

Thixoforming을 응용한 금속복합재료의 콤푸레셔용 피스톤 제품의 성형

이동건* · 강충길**

(2001년 2월 26일 접수)

Forming of Compressor Piston Part of Metal Matrix Composites by Thixoforming Process

D. G. Lee and C. G. Kang

Abstract

The characteristics of thixoforming process can decrease liquid segregation because of the improvement in fluidity in a globular microstructure state and utilizes flow without an air entrapment. Therefore, in order to obtain the sound parts of metal matrix composites by using thixoforming process which has co-existing solidus-liquidus phase, it is very important to design a die shape property and to obtain the fabrication conditions which affect the uniformity of the solid fraction on unfilling state and various defects throughout the fabricated parts. The die designs and fabrication conditions to obtain the good piston part are proposed for thixoforging process of metal matrix composites. When reheated metal matrix composites billets were transferred to the closed die gate, thixoforging were carried out under the various pressure(60, 80, 100MPa) with controled forging speed. The mechanical properties such as hardness and tensile strength for thixoforged parts have been investigated after T6 heat treatment.

Key Words : Thixoforming Process, Metal Matrix Composites, Oxide Film, Die Designs, Reheating

1. 서 론

금속복합재료의 반응용 성형 공정은 고액 공존 영역에서 정밀 정형 부품을 제조하는 공정으로서, 기계식 또는 전자기식 교반법에 의해 수직상정 파단 조직이 파괴된 등축정 조직을 가지는 경량 복합합금소재를 주로 이용하

고 있다.

반응용 성형 기술은 미국, 일본, 유럽 등 선진국을 중심으로 자동차 부품 등에 상용화되고 있으며 현재 그 적용 범위를 점차 넓혀가고 있다. 최근 국내에서도 원소재 개발, 반응용 성형성 평가 및 D/B 구축, 반응용 소재의 기초 물성치 조사 등의 포괄적인 면에서 연구가 활발히

* 부산대학교 대학원

** 부산대학교 기계공학부

진행되고 있다^(1~5).

이와 같은 반응용 성형 공정 개발 및 응용이 급격히 증가하는 원인은 환경 오염 저감, 경량화 소재 적용 가능, 금형 수명 향상 및 양호한 기계적 성질 등을 얻을 수 있기 때문이다.

반응용 성형 기술로서 Hervieu⁽⁶⁾ 등은 AZ91 마그네슘 합금을 P.I.D(pressure ingot die casting) 공정에 적용하여 임의 형상의 캐비티 내부로의 충전 실험을 수행하였으며, 성형시 주요 변수로는 펀치 속도 및 가압력, 게이트 형상임을 보고하였다. 정⁽⁷⁾ 등은 반응용 재료의 압축 성형 실험시 변형률 속도 변화에 따른 고·액간의 거시적 분리 현상으로 발생할 수 있는 액상 편석 방지를 위한 성형조건을 제안하였다. 이러한 성형조건을 이용하여 알루미늄 합금(ALTHIX A357, 86S, A390)을 소재로 가전용 콤푸레서 부품인 알루미늄 프레임용을 제조하는데 필요한 사출속도 및 가압력을 주요 변수로 채택한 성형 공정 조건을 제시하였다⁽⁸⁾.

Lee⁽⁹⁾ 등은 SiCp/Al 복합재료에 있어서 Si의 양이 계면반응과 성형성에 미치는 영향 등을 검토하였다. Laplante⁽¹⁰⁾ 등은 SiCp/Al 복합재료를 이용하여 반응용 압출공정을 수행할 때 강화재의 금속학적거동과 압출거동해석 방법을 제시하였다.

이와 같은 반응용 성형 공정에 사용되는 소재는 일반적으로 경량합금인 Al 및 Mg 합금을 많이 이용하였으나, 금속계 복합재료를 이용하여 반응용 단조공정을 연구한 사례는 보고되지 않고 있다. 따라서 본 연구에서는 반응용 성형 공정을 금속 복합재료의 소재에 이용하여 피스톤 부품을 제조하는 성형공정을 제시하고자 한다. 또한 금속복합재료를 이용하여 피스톤을 성형할 때 나타나는 각종 결함현상의 원인과 건전한 성형품이 제조되어지는 강화재의 함유율과 재가열 온도 사이의 관계를 규명하고자 한다. 금속복합재료의 반응용성형에 필요한 금형설계방법을 제안하였으며, 가압력, 강화재의 크기 등의 변화가 제품의 기계적 성질에 미치는 영향을 조사하였다.

2. 반응용 성형 실험

2.1 실험방법

반응용 성형 실험은 200Ton 고속 유압 프레스를 이용하였으며, 좌우 대칭 분할 금형을 적용하였다.

성형 조건은 가압력을 각각 100, 80, 60MPa로 하였으며, 가압 속도는 370 ± 10 mm/s, 금형 온도는 300 ± 2 °C로 일정하게 하였으며, 가압 유지 시간은 10sec로 하였다.

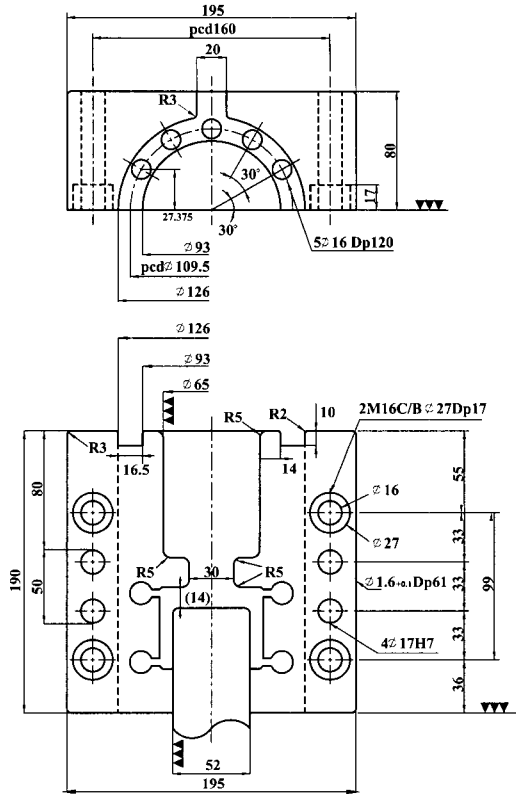


Fig. 1 Schematic diagram of closed die for piston parts

금형 설계는 Fig.1에 나타난 바와 같이 커넥팅 로드와 연결되는 부위를 후가공할 수 있게 재가열된 소재가 충전되도록 설계하였으며, 분할면을 따라 유동 교차부에 4개의 오브플로우를 주었고, 재가열시 발생하는 산화 피막을 제거하기 위해 슬리브를 오리피스형으로 하였다.

금형 소재는 SKD61종이며, HRC50 이상으로 열처리하였다. 금형의 예열을 위해 $\phi 16 \times h100$ mm 크기의 카트리지를 히터를 좌우 금형에 각각 5개를 사용하였으며, 금형의 열전도 향상을 위해 히터 외부에 실리콘을 도포하였다. 또한 금형 온도 측정은 좌우 금형에 $\phi 1.8$ mm의 홀을 가공하여 100A 온도제어기에 연결된 K-type CA 열전대를 삽입하여 측정하였다.

성형 실험시 펀치 속도를 고속에서 저속으로 변환하였으며, 다이 캐비티에 완전 충전될 때까지 무부하 상태의 고속 구간을 적용한 후 저속으로 변환하여 가압 유지하였다.

성형 후 취출된 제품의 미세 조직 변화를 줄이기 위해 신속히 수냉하였으며, 슬리브 및 다이 캐비티, 코어 부의

소착 현상을 방지하기 위해 이형재(B-N spray)를 도포하였다.

성형 소재는 각각 강화재 함유율이 0, 10, 20%, 강화재 크기가 14, 25 μ m인 5가지 종류이며, 가압력이 60, 80, 100MPa인 3가지 경우에 대하여 성형 실험을 수행하였다.

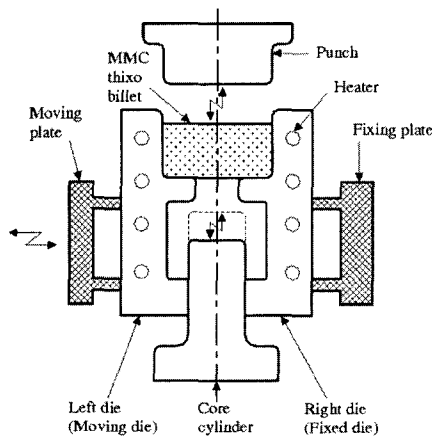


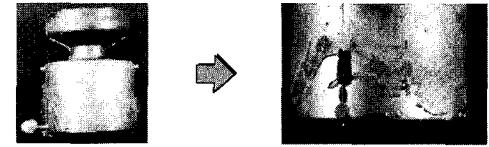
Fig. 2 Schematic diagram of thixoforging for piston parts

Fig.2는 반응용 성형을 위한 금형의 조립도를 도시화한 것이다. 펀치와 코어 실린더의 상하 이동과 금형의 좌우 이동을 조합하여 재가열된 빌렛을 성형한다. 이때 펀치의 스트로크를 조정하여 금형 캐비티 내부로 재가열된 소재가 완전 충전되도록 스트로크를 설정한다. 설정된 스트로크에 따라 일정온도로 예열된 금형 캐비티 내부로 성형한 후 일정 시간(10sec) 동안 가압 유지한다. 가압 유지가 끝난 후 이동 플레이트에 체결된 이동다이를 열고 코어 실린더를 하강시켜 반응용 성형된 성형품을 취출한 후 신속히 수냉시킨다.

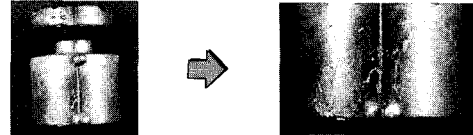
성형에 있어서 가장 중요한 것은 금속복합재료의 재가열공정이다. 재가열 조건은 저자가 지금까지 연구한 반응용 알루미늄 재료의 연구내용^(11,12)을 응용하여 재가열 조건을 도출한 결과를 이용하였다^(13,14).

2.2 실험 고찰

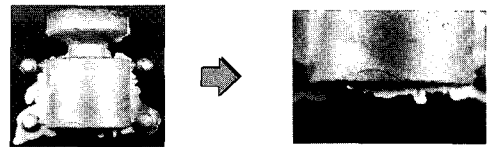
Fig.3~Fig.4는 강화재의 크기가 14 μ m인 경우에 대하여 성형된 소재에 대해 각종 결함 및 완전 충전 조건을 재가열 온도와 강화재의 체적함유율에 따라 나타낸 것이다.



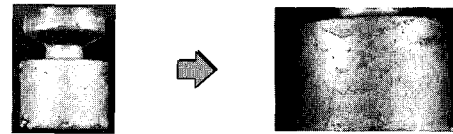
(a) Macro-Liquid segregation (\blacktriangle), $V_f=0\%$, 580 $^{\circ}$ C



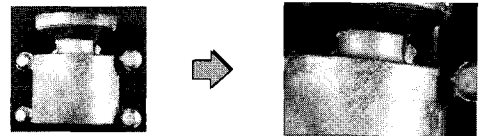
(b) Surface crack (\blacksquare), $V_f=0\%$, 572 $^{\circ}$ C



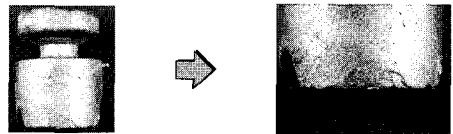
(c) Liquid flow (\blacktriangledown), $V_f=10\%$, 585 $^{\circ}$ C



(d) Surface crack (\blacksquare), $V_f=0\%$, 575 $^{\circ}$ C



(e) Defective filling (\blacktriangle), $V_f=20\%$, 595 $^{\circ}$ C



(f) Unfilling (\blacksquare), $V_f=20\%$, 590 $^{\circ}$ C

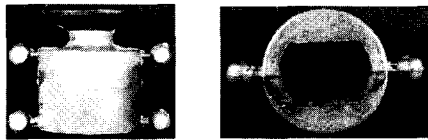
Fig. 3 Various filling patterns and defect phenomena of thixoforged production for various of reheating temperatures

Fig.3 (a)에서는 강화재의 체적함유율이 0%이고 재가열 온도가 580 $^{\circ}$ C에서 성형된 성형품(\blacktriangle)의 경우 완전 충전된 성형품(\bullet)보다 재가열 온도가 높아 고상율을 5% 감소(55% at 575 $^{\circ}$ C \rightarrow 50% at 580 $^{\circ}$ C)하였다. 따라서 재가열된 소재의 액상이 증가하여 거시적인 액상 편석(Macro-Liquid segregation)이 발생하였다. 재가열 온도가 572 $^{\circ}$ C에서 성형된 성형품(\blacksquare)의 경우 고상율이 다소

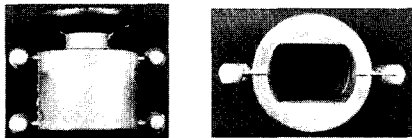
감소하였으며, 최종 재가열 온도(t_{10})가 다소 낮아 고상율에 따른 액상량이 불충분하여 성형된 이후 성형품의 표면부에 결함(crack)이 관찰되었다.

Fig.3(c)는 강화재의 체적함유율이 10%이고 재가열 온도가 585°C인 성형품(▼)을 나타낸 것이다. 0%의 경우와 같이 재가열된 소재의 액상 함유가 많아 소재 전체에 액상의 유출(Liquid flow)이 관찰되었다. 재가열 온도가 575°C인 성형품(■)에서도 0%의 성형품과 같이 표면 크랙(Surface)이 발생하였다(Fig.3(d)).

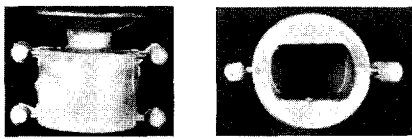
강화재의 체적함유율이 20%이고 재가열 온도가 595°C인 성형품(▲)에서는 액상의 유출과 함께 유동 교차부에서 결함 충전(Defective filling)이 발견되었다. 재가열 온도가 590°C인 성형품(■)에서는 601°C에서 성형된 성형품(●)에 비하여 고상율이 높아 미충진(Unfilling)되는 결함을 가졌다.



(a) Fabricated thixoforged components with $\phi \times h=60 \times 85$ (mm) ($V_f:0\%$)



(b) Fabricated thixoforged components with $\phi \times h=60 \times 85$ (mm) ($d_p:14\mu m$, $V_f:10\%$)



(c) Fabricated thixoforged components with $\phi \times h=70 \times 85$ (mm) ($d_p:14\mu m$, $V_f:20\%$)

Fig. 4 Thixoforged components to particulates reinforced metal matrix composites billets with various volume fraction

Fig.4는 Fig.3의 완전 충전된 성형품(●)의 외관을 나타낸 것이다.

강화재의 체적함유율에 따라 각각 0%의 경우 재가열

온도가 575°C(Fig.4(a))에서, 10%의 경우 580°C(Fig.4(b)), 20%의 경우 601°C(Fig.4(c))에서 양호한 성형성을 가졌다. Fig.4(c)의 경우 금속복합재료의 크기가 직경 ϕ 60mm에서 ϕ 70mm으로 증가된 것은 실제 강화재의 체적함유율이 증가할수록 기공의 함량이 증가하여 성형될 소재의 체적이 감소함에 기인한 것이다.

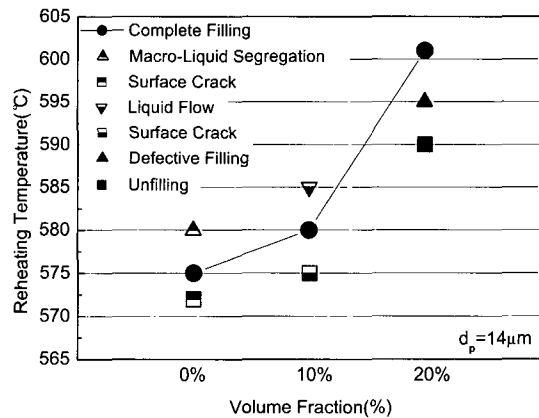


Fig. 5 Relationship between various filling patterns of thixoforged components and reheating temperature with various volume fraction

Fig.5은 Fig.3~4에 나타낸 반응용 성형품의 각종 결함 및 외관 형상을 재가열 온도와 섬유함유율 사이의 관계를 나타낸 것이다. 반응용 성형시 완전 충전(●)되는 재가열 온도는 강화재의 크기가 $14\mu m$ 일 때, 강화재의 체적함유율이 0%, 10%, 20%로 증가함에 따라 각각 575°C, 580°C 및 601°C로 상승함을 알 수 있다.

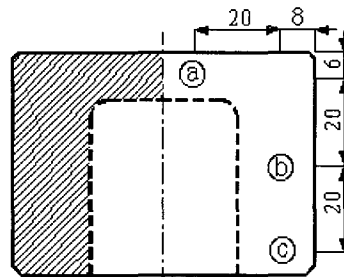


Fig. 6 Schematic diagram of optical observation at (a), (b) and (c) points for microstructure

성형된 소재의 단면부에 대하여 Fig.6의 (a), (b), (c) 부위의 미세 조직을 관찰하였다.

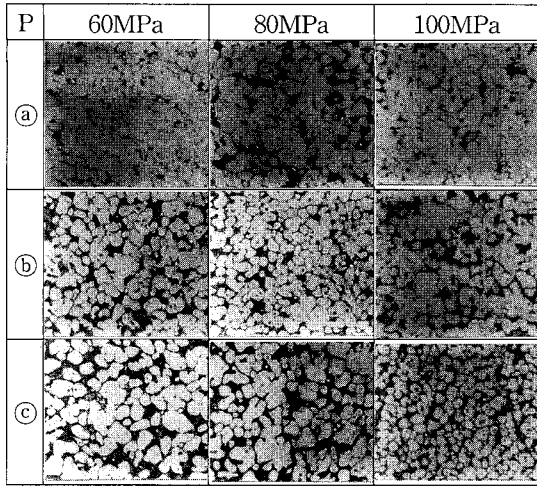


Fig. 7 Microstructure of piston specimen after thixoforming for variation of forming pressure with volume fraction 0%(SO)

Fig.7은 SO(0%)의 소재를 이용하여 가압력을 각각 60MPa, 80MPa 및 100MPa로 반응용 성형 한 미세조직을 Fig.6의 부위별로 나타낸 것이다. 각각의 경우에 대하여 가압력이 직접 작용되는 (a)부위에서는 고상 입자의 응집 현상이 관찰되었으며, 캐비티 내부에서의 유동이 가장 먼 (c)부위에서는 비교적 액상의 함량이 증가되었다. 또한 가압력에 따른 미세 조직의 변화는 발견되지 않으며, 미세하게 포집된 기공이 60, 80MPa에서 소수 관찰되었다.

Fig.8은 SS(14 μ m, 10%)인 금속복합재료를 이용하여 반응용 성형된 미세 조직을 나타내었다. 전반적으로 유동 순서에 따라 직접 가압을 받는 (a)부위에서는 공정 조직의 분포가 거의 관찰되지 않으며, 가압이 비교적 적어지는 (c)부위에서는 유동이 비교적 빠른 액상의 비율이 높게 관찰되었다. 가압력을 직접 받는 (a)부위에서는 강화재의 응집현상이 심화되었다. 또한 100MPa에 비하여 60MPa, 80MPa의 경우 가압을 직접 받는 (a)부위에서 기공이 관찰되었다. 이는 재가열 공정에서 최종 유지 시간 (t_{h3}) 동안 소재에 균일한 온도 분포가 이루어지지 않았거나 가압력이 낮은 값을 가지는 것에 기인한 것으로 사료된다.

Fig.9은 LS(25 μ m, 10%)의 성형된 미세 조직을 나타낸 것이다. 관찰된 미세 조직에서의 강화재 분산 정도는 양호하나 강화재의 크기가 14 μ m인 경우에 비해 가압력에

의하여 강화재의 응집현상이 다소 감소하였으나, 포집된 기공이 관찰되었다. 다이 캐비티로의 충전 유동에 따라 (a)부위에서 (c)부위로 갈수록 강화재의 함량이 감소하고 액상의 증가가 관찰되었다.

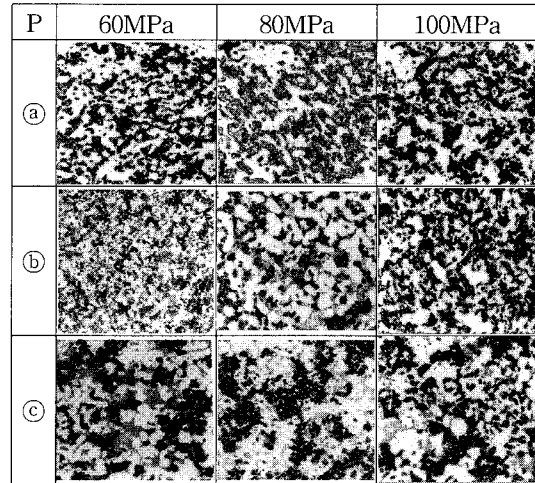


Fig. 8 Microstructure of piston specimen after thixoforming for variation of forming pressure with volume fraction 10% and particle size 14 μ m (SS)

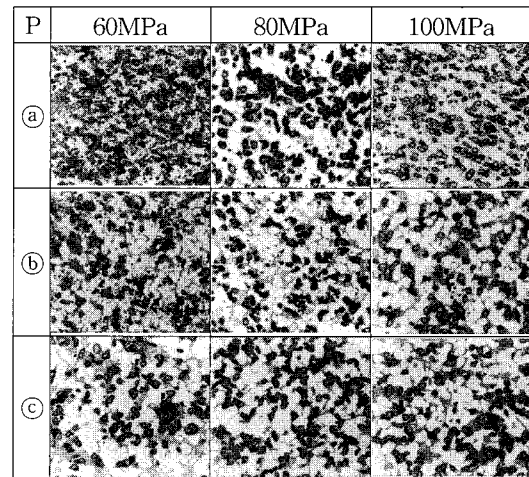


Fig. 9 Microstructure of piston specimen after thixoforming for variation of forming pressure with volume fraction 10% and particle size 25 μ m (LS)

3. 기계적 성질 조사

반응용 성형된 시험편에 대해 인장(ASM B557) 및 경도(HRB) 실험을 수행하여 기계적 성질을 조사하였으며, 현재 농기계류에 사용되고 있는 A사의 상용 피스톤 제품(AC8A, Gravity casting)과 비교하였다.

3.1 인장 실험

인장 실험은 간접가압 되는 부위(Fig.10)와 직접가압되는 부위(Fig.11)로 환봉 및 판재 형상의 시험편을 준비하여 반응용 성형 조건 별로 실험하였으며, 상용 피스톤과 비교하였다. 이 때 열처리 조건은 금속복합재료에 사용되는 T6열처리 조건으로 모든 시험편(V_f : 0%, 10%, 20%)을 열처리 하였으며, 538℃에서 8시간을 유지하여 퀴칭한 후에 155℃에서 5시간을 유지하는 T6 열처리 조건을 사용하였다⁽¹⁵⁾.

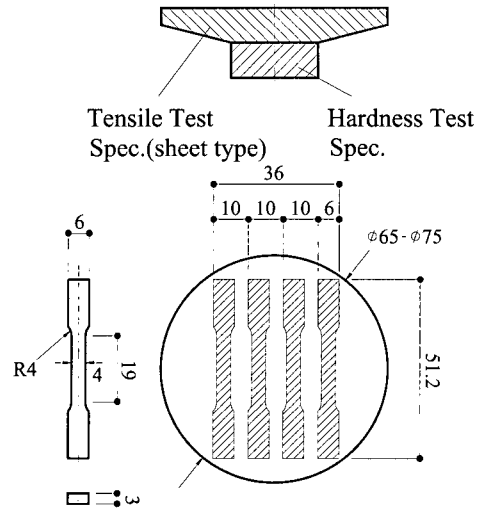


Fig. 11 Position of tensile test specimens under direct pressure

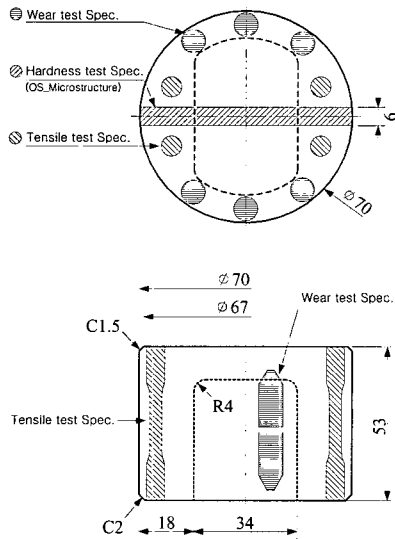


Fig. 10 Position of specimens for various tests under indirect pressure

Fig.12는 Fig.10에 나타낸 부위를 환봉 시험편으로 가공하여 인장 실험한 결과를 나타낸 것이다. 강화재 크기가 25 μ m인 경우보다 14 μ m인 경우 인장 강도가 높게 나타났다. 이는 강화재의 체적함유율이 같을 때, 강화재의 평균입자 크기가 25 μ m보다 14 μ m인 경우가 강화 입자와 기지재의 총 계면 접합 면적이 커서 시험편의 전체 계면접합 강도가 향상되었다고 사료된다. Mortensen⁽¹⁶⁾는 강화재의 평균입자 크기와 체적함유율 및 기지재, 강화재의 종류에 따른 금속복합재료의 기계적 성질(인장강도, 탄성계수, 연신율 등)을 보고하였다. Duralcan社에서 주조로 제조된 A357+(28, 30)%SiCp의 금속복합재료의 경우 강화입자의 평균입자 크기가 각각 30 μ m, 122 μ m일 때, 최대인장강도(σ_{UTS})는 374, 240MPa를 가졌다.

또한 가압력이 60MPa, 80MPa, 100MPa로 증가할수록 인장 강도가 증가하였다. 한편 전체적으로 인장 강도가 낮은 경향을 가지는 것은 성형품 내부의 낮은 계면접합 강도나 기공의 잔존에 기인한 것으로 사료된다. Samuel⁽¹⁵⁾ 등은 Al-Si-10vol.%SiCp 금속복합재료를 이용하여 인장 실험한 결과, 시험편 단면 내부에서의 파괴 진행 경로(fracture path propagation)는 기지재 또는 강화재와 기지재의 계면을 따라 진행한다고 보고하였다⁽¹⁷⁾.

특히 시험편이 변형되는 동안 강화재와 기지재 계면 상에서 공간(void)이 발생되어 성장하고 최종 파단에 이르는 것으로 보고하였다. 따라서 간접 가압되는 부위 (Fig.12, $d_p=25\mu m$)의 인장강도가 낮은 것은 성형품의 미세조직(Fig.9)에서 발견되는 기공과 기공 주위를 둘러싼 강화재의 배열에 기인하여 계면접합 강도가 상대적으로 낮아져 시험편의 파괴 진행 속도가 상승되기 때문인 것으로 사료된다.

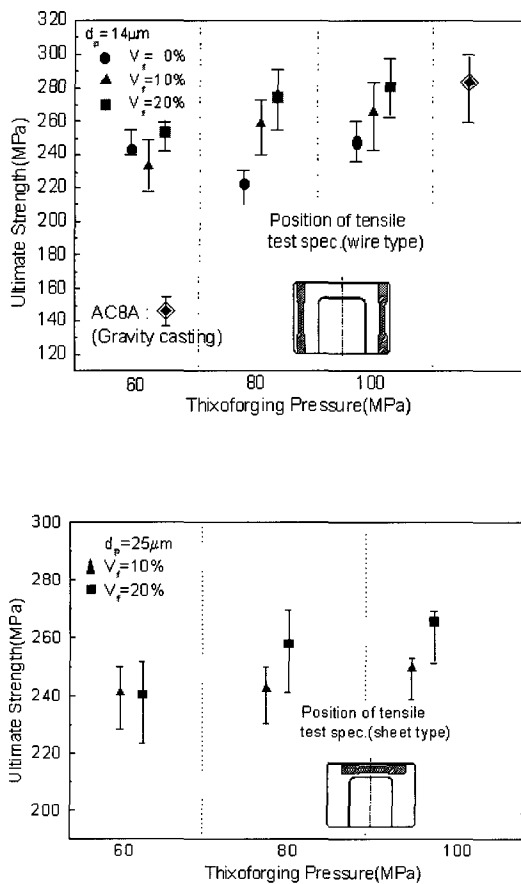


Fig. 12 Ultimate strength of particulates metal matrix composites by thixoforging

Fig.13은 Fig.11에 나타난 직접가압 부위에서 판재 형상의 시험편을 가공한 후 인장시험한 결과를 나타낸 것이다. 강화재의 크기에 따른 인장강도의 차이는 거의 없으며, 가압력이 100MPa로 증가할수록 인장강도가 증가하는 경향을 보였다.

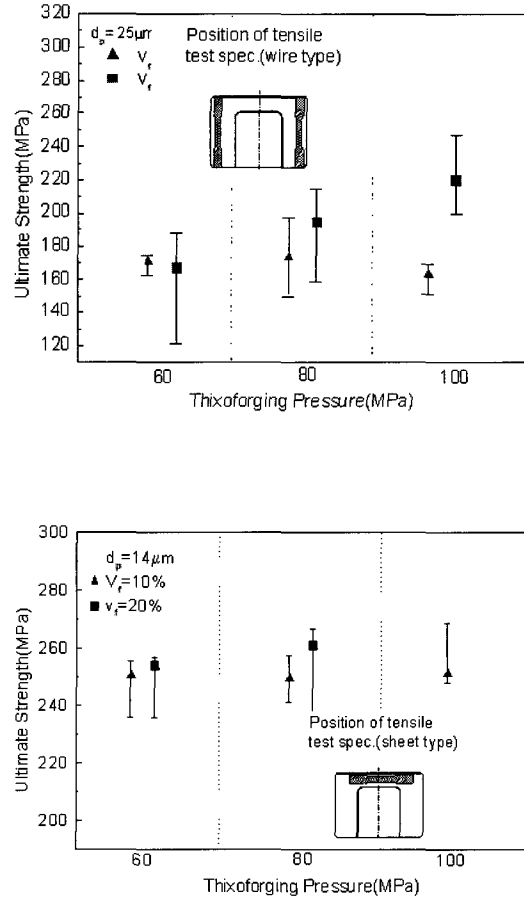
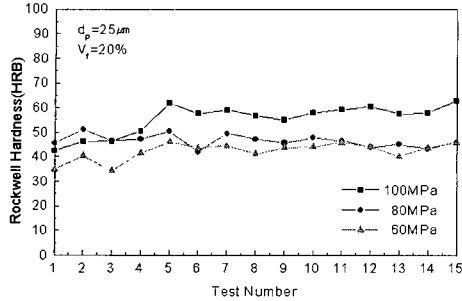


Fig. 13 Ultimate strength of particulates metal matrix composites by thixoforging

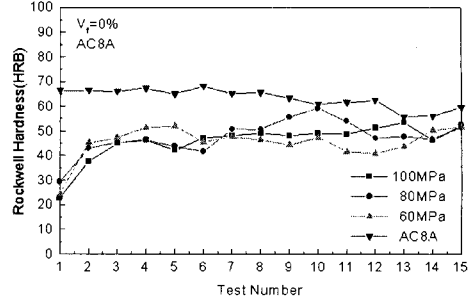
3.2 경도 실험

Fig.6에 나타난 빗금친 부위의 경도 시험편(간접가압 부의 경우)을 준비하여 성형 시 빌렛의 충전 경로를 따라 0.5mm 간격으로 측정하였다. PMMC의 경우 Al 기지재에 SiCp가 혼합, 분산되어 있기 때문에 로크웰(RHB) 경도기로 측정하였으며, 열처리 조건은 인장시험과 같은 조건으로 열처리한 후 측정하였다.

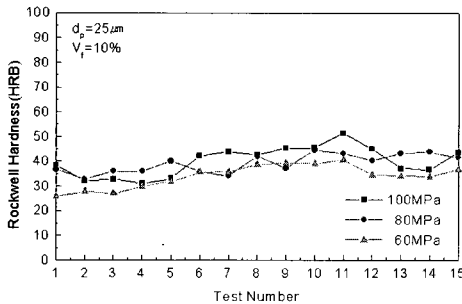
Fig.14는 가공된 시험편으로 경도실험 결과를 나타낸 것으로 Fig.14(f)에 나타난 바와 같이 5mm의 간격으로 A지점에서 시작하여 B지점으로 총 15회 측정하였다. 성형 가압력과 강화재의 함유율이 높을수록 경도 값이 증가함을 알 수 있었다.



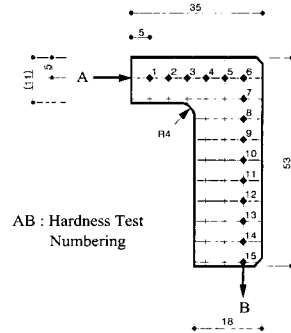
(a) Rockwell hardness profile with LL(25µm, 20%)



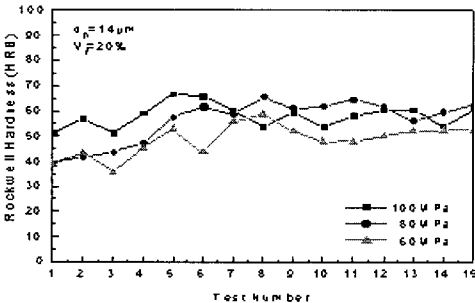
(e) Rockwell hardness profile with S0(A357, 0%), AC8A



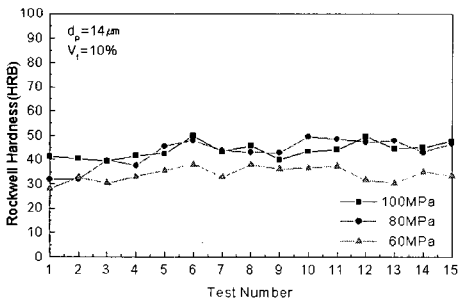
(b) Rockwell hardness profile with LS(25µm, 10%)



(f) Test numbering of Rockwell hardness



(c) Rockwell hardness profile with SL(14µm, 20%)

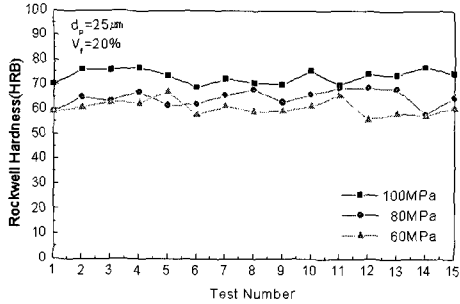


(d) Rockwell hardness profile with SS(14µm, 10%)

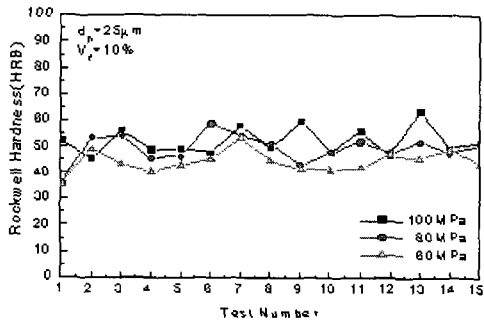
Fig. 14 Rockwell hardness(HRB) profile for variation of thixoforging pressure 100, 80 and 60MPa with particulate metal matrix composites and A357, AC8A

Fig.14(e)는 강화제의 체적함유율이 0%로 성형된 경우와 AC8A 소재로 중력 주조하여 제작된 상용 피스톤의 경도값을 비교하였다. 평균 경도값의 차가 ± 15 HRB로 상용 피스톤의 경도값이 우수하였다. 이와 같이 비강화된 성형품에 있어서의 인장강도와 경도값의 차가 발생하는 것은 금속복합재료의 열처리 조건(T6)으로 A357 성형품을 열처리(T6)하여 경도값이 감소한 것으로 사료된다. A357의 T6열처리 조건과 금속복합재료의 T6열처리 조건의 차이는 각각 용체화 처리 단계(1단계)의 조건 (10h at 540°C)과 3단계의 인공시효(6h at 170°C)로 나타나며, 이에 기인하여 순수 기지재만을 가지는 SO(0%) 성형품의 경도값이 전체적으로 감소한 것으로 사료된다.

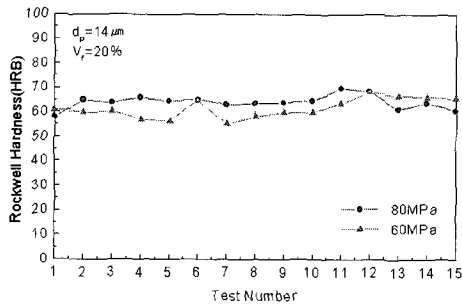
Fig.15는 펀치와 제품의 표면이 직접 접촉하는 직접가압부(Fig.11)에서 시험편을 가공하여 실험한 경도 값이다. 가압력이 증가할수록 각각의 경우(a~d)에 대해 경도 값이 상승하였다.



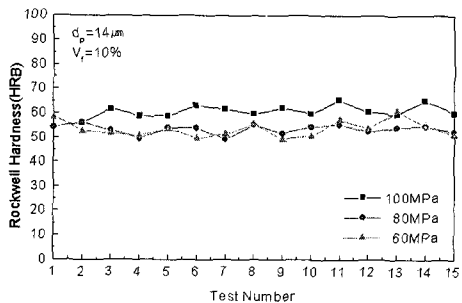
(a) Rockwell hardness profile with LL(25µm, 20%)



(b) Rockwell hardness profile with LS(25µm, 10%)



(c) Rockwell hardness profile with SL(14µm, 20%) and A357

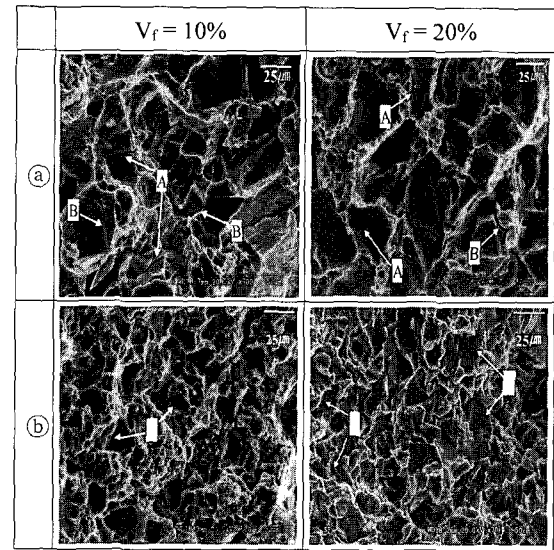


(d) Rockwell hardness profile with SS(14µm, 10%)

Fig. 15 Rockwell hardness(HRB) profile for variation of thixoforming pressure 100, 80 and 60MPa with particulate metal matrix composites

또한 간접가압부에서 측정된 경도값(Fig.14)보다 전체적으로 경도값이 상승한 것은 가압력을 직접 받는 부분에서 기지재와 강화재 간의 계면접합 강도가 우수한 하여 경도 값이 상승한 것으로 사료된다.

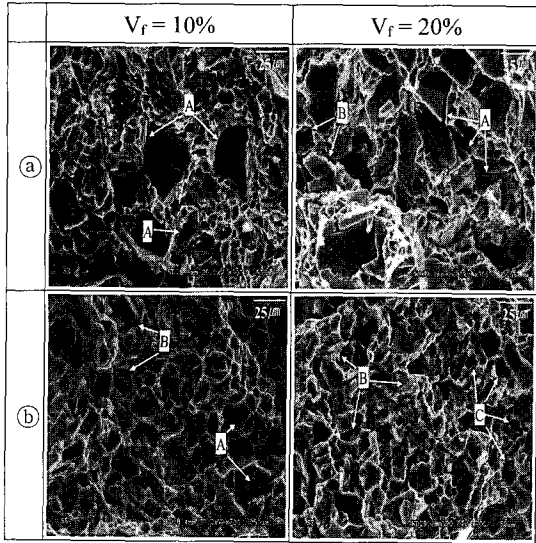
Fig.16~Fig.18은 인장실험을 수행한 후 시험편의 파단면을 SEM 촬영한 것이다.



A : Particle crack
B : Interface separation between SiCp and matrix
C : Porosity

Fig. 16 SEM fractograph of A357/SiCp tensile specimen under direct pressure (a):25µm, (b):14µm)

Fig.16은 직접가압부(Fig.11)에서 가공된 인장시험편의 파단면에 대한 SEM사진이다. Fig.16의 강화재 체적함유율(V_f)이 10%이고 강화재의 평균입자크기(d_p)가 25µm인 경우 인장실험의 파단 과정에서 발생하는 Particle crack 현상(A)과 기지재와 강화재의 계면접합 상태가 양호하지 못하여 발생하는 계면분리 현상(B)이 발생함을 볼 수 있다. 그러나 전반적으로 강화재와 기지재 간의 분산 정도와 계면접합 상태가 양호함을 알 수 있었다. $V_f=10\%$ 이고 $d_p=14\mu\text{m}$ 인 경우는 강화재/기지재 간의 계면분리 현상(B)이 일부 관찰되나 전반적으로 양호한 계면접합이 관찰되며, 평균입자크기가 25µm인 경우보다 Particle crack 현상(A)이 크게 감소하였다. $V_f=20\%$ 이고 $d_p=14\mu\text{m}$ 인 경우에는 위의 경우들과 같이 Particle crack 현상(A)과 계면분리 현상(B)이 동시에 발견되는 유사한 경향을 보였다.

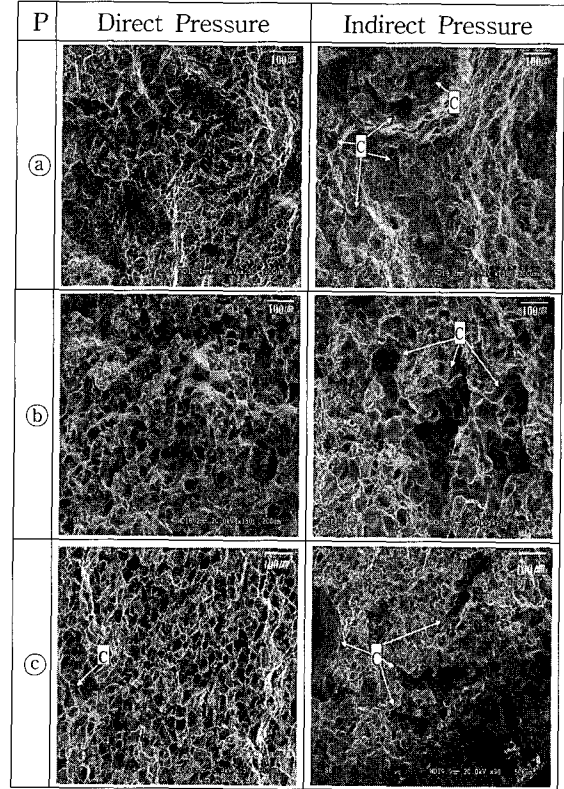


A : Particle crack
 B : Interface separation between SiCp and matrix
 C : Porosity

Fig. 17 SEM fractograph of A357/SiCp tensile specimen under indirect pressure (a): 25 μ m, (b): 14 μ m)

Fig.17은 간접가압부(Fig.10)에서 가공된 인장시험편의 파단면에 대한 SEM사진이다. 직접가압부의 SEM사진(Fig.16)에서 관찰되는 바와 같이 강화재의 체적함유율과 평균입자크기에 따라 Particle crack 현상(A)과 계면분리 현상(B)이 관찰되었다. 직접가압부에서와 같이 전반적으로 강화재의 평균입자크기가 클수록(25 μ m) Particle crack 현상(A)과 계면분리 현상(B)이 많이 관찰되었다.

Fig.18은 가공의 분포를 전체적으로 관찰하기 위해 강화재의 평균입자크기가 25 μ m인 시험편의 파단면에 대하여 비교적 저배율에서 SEM 촬영한 사진이다. Fig.18의 Vf=20%(직접가압부)인 경우 미소한 기공(C)이 관찰되었다. 그러나 강화재의 체적함유율에 관계없이 전반적으로 기공(C)의 발생이 적음을 알 수 있다. 또한 강화재의 체적함유율이 0%인 경우 연성파괴의 파단면 조직이 관찰되며, Vf=10%, 20%인 경우 연성 및 취성파단이 동시에 관찰되었다. 간접가압부의 경우에는 강화재의 체적함유율에 따라 조대한 기공이 파단면에서 관찰되었다. 이는 반응용 성형시 다이캐비티 내부의 가압력의 차(직접 및 간접)와 재가열 시 시편 단면부의 불균일한 온도 분포에 대한 영향으로 직접 가압을 받는 부위보다 간접 가압을 받는 부위에서 기공의 함량이 상대적으로 높아지게 되어 최종적으로 성형품의 기계적 성질을 저하시키는 것으로 사료된다.



A : Particle crack
 B : Interface separation between SiCp and matrix
 C : Porosity

Fig. 18 SEM fractograph of A357/SiCp tensile specimen with both direct and indirect pressure (particle size: 25 μ m, Vf: (a)0%, (b)10%, (c)20%)

4. 결 론

복합교반법을 이용하여 제조된 금속기지 복합재료를 재가열 한 이후 반응용성형법에 의하여 피스톤 형상의 부품을 제조하여 기계적 성질과 성형성을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다

(1) A357인 기지재와 금속기지 복합재료를 이용하여 반응용 성형 시 B-N Spray, molybdenite 이형재를 도포할 경우 금형의 소착 현상이 많이 발생하였으며, 미세한 입자가 도포되는 열간 단조용 윤활제인 Graphite grease의 경우 소착 현상이 현저히 감소하였다.

(2) 강화재의 체적함유율이 0, 10, 20%일 때, 완전히 충전이 이루어지는 온도는 각각 575 $^{\circ}$ C, 580 $^{\circ}$ C 및 601 $^{\circ}$ C임을 알 수 있었다.

(3) 간접 가압 부위에서는 강화재의 체적함유율이

20%이고, 강화재의 평균입자 크기가 14 μ m일 때 인장 강도 및 경도가 가장 높았으며, 직접가압 부위에서는 강화재의 체적함유율이 20%인 경우가 기계적 성질이 우수하였다.

(4) 반응용 성형된 성형품의 기계적 성질을 종합하면 가압력 100MPa, 강화재의 체적함유율 20%, 강화재의 평균입자 크기가 14 μ m인 경우일 때 가장 우수한 성질을 얻을 수 있었다.

후 기

본 논문은 1998년도 학술진흥재단의 지원에 의하여 연구되었음. (과제번호:1998-001-E00265)

참 고 문 헌

- (1) K. P. Young and Rudolf Fitze, 1994, "Semi-Solid Metal Cast Aluminium Components", Proc. of 3th. Int. Conf. on semi-solid alloys and composies, Institute of Industrial Science University of Tokyo, Tokyo, Japan, June 13-15, pp.16-1~16-23.
- (2) P. Eisen, 1998, "Introduction of SSM Cast Safety Critical Component for Automotive Applications", Proc. of 5th. Int. Conf. on semi-solid alloys and composies, Golden Colorado, June 23-25, pp.ix~xv
- (3) Stephen P. Midson, 1996, "The commercial status of semi-solid casting in the USA", Proc. of 4th. Int. Conf. on semi-solid alloys and composies, University of Sheffield, England, June 19-21, pp.251~255.
- (4) Curt Kyonka, 1996, "Status of semi solid metalworking at Alumax", Proc. of 4th. Int. Conf. on semi-solid alloys and composies, University of Sheffield, England, June 19-21, pp.256~259.
- (5) R. Shibata, 1998, "SSM Activities in Japan", Proc. of 5th. Int. Conf. on semi-solid alloys and composies, Golden Colorado, June 23-25, pp.li~lvi.
- (6) O. Hervieu, J. Collot, 1996, "Die-Casting of light metal in the semi-solid state: study of the PID process", Proc. of 4th. Int. Conf. on semi-solid process of alloys and composies, University of Sheffield, England, June 19-21, pp.283~289.
- (7) 정경득, 강충길, 2000년, "반응용 합금의 압축공정에
- 서 다단 속도제어가 액상편석에 미치는 영향", 한국소성가공학회지 제9권 제7호, pp.706~715.
- (8) C.G. Kang and H.K. Jung, 2000, "A study on a thixoforming process using the thixotropic behavior of an aluminum alloy with an equiaxed microstructure", Journal of Materials Engineering and Performance, Vol 9, No.5, pp.530~535.
- (9) J.C. Lee and H.I. Lee, 1998, "Alloy design and processing of thixoformable wrought Al alloy composites reinforced with SiC", Proceedings 5th international conference semi-solid processing alloy and composites, Colorado School of Mines, June 23-25, pp.597~604.
- (10) S. Laplante, N. Legros, F. Ajersch, B. Clement and S. Turenne, 1996, "Extrusion of thixocast semi-solid A356-15 SiCp cylindrical sections", Proc. of 4th. Int. Conf. on semi-solid process of alloys and composies, University of Sheffield, England, June 19-21, pp.301~305.
- (11) H.K. Jung, C.G. Kang, 1999, "An Induction Heating Process with Coil and Solutions Avoiding Coarsening Phenomera of Al-6 Pct Cu-0.3 Pct Mg Alloy for Thixoforming", Metallurgical and Materials Trans. Vol.30A NOV. pp.2967~2977.
- (12) H.K. Jung, C.G. Kang, 2000, "Reheating process of cast and wrought aluminum alloy for thixoforming and their globularizaion mechanism", Juournal of Materials Processing Technology 104, pp.244~253.
- (13) 임해정, 강충길, 조형호, 2000년, "전자기식 교반법을 이용한 입자강화형 금속복합재료의 제조 및 Thixoforming을 위한 재가열 공정", 한국소성가공학회지 제9권 제15호, pp.494~503.
- (14) 이동건, 강충길, 2001, "복합교반법으로 제조한 금속복합재료의 Thixoforming용 재가열공정", 한국소성가공학회 논문집, 투고 중.
- (15) A. M. Samuel, H. Liu, F. H. Samuel, 1993, "Effect of melt, solidification and heat-treatment processing parameters on the properties of Al-Si-Mg/SiC(p) composites, J. of Materials Science 28, pp.6785~6798.
- (16) A. Mortensen, 1990, "A Review of the Fracture

Toughness of Particle Reinforced Aluminum Alloys", Proc. of an International Conf. on Fabrication of Particulates Reinforced Metal Composites, ASM International, Montréal, Québec, Canada, 17-29, Sep., pp.217~233

(17) A. Labib, H. Liu and F. H. Samuel, 1993, "Effect of solidification rate on the microstructure, mechanical properties and fractography of two Al-Si-10vol.%SiC particle composite castings", Materials Science and Engineering, A160, pp.81~90