

|||||||
 論 文
 |||||

간접 용탕단조법에 의하여 제조한 SiC_p/6061 Al 복합재료의 조직과 기계적 성질

서영호 · 강충길*

Microstructure and Mechanical Properties of SiC_p/6061 Al Composites Fabricated by Indirect Squeeze Casting

Young-Ho Seo and Chung-Gil Kang*

Abstract

Particulate reinforced aluminum alloys produced by indirect squeeze casting are difficult to shape by cutting or milling. Therefore near net shape forming of complex shapes is of high economic and technical interest. The complex shape products of SiC_p/6061 Al composites are fabricated by the melt-stirring and indirect squeeze casting process. The mold temperatures are 200°C and 300°C and applied pressures are 70, 100, and 130 MPa. The volume fractions of the reinforcements are in the range of 5 vol% to 15 vol%. The reinforcement dispersion state are observed using on optical microscope. By employing observed results systematically a correlation is demonstrated among the microstructure, particles behavior, mechanical properties and processing parameters for an optimum melt-stirring(compocasting) and indirect squeeze casting process of MMCs. A procedure to establish the optimum squeeze casting of Al-MMCs is proposed. (Received February 16, 1998)

1. 서 론

본 연구에서 이용한 기계식 교반법은 용융 기지재를 교반하면서 강화재를 투입하는 방법으로써 강화재의 젖음성이 좋지 않고 강화재와 기지재의 밀도 차이로 인해서 강화재가 부상하거나 침전되기 쉬우므로 균일 분산에 어려움이 따른다. 그러므로 세라믹 강화재를 균일하게 섞기 위해서 기지재를 반응용 상태로 변화시키는 콤포캐스팅법을 적용하고 있다[1-3].

입자 및 단섬유강화 금속복합재료에 대한 연구 동향을 살펴보면, Ramakrishnan 등은[4] 강화재로 인한 전위밀도의 증가에 따른 항복강도를 해석하였다. 단축 인장 및 압축 시험을 통하여 강도 및 변형 거동을 파악하기 위한 연구 예로 Christman 등은[5] 실험과 수치해석을 통하여 휘스커와 입자 강화된 금속복합재료의 인장하중에 따른 변형 거동을 연구하였다. Kapoor 등은[6] 입자 강화된 6061 Al 합금의 변형거동과 파괴기구를 연구하였다. 고온 거동에 대한 연구로는 金武

直辛 등이[7] SiC_p/6061 Al 복합재료의 단조공정에 적용하기 위하여 압축실험을 통한 유동응력을 파악한 후 인장시험을 하였으며, Yadav 등은[8] Al₂O₃ 강화된 6061 Al 합금의 10³ s⁻¹의 높은 변형율에서 나타나는 기계적 성질을 살펴보았다. Han 등은[9] 변형률 속도의 변화에 따른 SiC_p/8090 Al 복합재료의 초소성 거동을 연구하였다. 부품개발에 관한 연구로 Kitamura 등은[10] 알루미늄 재료를 이용한 다이캐스팅 공정에 대하여 연구하였으며, Roberts 등은[11] Al 금속복합재료의 'H'형 단조를 FEM을 이용하여 해석하였다. Sundararajan 등은[12] 입자강화형 알루미늄 금속복합재료를 이용하여 엔진 피스톤 개발을 시도하였다.

지금까지의 연구 결과를 살펴보면, 금속복합재료의 부품 제조와 관련한 성형공정으로써 용탕 단조법, 압출 및 단조와 같은 2차 성형 공정등을 이용하여 제조된 제품의 기계적 성질에 대한 검토와 함께 변형 거동을 파악하기 위한 연구가 대부분이다. 임의 형상의 금형을 이용한 금속복합재료의 용탕단조 후 부품의 기

동의공업대학 금형설계과(Dept. of Die and Mould Design, Dongeui Inst. of Tech.)

*부산대학교 기계공학부(School of Mechanical Engineering, Pusan Nat. Univ.)

계적 특성과 성형성을 제조 공정 변수와 관련하여 연구한 예는 찾아보기 어렵다.

따라서, 본 연구에서는 입자강화형 금속복합재료를 강제교반한 후 간접용탕단조법을 이용하여 임의 형상의 시편을 제조함으로써 실제 복잡한 형상의 부품제조에 이용할 수 있도록 하는 것이 목적이다. 제조된 시편에 대해서 성형성, 미시적 조직 관찰 및 기계적 특성에 대하여 검토해 보았다.

2. 간접용탕단조법에 의한 SiC_p/6061 Al의 제조

금형주물용 및 다이캐스트용으로는 Al 주조합금을 주로 사용하지만 2차 소성가공을 하기 위해서는 단련용 Al 합금이 이용된다. 2024, 6061, 7475 Al 합금 등을 사용하여 단조, 압연 및 압출용 Al 금속복합재료가 개발되고 있다[13-15]. 본 실험에 사용한 기지재는 Al-Mg-Si계 6061 Al 합금으로서 화학 조성은 Table 1에 표시하였다. 강화재로는 NORTON COMPANY에서 만든 Norton 39 CRYSTOLON grain인 Green SiC 입자를 사용하였다. Table 2와 3에 그 물성치 및 화학조성을 나타내었다.

용융상태의 기지재에 강화입자를 균일하게 분산시키기 위한 실험 장치를 Fig. 1에 나타내었다. 주요 장치는 밀폐식 분위기 전기로, 강화재 자동투입장치, 도가니, 교반기(agitator) 및 AC모터로서 전기로 내부와 도가니 내부의 기지재 온도를 제어하기 위해 CA열전대를 설치하였다. Fig. 2에서 강화재 자동투입 장치의 형상과 치수를 구체적으로 나타내었다. 강화재 자동

Table 1. Chemical composition of 6061 Al alloy (wt%)

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
bal	0.65	0.23	0.22	0.03	0.84	0.22	0.10	0.01

Table 2. Physical properties of silicon carbide particle

Young's modulus (GPa)	Average size (μm)	Density (g/cm ³)	Melting point (°C)	Expansivity (10 ⁻⁶ /°C)	Elastic modulus (GPa)
350~450	13	3.20	2300	5.4	324 (1090°C)

Table 3. Chemical composition of silicon carbide particle

Composition	SiC	Si	SiO ₂	C	Fe	Al	CaO	MgO
Rate (%)	98.65	0.15	0.63	0.36	0.08	0.08	0.05	0.03

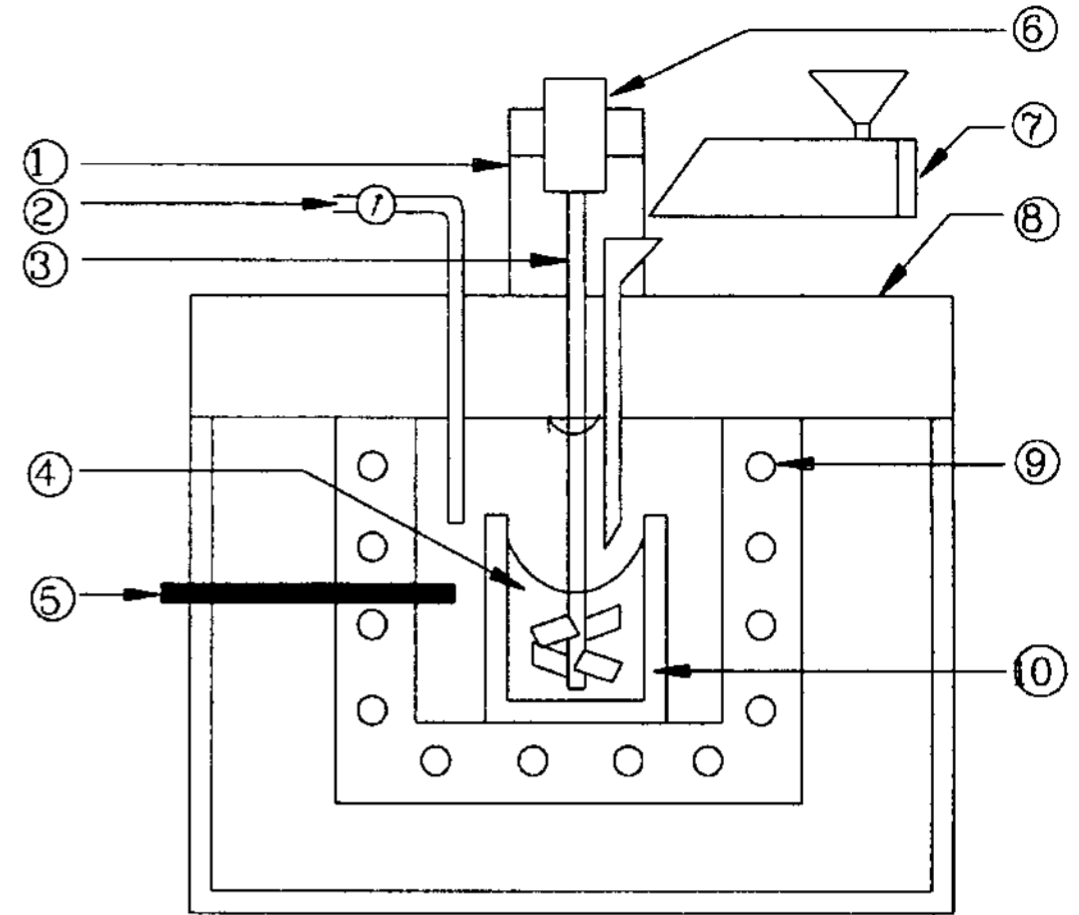


Fig. 1. Schematic diagram of furnace and stirring devices.

- ① Supporting frame for motor
- ② Ar gas injection
- ③ Shaft
- ④ Molten aluminum alloy
- ⑤ Thermocouple
- ⑥ Motor
- ⑦ Particle injection chamber
- ⑧ Insulation hard-board
- ⑨ Resistance heated furnace
- ⑩ Graphite crucible

투입장치는 실험도중 균일하게 강화입자를 공급하기 위하여 만든 장치로써 분산상태를 개선시키기 위해서 개발하였다. 내부에 두께 2 mm, 직경 16 mm의 스프링을 DC모터축과 연결하여 회전수에 따라서 입자투입량이 일정한 이동 속도로 전진할 수 있도록 설계하였다. 분당 약 8 g 정도씩 투입되도록 하여 실험을 하였다. 교반이 완료되면 유압프레스를 이용하여 용탕단조를 하였다. 커넥팅 로드와 같은 'H'형 단면 부품의 제조[11]뿐만 아니라 리브(rib)와 웨브(web)로 구성된 단조품의 제조에 응용하기 위하여 Fig. 3과 같은 금형 형상을 이용하였다. 이 금형은 용융 소재가 펀치의 하강으로 주입이 될 때 최종적으로 충전이 완료되면서 가압되는 부분이 하부 돌출부위가 되도록 설계되었다.

6061 Al 기지재를 아세톤으로 세척한 후 액상선 이상의 온도(670°C)로 가열하여 용융시킨 상태에서 교반할 경우 점성을 높이는 방법으로는 여러 가지가 있다. Al 금속복합재료의 콤포캐스팅(compocasting)시 용탕과 강화재간의 균일분산을 위하여 점성증가 및 젖음성(wetting) 개선이 필요하다. 이를 위해서 기지재 온도를 액상선과 고상선 온도 사이로 떨어뜨리는 방법과 세라믹 입자를 첨가함으로써 점성을 높이는 방법이 있다. 본 실험에서는 교반되고 있는 용융 기지재에 세라믹 입자를 투입할 때 강화재의 체적함유율이

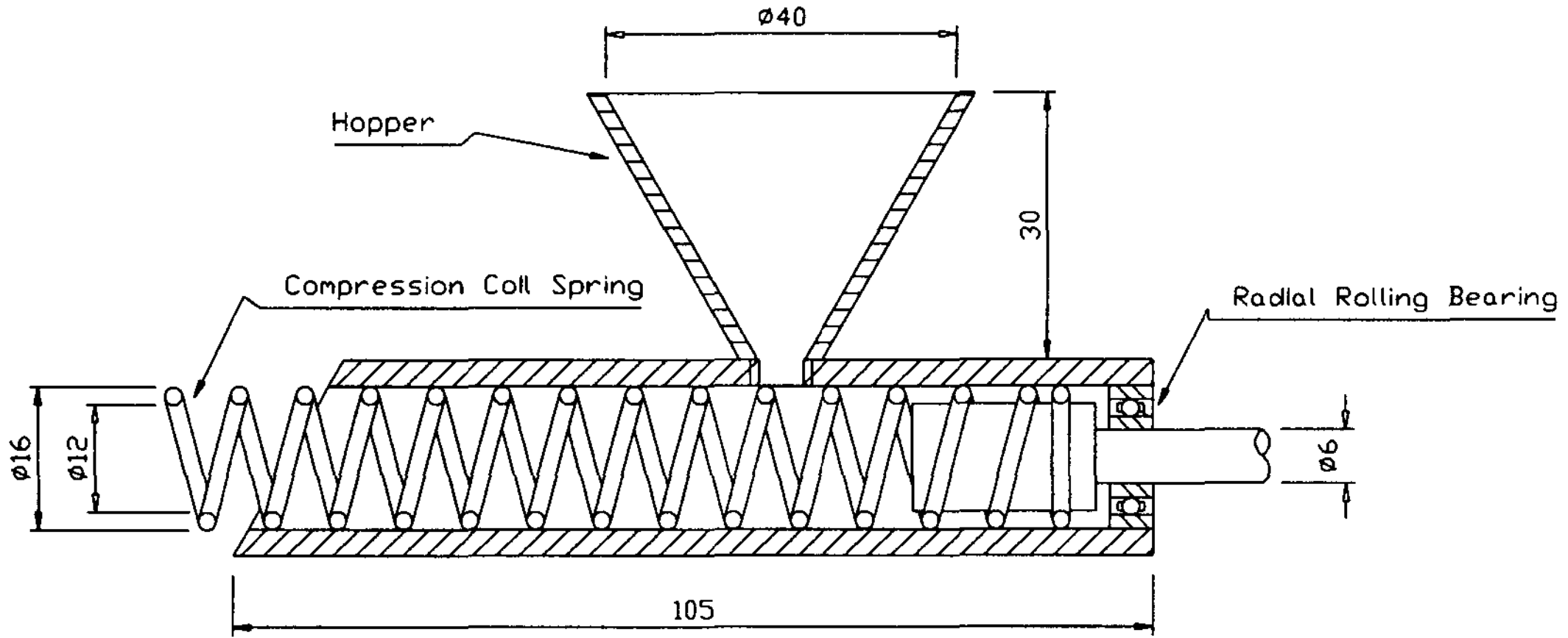


Fig. 2. Particle injection chamber (7) in Fig. 1) [unit: mm].

약 10 vol%가 될 때까지는 기지재의 고상율이 15~30% 정도를 유지할 수 있도록 기지재 온도를 액상선 온도(652°C) 보다 약간 낮은 650~646°C에서 유지되도록 조절하였다. 이것은 입자 투입 초기에 기지재를 반응용융상태로 만들어서 세라믹 입자가 잘 섞여 들어갈 수 있도록 하기 위한 것이다. 이때 기지재의 고상율 계산에 사용된 식은 아래와 같다.

$$S_f = \left(\frac{T_L - T}{T_L - T_s} \right)^{1/2} \quad (1)$$

S_f : 고상율

T_L : 액상선 온도

T_s : 고상선 온도

T : 기지재 온도

위의 식 (1)은 고상율을 2차원 분포로 가정하여 유도한 식이다. 강화입자의 투입량이 약 10 vol%를 넘게 되면 기지재 온도를 상승시키며 나머지를 투입 완료한다. 이 때 용탕온도는 액상선 온도보다 높은 660°C로 하여 금형에 주입할 때 도가니로부터 유동주조가 되도록 하였다. 전기로 내부는 아르곤 가스를 계속 주입하여 기지재와 강화입자가 혼합된 슬러리에 산화가 일어나지 않도록 하였다. 회전수를 750 rpm으로 맞추었으며 강화입자는 400°C로 예열하였다. 교반기의 임펠러는 세라믹재료로 코팅하였다. 상/하부의 금형 예열 온도를 200°C와 300°C의 두 가지로 변화시켜 보았다. 금형 온도는 10개의 카트리지(cartridge)형 히터로써 가열되며, 금형내의 온도는 $\Phi 1.6$ mm의 CA열전대를 상부금형과 하부금형에 각각 금형내벽으로부터 2 mm까지 깊게 설치하여 금형 온도를 측정·제어하였다. 70 MPa, 100 MPa, 130 MPa의 세 가지 조건으로 가압하였다. 중력주조를 하지 않은 이유는 가압력 70 MPa에서 제품의 상/하 돌출부위에서 공동과 같은 수축결함이 발견되었기 때문이다. 그리고 강화재의 체적 함유율도 5 vol%, 10 vol%, 15 vol%로 조절하였다. 가압 속도는 27 mm/sec로 하였으며, 30초 동안 가압한 후 상/하부 금형을 분리하였다. 프레스 하부에 설치된 다이쿠션 실린더를 상승시켜 시편을 추출하였다.

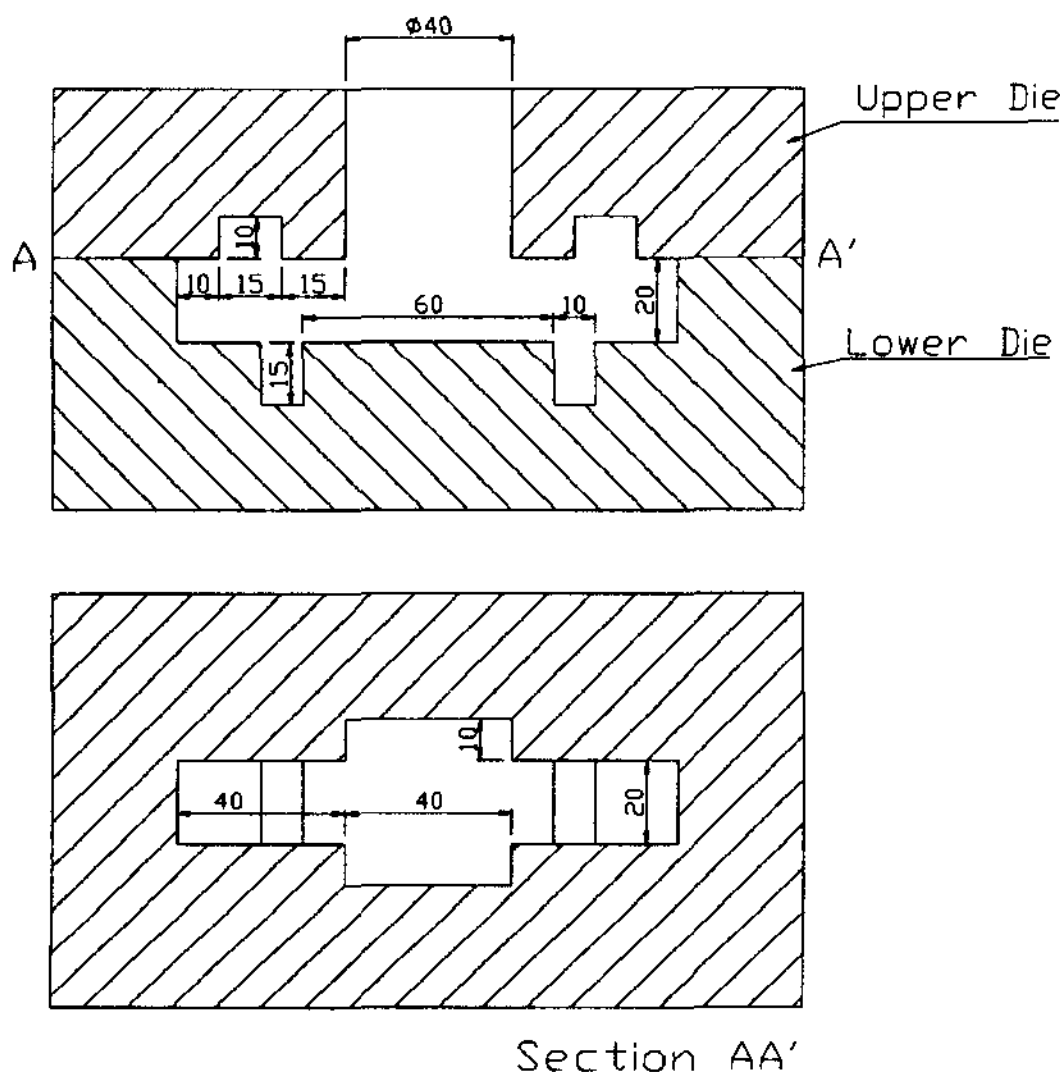


Fig. 3. Forging die used in squeeze casting of MMCs [unit: mm].

3. 실험결과 및 고찰

3.1 용탕단조법의 조직 특성

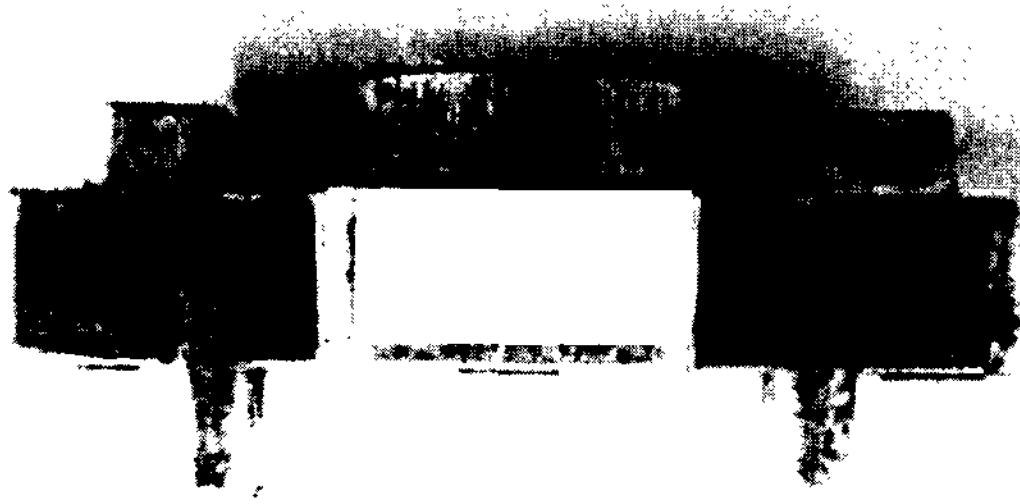


Fig. 4. Photographs of SiC_p/6061 Al specimens after squeeze casting (P=130 MPa, T_m=200°C).

3. 1. 1 외관 특성

가압력은 70 MPa, 100 MPa 및 130 MPa 세 가지로 변화를 주었다. 이때 금형의 예열온도는 200°C, 주입되는 용탕의 온도는 660°C로 하였다. SiC_p(15 vol%)/6061 Al을 사용하여 130 MPa의 가압력으로 제조한 시편의 형상을 Fig. 4에 나타내었다. 전반적으로 성형이 이루어졌으나 아래쪽 돌출부의 모서리 부분이 다소 충전(充填)되지 않아서 완전한 정형을 나타내지는 못하였다. 가압력이 70 MPa에서는 전체적으로 충진이 잘 이루어지지 않았으며 가압력 100 MPa 인 경우에는 Fig. 4와 마찬가지로 외형적으로 충진이 잘 이루어졌다.

금형의 상/하부 온도 300°C, 가압력 70 MPa, 강화재

체적함유율 15 vol%의 조건으로 제조된 시편은 돌출부의 모서리 부분까지 완전히 충전되었다.

3. 1. 2 내부 조직특성

가압력 70 MPa, 강화재 체적함유율 15 vol%로 제조된 시편의 경우 각 부위별로 관찰된 강화재의 분산특성 및 결함을 Fig. 5에 나타내었다. Fig. 5(a), (b)는 다소 강화재가 뭉쳐있지만 분산상태는 양호하다고 판단된다. Fig. 5(c)~(e)는 불완전한 충전으로 인하여 두드러지게 기공이 많이 관찰되었다. 이러한 현상은 가압력 부족 및 조기 응고 때문으로 사료된다.

Fig. 6은 가압력 100 MPa로 가압하여 제조한 시편의 조직사진이다. Fig. 6(e)에서만 기공이 변형되어 내부결함으로 나타났으며 그 이외의 조직에서는 비교적 양호한 분산상태를 보였다. 가압력 130 MPa로 제조한 시편에서도 Fig. 6과 유사한 경향을 나타내었다. 따라서 금형온도를 200°C로 할 경우는 돌출 부위에서 완전한 정형품을 얻지 못하며 내부 결함이 존재하게 된다는 것을 알 수 있었다. 소재는 금형속으로 (a)→(b)→(c)→(d)→(e)의 차례로 충전된다.

Fig. 7은 금형온도 300°C, 강화입자 체적함유율 15 vol%일 때 가압력을 변화시켜서 제조한 시편의 최종 충전 부위(Fig. 6의 부위 (e)에 해당됨)에서의 내부 조직사진을 비교한 것이다. 70 MPa로 가압한 경우인

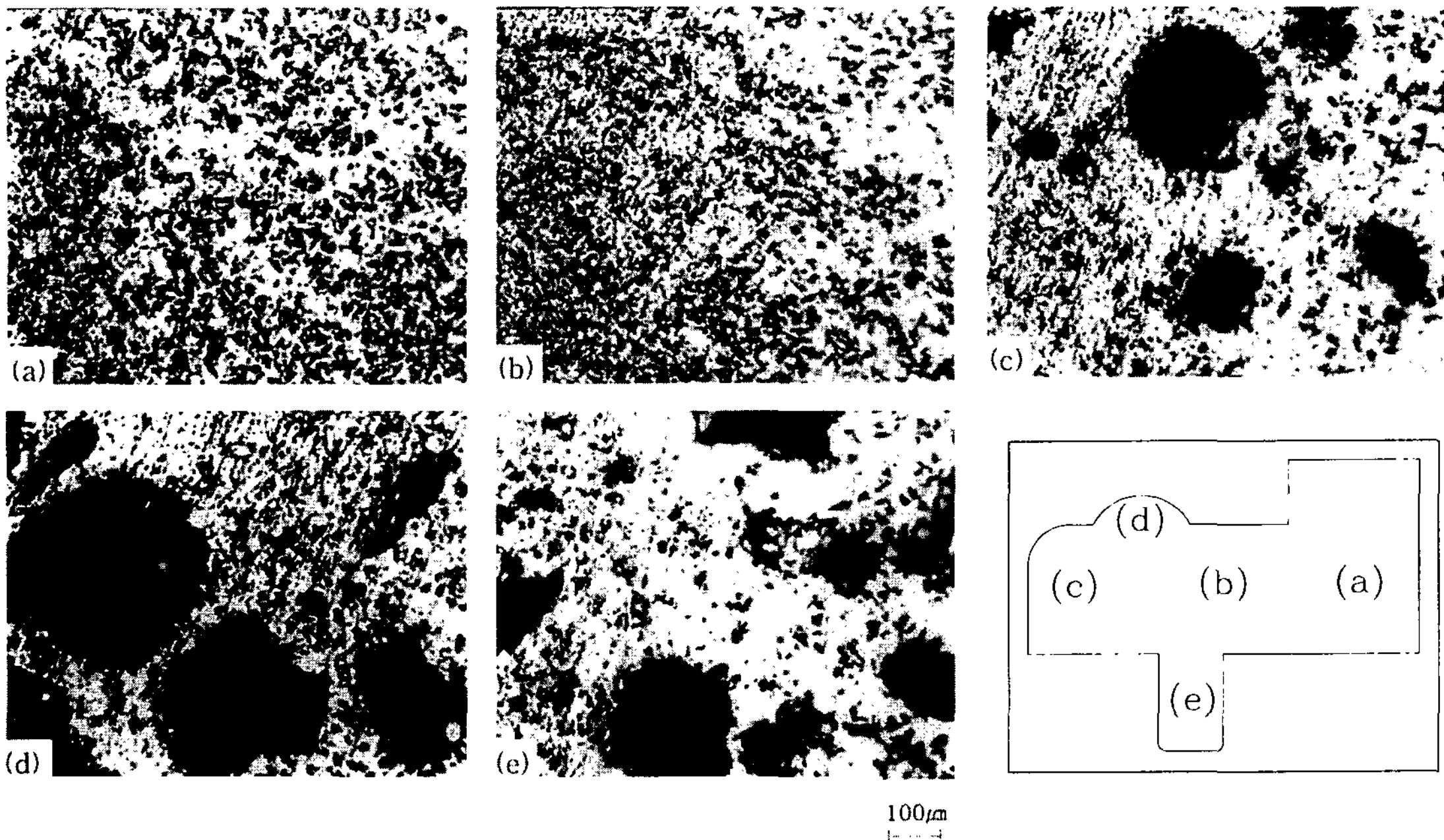


Fig. 5. The variation of microstructure throughout the squeeze casted specimen (P=70 MPa, T_m=200°C, V_p=15 vol%).

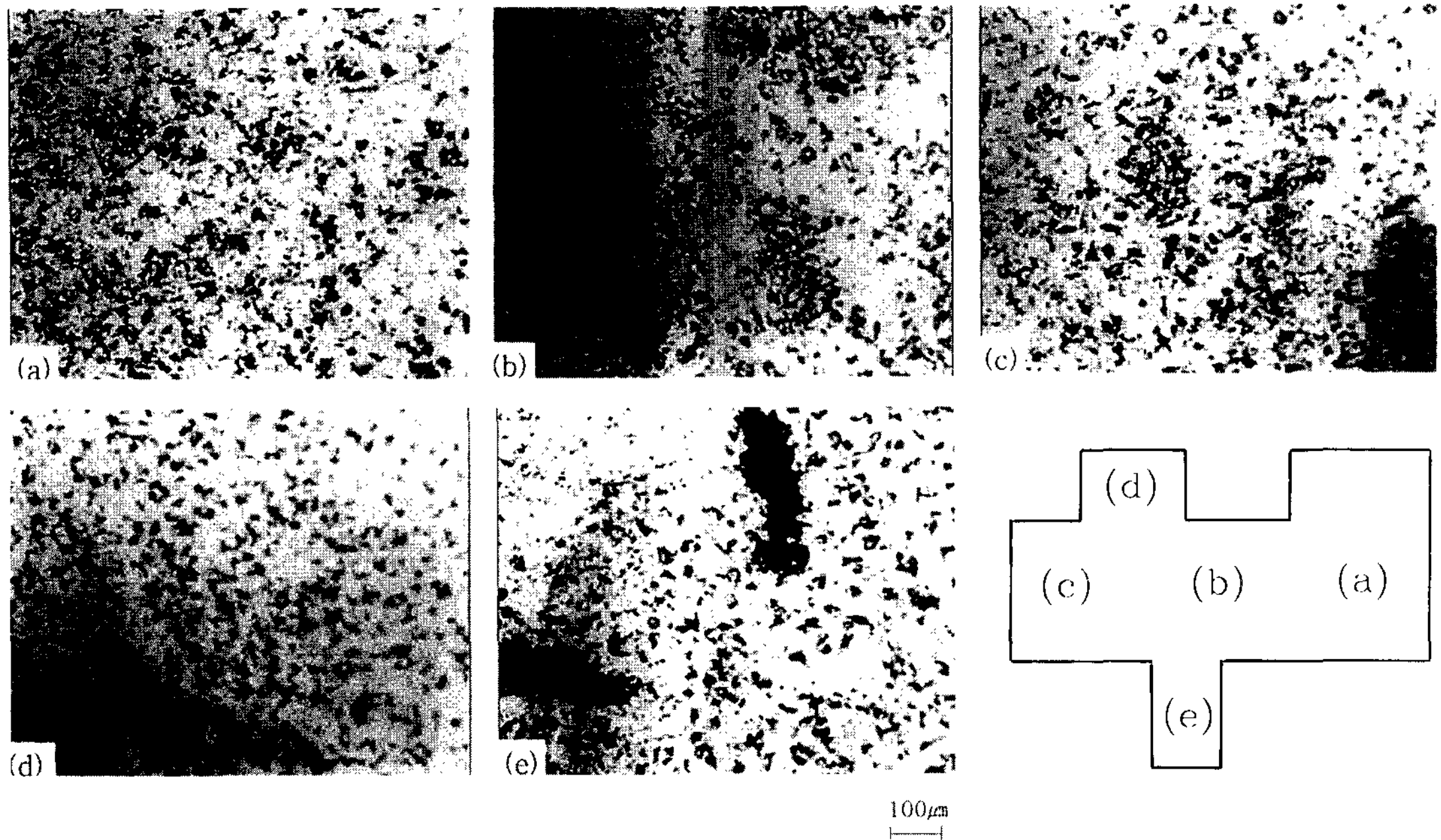


Fig. 6. The variation of microstructure throughout the squeeze casted specimen ($P=100$ MPa, $T_m=200^\circ\text{C}$, $V_p=15$ vol%).

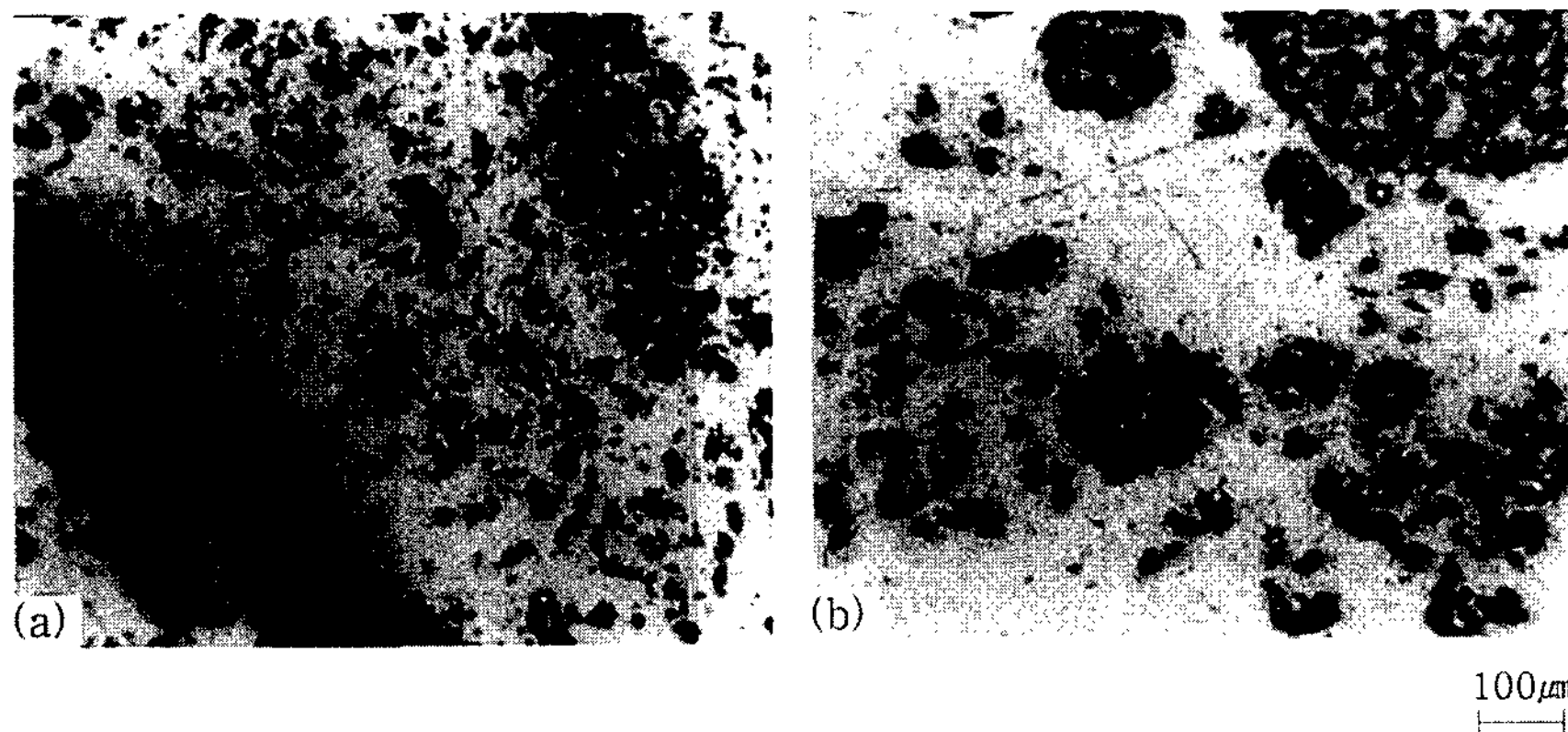


Fig. 7. The variation of microstructure throughout the squeeze casted specimen (position (e) in Fig. 6, $T_m=300^\circ\text{C}$, $V_p=15$ vol%). (a) $P=70$ MPa and (b) $P=100$ MPa.

Fig. 7(a)는 내부 결함이 관찰되었는데 용융상태의 복합재료가 충전이 완료된 후 응고과정에서 가압 효과를 충분히 받지 못한 채 수축 현상이 일어났기 때문으로 판단된다. Fig. 7(b)는 가압력을 100 MPa로 높였을 경우의 조직관찰 사진이다. 강화입자들이 뭉쳐있는 클러스터 조직과 함께 기지재가 차지하는 비율이 상대적으로 더욱 높아진 것으로 나타났다. Fig. 7(a)에서 보여주는 기공과 같은 내부 결함은 없었다.

Fig. 8은 가압력을 130 MPa로 더 높여서 제조된 시편의 부위별 조직사진이다. (a)~(c) 부위는 비교적 양호

한 분산상태를 나타냈으며 최종적으로 충전된 (d)와 (e)에 비하여 강화재의 체적함유율이 높게 관찰되었다.

Fig. 9는 가압력 100 MPa, 금형온도 300°C 및 강화입자의 체적함유율 5 vol%로 제조한 시편의 조직 관찰 사진이다. 역시 Fig. 8과 유사한 경향을 나타내었다.

Fig. 5~9까지의 시편의 부위별 내부조직사진을 통하여 각 그림의 최종 충전 부위 (d)와 (e)에서는 분산상태가 좋지 않고 기지재의 상대적 비율이 증가하였다는 것을 알 수 있다. 이 원인으로서는 두 가지를 생각해 볼 수 있다. 우선, 가장 늦게 충전되는 부위인 (d)와

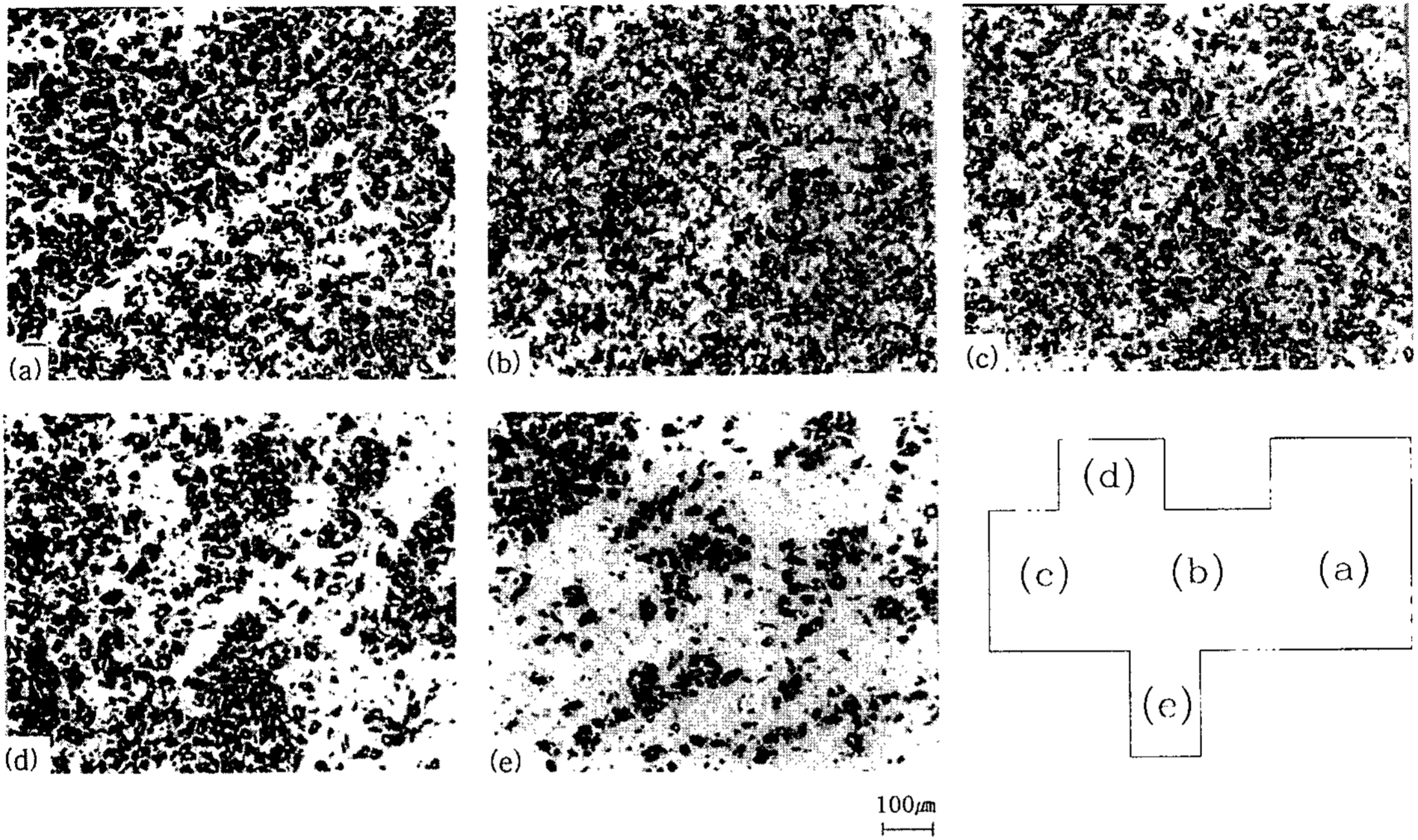


Fig. 8. The variation of microstructure throughout the squeeze casted specimen ($P=130$ MPa, $T_m=300^\circ\text{C}$, $V_p=15$ vol%).

(e)에서는 기지재와 강화재의 밀도차이로 인하여 용융 상태의 기지재가 강화재들 사이로 유출되었기 때문에 생각할 수 있다. 다른 원인으로는 강제교반에 의한 콤포캐스팅 공정에서 SiC 입자가 균일하게 분산되지

못하였기 때문으로 생각할 수 있다. 입자강화형 금속 복합재료의 경우 기지재를 액상선 온도 이상에서 기계식 교반에 의하여 혼합할 경우 시편 전체에 걸쳐 복합재료를 제조하기가 극히 어렵다는 사실을 알 수 있

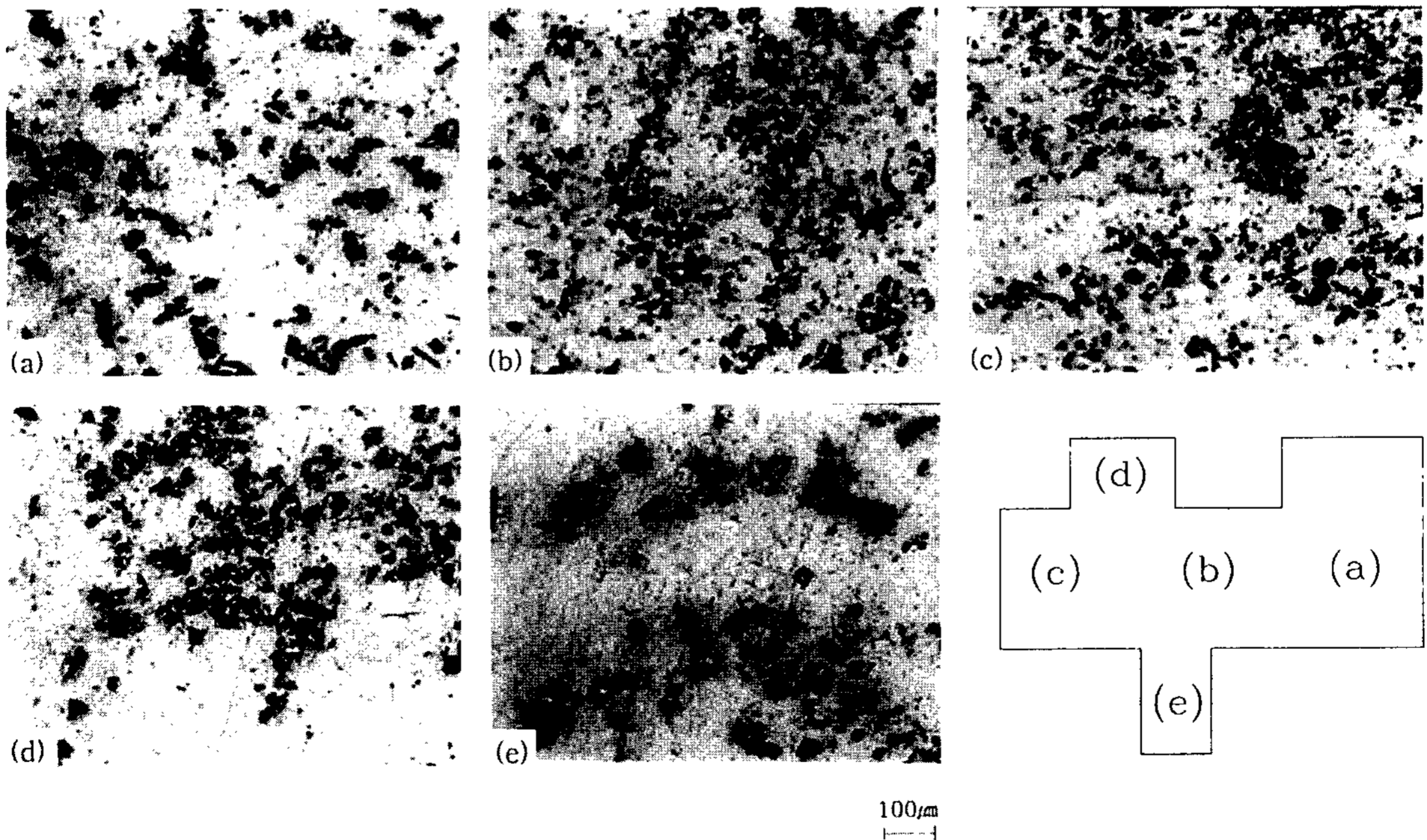


Fig. 9. The variation of microstructure throughout the squeeze casted specimen ($P=100$ MPa, $T_m=300^\circ\text{C}$, $V_p=5$ vol%).

었다. 이를 개선하기 위해서는 교반 방법, 강화재 혼입 방법, 용탕의 온도 및 금형 온도와 같은 제조공정변수를 변화시켜 복합재료를 제조해 볼 필요가 있을 것이다. 그리고 최종 충전 부위에서 수축결함과 같은 기공이 관찰되었다. 이러한 현상을 없애기 위해서는 가압력의 증가, 금형의 온도 상승, 강화재의 체적함유율 저하 및 금형 주입시 용탕 온도 상승등의 방법이 있다.

3.2 경도 시험

경도 특성을 관찰하기 위해서 반으로 절단된 시편을 연마한 후 T6 열처리(용체화 처리 : 530°C 2시간 → 퀴칭 → 시효 처리 : 175°C 8시간)를 하였다. 준비된 시편을 이용하여 Rockwell 경도(B scale) 실험을 하였다. Fig. 10에 나타난 시편의 제조 조건은 가압력 100 MPa, 금형온도 300°C에서 강화입자의 체적함유율을 각각 5 vol%, 10 vol% 및 15 vol%로 변화시킨 경우이다. Fig. 10(a)에서 강화재의 체적함유율이 5 vol%일 때 로크웰 경도가 50 H_R 이하로 나타나는 부위는 시편 돌출부의 중간 영역에서 나타나는 것을 볼 수 있다. 시편 전체에 걸쳐 55~60 H_R 정도의 값이 나타났으며, 마지막에 충전되는 돌출부에서는 65 H_R의 값이 국부적으로 관찰되었다. 국부적으로 높게 나타난 경도 값은 강화재가 크러스터 형태로 뭉쳐져 있는 부분일 것으로 판단된다. Fig. 10(b)는 강화재의 체적함유율이 10 vol%인 경우로서 Fig. 10(a)와 유사하게 나타났다.

강화재의 체적함유율이 15 vol%인 Fig. 10(c)의 경우 40~50 H_R 정도의 낮은 경도값을 보이는 영역이 뚜렷이 나타나는 것을 관찰할 수 있다. 위의 원인은 충전이 완료되기 전에 응고가 일어나서 가압 효과를 충분히 받지 못하였거나 금형의 주입구에 투입된 용탕 표면의 산화된 부분이 같이 충전되었기 때문에 나타

난 결과로 판단된다. 55~65 H_R의 중간경도값은 Fig. 10(a) 및 (b)와 유사한 경도 분포를 나타내었다. 55~65 H_R의 중간경도값과 75~85 H_R의 높은 경도값을 보이는 영역은 Fig. 10(b)에 비해서 다소 넓은 범위로 확장되었음을 관찰할 수 있다. 이것은 강화입자의 체적함유율이 높기 때문에 나타나는 현상이다.

Fig. 11은 가압력의 변화에 따른 경도분포를 나타낸 것이다. Fig. 11(a)는 강화재의 체적함유율이 15 vol%, 가압력이 70 MPa일 때의 경도특성으로서 Fig. 11(c)와 비교해 보면 용탕주입구 부분에서 낮은 경도값을 보이는 영역이 증가되었음을 알 수 있다. 중간 경도값의 범위가 주입구 부근에서 불연속적으로 나타났는데, 이것은 100 MPa 이하에서는 충분한 가압효과를 받을 수 없기 때문으로 판단된다. 가압력을 70 MPa로써 낮게 유지하더라도 가압속도를 빠르게 하면 이와 같은 현상을 개선시킬 수 있을 것으로 사료된다. Fig. 11(b)는 가압력이 130 MPa, 체적함유율이 15 vol%인 경우 경도특성을 나타낸 것이다. Fig. 10(c)와 비교해 볼 때 중간 경도값(55~65H_R)을 나타내는 영역이 시편 전체에 걸쳐서 균일하게 분포되어 있다는 것을 알 수 있다.

시편내부에서 표면으로 갈수록 경도값이 낮게 나타났는데 이것은 기지재인 용탕이 강화입자 보다 밀도가 낮으므로 유동저항을 적게 받아서 충전될 때 강화입자 사이로 용탕이 유출되기 때문으로 판단된다. 임의 형상의 금형을 이용한 용탕단조 실험에 있어서 강화재의 체적함유율 15 vol%, 금형온도 300°C, 주입되는 용탕온도 660°C의 조건에서는 가압력을 130 MPa까지 높여야지 시편 전체에 걸쳐서 비교적 균일한 경도 값을 가진 복합재료의 부품을 제조할 수 있다.

Fig. 12는 10과 11에서 관찰된 시험편의 평균경도값을 나타낸 것이다. 가압력 100 MPa일 때 강화재의 체

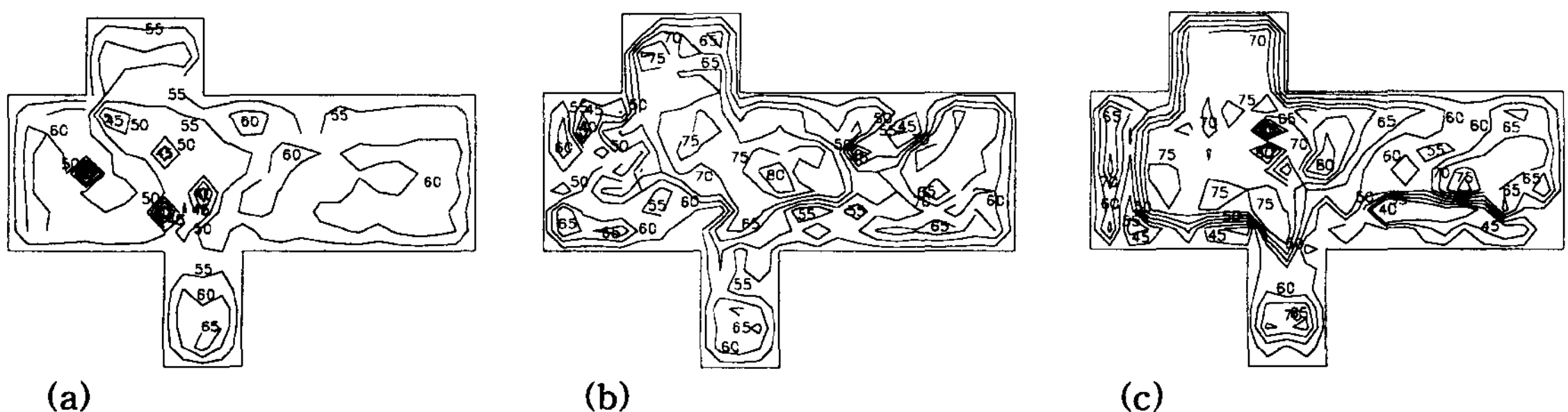


Fig. 10. The contour line of Rockwell hardness (B scale) throughout the squeeze casted specimen (P=100 MPa). (a) V_p=5 vol%, (b) V_p=10 vol% and (c) V_p=15 vol%.

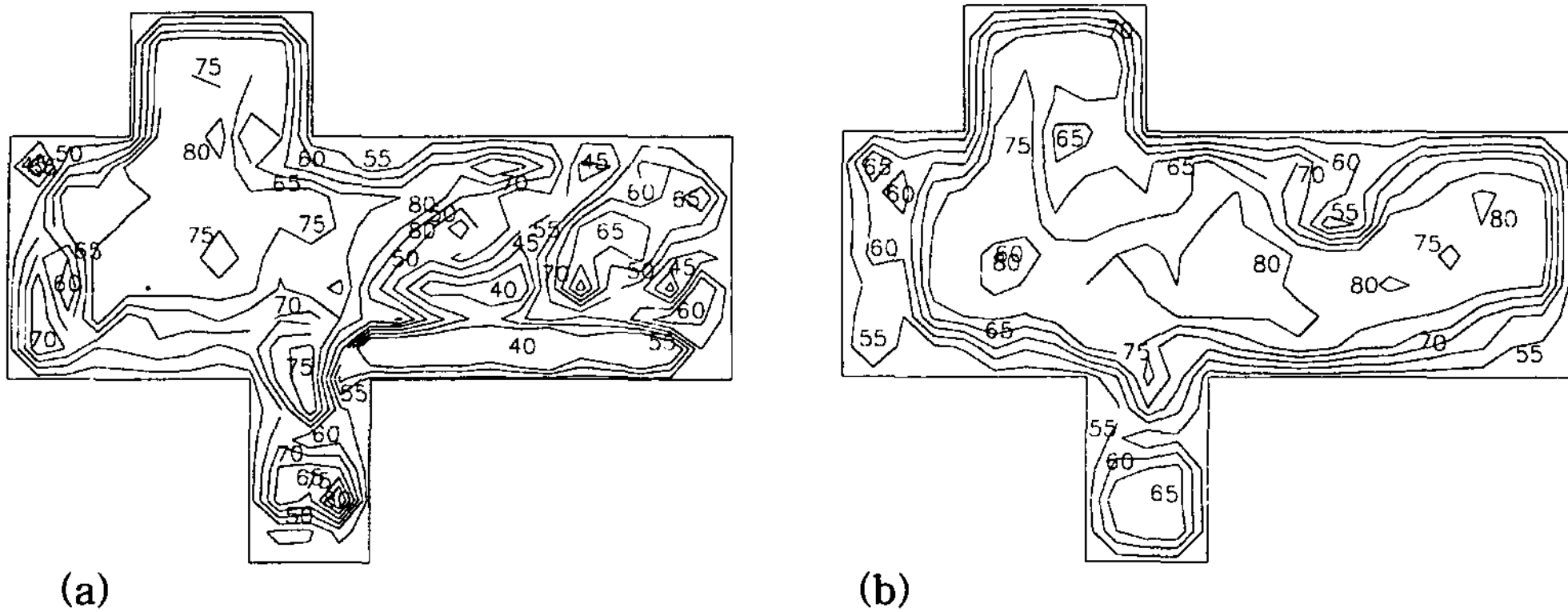


Fig. 11. The contour line of Rockwell hardness (B scale) throughout the squeeze casted specimen ($V_p=15$ vol%). (a) $P=70$ MPa and (b) $P=130$ MPa.

적함유율이 15 vol%에서 정도의 증가량이 급격히 둔화되는 것을 알 수 있다. 그리고 강화재의 체적함유율이 15 vol%일 때 가압력이 130 MPa에서 경도치가 급격히 증가하였다. 이것은 체적함유율에 따른 소재의 유동특성 및 응고 과정의 수축결함에 가압력이 미치는 영향이 크다는 것을 의미한다.

3.3 인장 시험

제조된 시험편을 인장시험편으로 가공한 후 T6 열처리를 하였다. Fig. 13은 제조된 시험편에서 채취된 인장시험편의 부위를 나타낸 것이다.

Fig. 14는 가압력의 변화에 따른 기계적 성질을 나타낸 것이다. 실험조건은 체적함유율 $V_p=15$ vol%, 금

형 온도 $T_m=300^\circ\text{C}$, 주입 용탕 온도 $T_l=660^\circ\text{C}$, 강화입자 예열 온도 $T_p=400^\circ\text{C}$ 등으로 하였다. Fig. 14(a)에서는 가압력이 70 MPa일 때 평균인장강도 $\sigma_u=238$ MPa 이었고, 100 MPa에서는 $\sigma_u=263$ MPa, 130 MPa에서는 $\sigma_u=295$ MPa로 나타났다. 가압력이 높을수록 인장강도가 증가하는 현상을 관찰할 수 있는데 이것은 용융 상태의 금속복합재료가 금형내부로 충전될 때 가압력의 영향과 밀접한 관계가 있다는 것을 알 수 있다. 단순한 형상의 시험편을 제조하는 직접용탕단조에서는 가압력이 130 MPa일 때 강화재의 파단 때문에 100 MPa로 가압한 경우보다 오히려 인장강도가 감소하는 특성을 보였다[16]. 그러나 본 실험에서와 같이 복잡한 입의 형상의 금형을 이용한 용탕단조 실험을 할 경우 70 MPa와 100 MPa의 가압력으로는 완전한 충전이 이루어지지 못하였다. 가압이 충분히 이루어지지 않은 부분은 금속 응고/수축 현상이 제어되지 못하여 내부에 기공과 같은 결함이 나타났다. 130 MPa로 가압한 경우 내부 결함이 발견되지 않았으며 강도도 향상되었다. 이러한 문제점을 개선하기 위해서는 가압력을 130 MPa 이상으로 증가시키거나 금형의 예열 온도를 높여서 용탕의 응고 속도를 저하시켜야 할 것이다.

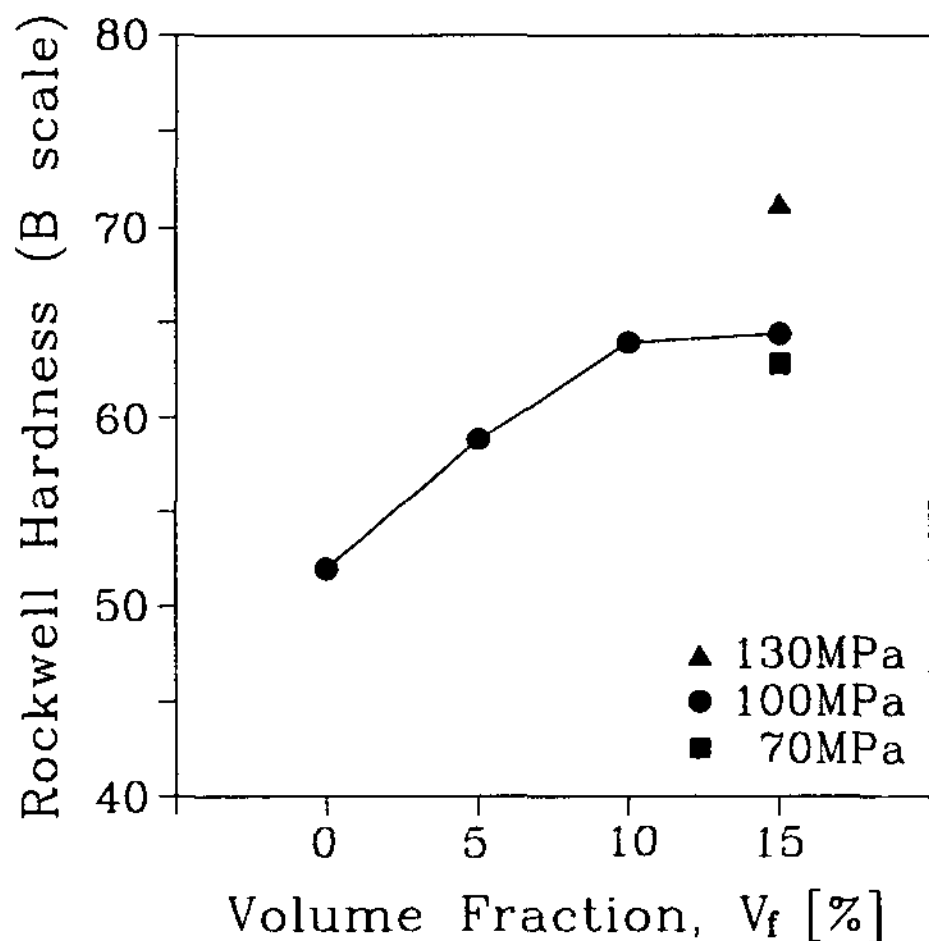


Fig. 12. Hardness with the volume fractions and applied pressure in SiC_p/6061 Al fabricated by the squeeze casting.

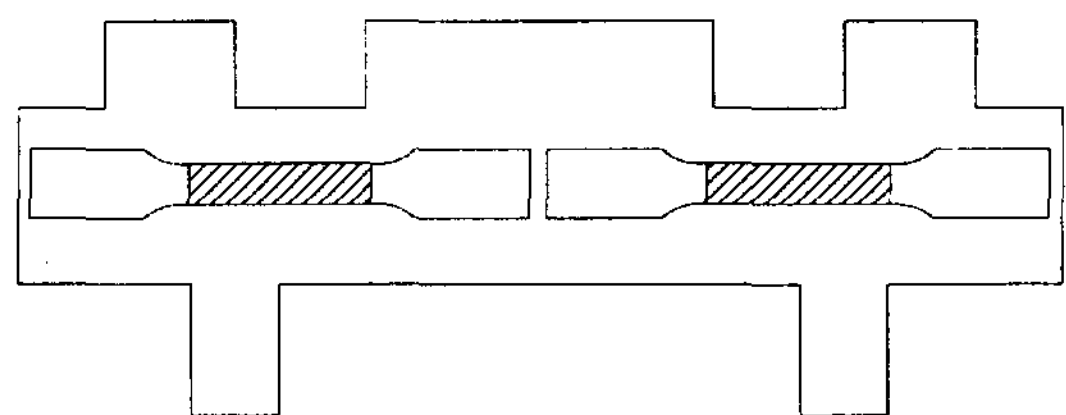


Fig. 13. Location of tensile specimen.

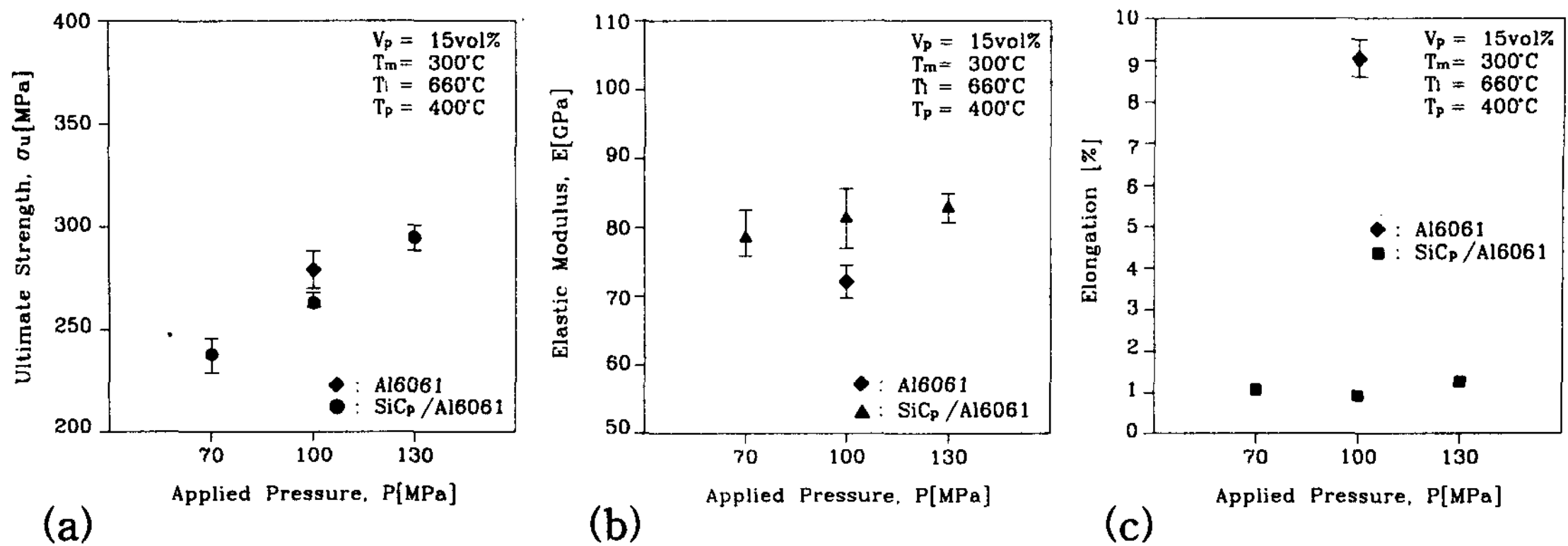


Fig. 14. Mechanical properties with applied pressure in SiC_p/6061 Al fabricated by the squeeze casting. (a) ultimate strength, (b) elastic modulus and (c) elongation.

Fig. 14(b)는 가압력의 변화에 따른 탄성계수를 나타낸 것이다. 가압력이 각각 70, 100, 130 MPa일 때 평균 탄성계수는 78.5, 81.4, 82.9 GPa의 값을 보였다. 가압력과 탄성계수의 변화는 거의 무관함을 알 수 있었다.

Fig. 14(c)는 가압력의 변화에 따른 연신율을 나타낸 것이다. 가압력 70, 100, 130 MPa일 때 평균연신율은 각각 1.07, 0.91, 1.28%를 보였다. 가압력이 가장 높은 130 MPa의 경우가 조금 높은 연신율을 나타내었으나 두드러진 경향은 파악할 수 없었다.

Fig. 15는 가압력 P=100 MPa, 금형 온도 T_m=300°C, 주입 용탕 온도 T_i=660°C, 강화입자 예열 온도 T_p=400°C일 때 체적함유율의 변화에 따른 기계적 성질을 나타낸 것이다. Fig. 15(a)에서는 강화재의 체적함유율이 0, 5, 10 및 15 vol%일 때 복합재료의 평균인장강도는 각각 279.26, 241.23 MPa, 263.56 MPa 및 263 MPa로써 나타났다. 100 MPa로 충분한 강화효과를 얻을

수 없다는 것을 알 수 있다. 기지재인 6061 Al의 강도보다 복합재료의 강도가 더 낮게 나타났다. 이러한 결과를 Fig. 14와 같이 고찰해 보면, SiC_p/6061 Al 복합재료의 제조시 100 MPa 이하에서는 인장강도의 향상을 기대하기 어렵다는 것을 알 수 있다. 재료의 충전 거동과 관련해서 강화재와 기지재 사이의 계면접합강도를 높이기 위해서는 130 MPa 이상의 가압력이 요구된다.

Fig. 15(b)는 강화재의 체적함유율에 따른 탄성계수의 변화를 나타낸 것이다. 체적함유율이 0, 5, 10, 15 vol%일 때 평균탄성계수는 각각 72.2, 74.2, 80.6, 81.4 GPa의 값을 보였다. 탄성계수가 체적함유율에 비례하여 증가한다는 것을 알 수 있다.

Fig. 15(c)는 체적함유율의 변화에 따른 연신율을 나타낸 것이다. 강화재의 체적함유율 0, 5, 10, 15 vol%일 때 평균연신율은 각각 9.03, 1.15, 1.22, 0.91%를 보였다. 본 연구를 통하여 제조된 복합재료의 연신율은

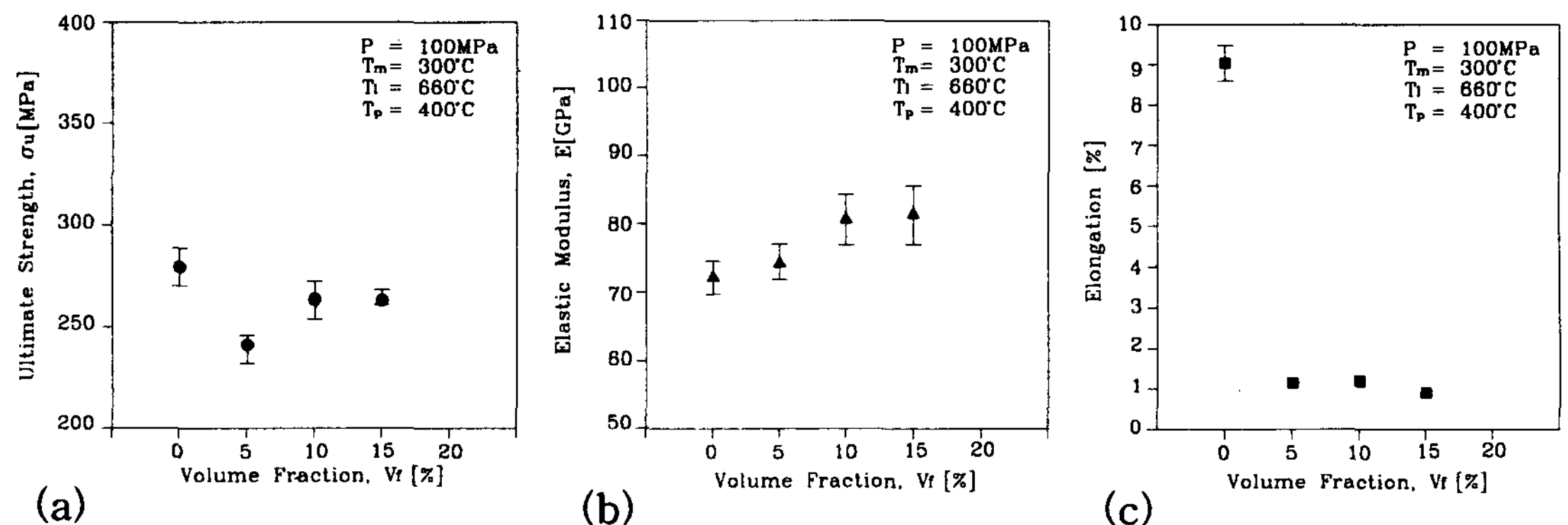


Fig. 15. Mechanical properties with the volume fraction of the reinforcements in SiC_p/6061 Al fabricated by the squeeze casting. (a) ultimate strength, (b) elastic modulus and (c) elongation.

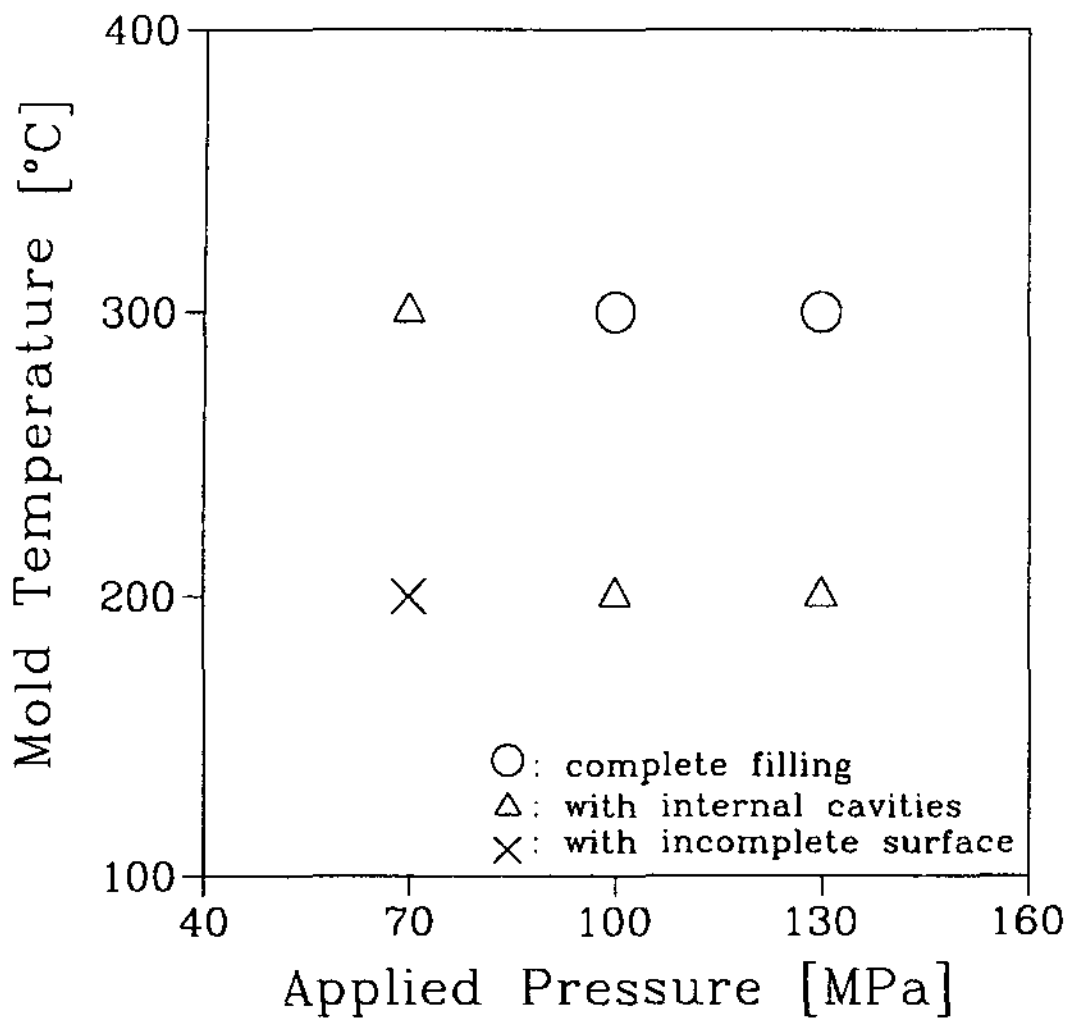


Fig. 16. Comparisons of mold filling with applied pressures and mold temperatures in SiC_p/6061 Al composite parts of the indirect squeeze casting (V_f=15 vol%).

강화재의 체적함유율과 가압력에 무관하게 낮은 값을 나타내었다.

Fig. 16은 간접용탕단조법으로 제조된 SiC_p/6061 Al 복합재료의 성형성을 가압력과 금형온도에 따라 비교한 것이다. 강화입자의 체적함유율이 15 vol%일 때 3차원 임의 형상의 시편을 간접용탕단조법으로 제조할 경우 충전이 가능한 조건은 금형의 예열 온도 300°C, 가압력 100 MPa로 나타났다.

지금까지 간접용탕단조법을 이용하여 금속복합재료 부품을 제조한 결과 성형가능한 조건을 파악할 수 있었다. 강화재의 체적함유율, 금형온도 및 가압력을 주요 변수로 하여 서로의 상관관계를 찾아내었으며 경도 시험 및 인장시험을 통하여 기계적 성질을 검토하였다.

4. 결 론

강제교반법과 간접용탕단조법을 이용하여 SiC_p/6061 Al 복합재료 부품을 제조한 후 조직관찰, 인장시험 및 경도시험을 한 결과 다음과 같은 결론을 얻어내었다.

1. 3차원 임의 형상의 시편을 간접용탕단조법으로 제조할 경우 충전이 가능한 조건은 금형의 예열 온도 300°C, 가압력 100 MPa, 강화입자의 체적함유율 15 vol%이다.

2. 시편의 조직사진 관찰 결과 최종 충전 부위에서 분산상태가 나쁘고 기지재의 상대적 비율이 증가하였

다. 이것은 강제교반에 의한 콤포캐스팅 공정에서 SiC 입자의 균일 분산이 완전하게 이루어지지 않았기 때문이다.

3. 경도시험 결과 시편의 내부에서 표면으로 갈수록 경도값이 낮게 나타났다. 이 원인으로서는 상대 밀도가 낮은 용융상태의 기지재가 강화재들 사이로 먼저 유출되었기 때문이다.

4. 인장강도는 가압력과 비례하여 증가하였고, 가압력이 130 MPa의 경우에 복합재료의 인장강도는 약 295 MPa로 나타나서 기지재보다 약 6% 정도 향상되었다. 탄성계수와 연신율은 가압력에 크게 영향을 받지 않았다.

참 고 문 헌

- [1] 松原永吉 : 鑄物, 65(2) (1993) 145-150.
- [2] 北岡山治, 堀久司 : 鑄物, 66(12) (1994) 915-921.
- [3] 小野博史, 富田誠一郎, 石井裕士, 小笠原明彦 : 輕金屬, 45(4) (1995) 187-192.
- [4] N. Ramakrishnan : Acta Mater., 44(1) (1996) 69-77.
- [5] T. Christman, A. Needleman and S. Suresh : Acta Metall., 37(11) (1989) 3029-3050.
- [6] Rajeev Kapoor and Kenneth S. Vecchio : Mat. Sci. & Eng., A202 (1995) 63-75.
- [7] 金武直辛, 尾崎昌保, 長隆郎 : 輕金屬, 43(12) (1993) 672-677.
- [8] S. Yadav, D. R. Chichili and K. T. Ramesh : Acta Metall. Mater., 43(12) (1995) 4453-4464.
- [9] B. Q. Han, K. C. Chan, T. M. Yue and W. S. Lau : Proceedings of ICCM-10, B. C. Whistler, Canada, Vol. II, Aug. (1995) 91-98.
- [10] K. Kitamura, Y. Ando, K. Hironaka, S. Yahata and C. Yoshida : the 3rd Int. Conf. on Semi-solid Processing of Alloys and Composites (1994) 181-190.
- [11] S. M. Roberts, P. J. Withers, S. Barnes and P. B. Prangnell : J. of Mat. Proc. Tech., 45 (1994) 421-428.
- [12] S. Sundararajan, R. Mahadevan and E. S. Dwarakadasa : Proceedings of ICCM-10, B. C. Whistler, Canada, Vol. II, Aug. (1995) 831-838.
- [13] P. W. Jeffrey and S. Holcomb : Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites Proc., Canada (1990) 181-186.
- [14] A. Mortensen : Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites Proc., Canada (1990) 217-233.
- [15] A. Forcellese, F. Gabrielli, S. M. Roberts and P. J. Withers : 11th Inter. Conf. on Composite Mat. (ICCM-11), Australia, Vol. III (1997) 143-153.
- [16] Y. H. Seo and C. G. Kang : J. of Mat. Proc. Tech., 55 (1995) 370-379.