O ₃ (20 % / 900°C)	A	0	0	0
	B	0	0	0		B	0	0	0
	C	0	0	0		C	0	0	0
LM6/Al ₂ O ₃ (25 % / 900°C)	A	0	0	0	6061Al/Al ₂ O ₃ (25 % / 900°C)	A	0	0	0
	B	0	0	0		B	0	0	0
	C	7.25	0	2.02		C	0	0	0
LM6/Al ₂ O ₃ (10 % / 1000°C)	A	12.64	0	0	6061Al/Al ₂ O ₃ (10 % / 1000°C)	A	4.68	0	0
	B	0	0	0		B	4.46	4.25	0
	C	0	0	0		C	18.32	16.4	10.22
LM6/Al ₂ O ₃ (15 % / 1000°C)	A	0	0	6.98	6061Al/Al ₂ O ₃ (15 % / 1000°C)	A	0	0	0
	B	0	0	0		B	0	0	0
	C	3.36	10.26	8.01		C	0	0	0
LM6/Al ₂ O ₃ (20 % / 1000°C)	A	0	0	0	6061Al/Al ₂ O ₃ (20 % / 1000°C)	A	0	0	0
	B	0	0	0.17		B	0	0	0
	C	6.08	6.51	26.78		C	0.44	0	1.06
LM6/Al ₂ O ₃ (25 % / 1000°C)	A	0	0	4.53	6061Al/Al ₂ O ₃ (25 % / 1000°C)	A	0	0	0
	B	0	0	0.74		B	0	0	0
	C	0	0	2.13		C	3.77	2.35	0

위해서 Al 합금 지지재의 종류, 초기용탕온도 및 강화재의 체적함유율 등을 제조 변수로 하여 시편을 만든 후 이를 조사·분석함으로써 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 좁은 응고 영역을 가지는 LM6 Al 합금은 수직상 구조로써 응고되었으며 수축 기공이 최종 응고 부위에서 관찰되었다. 그러나 넓은 응고 범위를 가지는 6061 Al 합금은 등축정 조직의 응고 형태를 나타내었으며, 기공과 함께 편석이 발생되었다.

2. 강화재의 체적함유율이 낮아질수록 단일합금의 응고 유형과 유사하게 시편 중앙부에서 기공과 편석이 발생되었으며, 반면에 강화재의 체적함유율이 높아질수록 예비성형체를 통과하여 유동하는 용탕의 응고가 가속화되어 완전한 합침이 이루어지지 않고 시편의 바닥부 근처에서 기공이 나타났다.

3. 초기용탕온도가 900°C일 때가 1000°C에 비해서 기공 생성량이 감소하였으며, 6061Al 합금을 지지재로

할 경우가 LM6 Al 합금에 비해서 역시 기공 생성량이 전반적으로 감소하였다. 이는 합침과정 중 용탕의 조기 응고를 막기 위한 최소과열온도와 밀접한 관계가 있다. 과열 온도를 지나치게 높임으로써 조직의 조대화를 비롯하여 응고시간의 지연으로 인한 가압효과의 저하와 동시에 수축 기공의 발생이 두드러지게 나타났다.

4. 본 연구를 통해서 얻어진 기초 데이터를 바탕으로 향후 가압합침공정과 관련한 이론해석 및 수치시뮬레이션 기법의 개발이 가능할 것이며, 제조 변수에 따라 부품 내부의 결함을 콘트롤하는 기술로 적용이 확대될 것이다.

후 기

본 연구는 한국과학재단의 「1998년 전반기 해외 Post-Doc. 연수과정」에서 한국과학기술평가원의 「'99

한영 과학기술협력기금사업」의 지원에 의해 이루어졌으며, 이에 감사드립니다.

참고문헌

[1] T. W. Clyne and J. F. Mason : Metall. Trans., Vol.18A (1987) pp.1519-1530.

[2] C. G. Kang and Y. H. Seo : J. of Mat. Proc. Tech. Vol.61 (1996) 241-249.

[3] K. Landry and N. Eustathopoulos : Acta mater. Vol.44, No.10 (1996) pp.3923-3932.

[4] N. Eustathopoulos : Acta mater., Vol.46, No.7 (1998) pp.2319-2327.

[5] E. Carreno-Morelli, T. Curard, R. Schaller and C. Bonjour : Mat. Sci. and Eng., Vol.251A (1998) pp.48-57.

[6] W. E. Gurwell & A. J. Shaler : US Pat.4033400, July 5 (1977).

[7] M. F. Amateau & K. R. Karasek : US Pat.4508158, Apr. 2 (1985).

[8] A. Mortensen & J. A. Cornie : Metal. Trans. A, Vol.18 (1987) pp.1160-1163.

[9] J. M. Quenisset, R. Fedou, F. Girot & Y. Le Petitcorps : International Symposium on Advance in Cast Reinforced Metal Composites, Proc. Conf. Chicago, ASM International, Metals Park, S. G. Fishman and A. K. Dhingra Eds. (1988) pp.133-139.

[10] L. J. Masur, A. Mortensen, J. A. Cornie & M. C. Flemings : Metal. Trans. A, Vol.20 (1989) pp.2549-2557.

[11] C. G. Kang & G. S. Ku : Transactions of the KSME, Vol.17, No.7 (1993) pp.1751-1760.

[12] T. Yamauchi & Y. Nishida : Acta metall. mater., Vol.43, No.4 (1995) pp.1313-1321.

[13] H. Fukunaga, S. Komatsu & Y. Kanoh : Bull. Jpn. Soc. Mech. Engrs., Vol.26 (1983) pp.1814-1819.

[14] P. Jarry, V. J. Michaud & A. Mortensen : Metall. Trans., Vol.23A (1992) pp.2281-2289.

[15] D. I. Yun, R. R. Sawtell, W. H. Hunt, H. R. Baumgartner, E. T. Streicher & M. F. Ehman : US Pat. 5259436, Nov. 9, (1993).

[16] J. A. Cornie, S. S. Cornie, R. P. Mason & M. A. Ryals : US Pat. 6148899, Nov. 21, (2000).

[17] P. Rohatgi : Adv. Mats & Procs., Vol.137 (1990) pp.39-44.

[18] M. W. Toaz, P. R. Bowles and D. L. Mancini : Ind. Heat., Vol.54 (1987) pp.17-19.

[19] BACO(The British Aluminium Company Ltd.).

[20] Metal Handbook, ASM, Vol.2 (1992) pp.171-172, 102-103.

[21] Data Sheet on Saffil Alumina Fiber.

[22] I. J. Polmear : Light Alloys, Arnold (1995) pp.172-175.

[23] Samuel J. Schneider : Engineered Materials Handbook-Vol.4 Ceramics and Glasses (1991) pp.316.

[24] F. Weinberg & D. A. Hirschfeld : Metal Science, Vol.13 (1979) pp.355.

[25] I. Svensson & H. Fredriksson : Metallurgical Trans. B, Vol.7 (1976) pp.599.

[26] H. Shahani & H. Fredriksson : Scandinavian J. of Metallurgy, Vol.14 (1985) pp.316-320.

[27] C. G. Kang & G. S. Ku : J. Comp. Mater., Vol.29 (1995) pp.444-462.

[28] N. Yanagisawa : Metals(Japan), Vol.35, No.5 (1965) pp.33.

[29] G. Nisita, K. Mazubara, K. Siloyanagi & S. Suzuki : Bulletin of the Japan Institute of Metals, Vol.19, (1980), pp. 895.