

균일가열법으로 제조한 반응용 A390합금의 미세조직 및 성형성

엄정필, 장동훈, *김득규, **윤병은, 임수근

경상대학교 재료공학부, 생산기술연구소

*두레금속(주), **현대자동차(주)

Microstructure and Formability of Semi-solid A390 Alloys made by Uniform heating

Jeong-Pil Eom, Dong-Hun Jang, *Deug-Gyu Kim, **Byong-Eun Yoon, Su-Gun Lim

Division of Materials Sci. and Eng. Gyeong Sang National Uni., Research Inst. of Ind.

**Doortay Metal Ind, Ltd, **Hyundai Moter Com.*

Abstract Microstructure of hypereutectic Al-17wt.% Si alloy, fabricated by mechanical stirring and by reheating at semi-solid state, was investigated by optical microscope. Flow behavior semi-solid metal also was investigated at different mould temperatures 280°C, 290°C and 300°C. Size of silicon particles were increased over 100 μ m during solidification as a result of stirring. It is considered as microstructural coarsening by bonding between neighbouring primary silicon particles during stirring of slurry. In case of reheating at semi-solid state, however, primary silicon particle was not increased at size of 40 μ m and nearly spherical aluminum solde particle also could be obtained uniformly in distribution. The fluidity of Al-17wt.% Si alloys at semi-solid state was improved when solid fraction was 0.7 at mould temperature of 300°C than other conditions.

1. 서 론

산업의 고도화와 최근 세계적으로 대기환경 공해에 대한 규제 강화에 따라 자동차, 항공기, 선박, 고속전철등의 수송기기 뿐만 아니라 레저산업에 이르기까지 고성능 경량재료의 제조방법 및 합금개발이 요구되고 있으며 그 중 주목받는 것 중의 하나가 주조공정과 열간가공 공정을 복합시킨 새로운 금속재료 제조 방법인 반응용 금속 가공법(Semi solid metal forming)이다.

반응용금속 가공법은 금속재료를 고상 성분과 액상 성분이 공존하는 반응용 또는 반응고 상태에서 압연, 단조, 압출 및 사출성형 등의 각종 가공프로세스를 수행하여 종래의 가공 프로세스에서 얻을 수 없는 새로운 기능의 금속제품을 고액공존영역에서 제조할 수 있어 많은 연구자들이 흥미를 가지고 있다⁽¹⁻⁶⁾. 외국의 경우 반응용 가공법에 대한 기초연구로서는 리오로지 특성 및 미세조직과의 관계를 많은 연구자들⁽⁷⁻¹⁰⁾에 의해 연구 되고 있다.

효과적인 반응용 금속 성형을 위해서는 덴드라이트 조직 없이 구형의 입자가 균일하게 분포되어 있어야 하는 것으로 알려져 있다. 초기에는 용탕이 용고되는 도중에 기계적 또는 전자기적 교반에 의한 전단응력으로 덴드라이트 조직을 파괴하여 구형으로 만드는 기계적 교반법에 대한 연구가 많이 이루어 졌다. 기계적 교반법은 고상을 0.5 이상에서도 교반이 가능하고 반응용 가공 조건들의 측정 제어가 용이하여 금속의 텍스트로피 특성을 밝히는 데 장점이 있는 반면 연속적으로 소재를 제조하는 대량 생산 체제를 갖추기가 곤란하다는 제약을 갖고 있다.

그러나 균일 가열법은 모재를 가능한 균일하게 가열하여 그 내부에 일정한 형태의 반응용 상태

를 만드는 것으로 금속학적으로 일정한 형태의 고상을 분포를 만들어 내는 것이 용이하지 않다. 즉, 모재의 균일한 가열상태 또는 균일한 고상을 분포를 실현하기 위해 가열로의 형상, 치수, 가열방법, 승온제어방식, 모재의 장입 및 유지방법 등에 대해서 적정조건을 선택해야 한다.

본 연구에서는 균일 가열법에 대한 적용가능성을 탐색하기 위하여, 반응용 Al-Si 과공정합금의 재가열에 따른 미세조직 변화를 관찰하고 유동성을 조사하고 잉고트를 용해하여 급속 응고로 미세한 덴드라이트를 갖는 빌레트를 제조한 다음 고액 공존 온도로 재가열하여 구형의 α 상을 형성시키고 재가열 온도와 재가열 유지시간에 따른 고상율을 측정하고 그 때의 성형성을 조사하였다.

2. 실험 방법

빌레트의 재가열 실험 및 반응용 성형 실험에 사용할 빌레트는 A390 합금 잉고트 1 kg을 용해한 후 AZ91D 합금을 각각 77g, 41g씩 첨가하여 직경 70mm, 길이 540mm의 강 파이프에 용탕을 주입한 채 몰탱크에 담근 후 용탕을 급냉시켜 Table 1과 같이 3종류의 빌레트로 제조하였다.

Fig. 1과 같이 제조한 빌레트를 가로 10mm, 세로 10mm, 높이 10mm 크기의 시편 형상으로 절단후 Fig. 2의 전기로에 투입하여 560℃에서 600℃ 사이의 구간으로 가열하여 10분~6시간 유지시키면서 이 때의 고상율, α 상의 형상, 초정 실리콘 입자의 크기등을 급속 현미경을 이용하여 관찰하였다. Swash plate성형 실험에 사용된 소재는 덴드라이트가 미세하고 초정 실리콘의 크기와 분포가 양호한 빌레트를 준비하여 균일 가열한 후 Fig. 3과 같이 가압 주조 장치를 이용하여 주조 성형하였다.

금형예열에 1시간 30분정도의 시간이 소요되므로 금형예열을 먼저하여 280~350℃에 도달하였을 때 소재가열을 시작하였다. 소재와 금형예열에는 열처리용 전기로를 이용하였고, 소재가 적정의 고상율에 도달하였을 때 금형을 150톤 가압성형장치에 장착하고 소재를 집게를 이용하여 금형으로 이송하였다. 소재를 금형까지 이송한 후 상부펀치가 소재와 접촉하여 가압이 완료되기까지 평균 40~60초가 소요되었다

소재의 균일가열 온도는 균일가열 실험의 결과에 따라 고상율(Fs)이 0.5~0.7이 되도록 조정하였으며 성형성에 미치는 금형 예열온도의 영향을 알아보기 위해 280℃, 290℃, 300℃에서 각각 주조하였다. 가압 주조 장치의 가압 속도는 65mm/sec, 가압력은 40MPa로 하고 가압 유지 시간을 10초로 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

잉고트의 균일가열

Fig. 4는 A390합금 잉고트의 가열온도에 따른 조직의 변화를 나타낸 것이다. 560℃에서는 가열전의 잉고트와 비교하여 변화가 일어나지 않았으며, 덴드라이트 조직 변화가 없다. 570℃ (Fs=0.7)에서는 기존의 덴드라이트가 부분적으로 합체되거나 분리되는 양상으로 나타나고 있다. 580℃ (Fs=0.6)에서는 고상과 액상사이의 상호 상변화가 활발하게 일어나 부분적으로 구상화되었으며, 이때 알루미늄 α 상의 크기는 평균 60~80 μ m이었다. 590℃에서는 액상영역이 증가하였고 고상율(Fs)은 0.4였다. 더욱이 α 상의 크기는 평균 100 μ m 전후로서 580℃일 때보다 증가하였다. 이것은 재가열온도가 높을수록 고액간의 상호작용이 활발하여 고액간의 용합이 일어나 고상의 크기가 증가한다는 것을 암시한다. 이것은 재가열 시간이 길어질 때도 나타나는 현상이다.

한편, 기계적교반은 교반전후의 초정 Si 크기의 차이가 3배이상으로 되었던 것에 반하여 균일 가열실험에서는 가열온도에 관계없이 거의 일정한 크기인 40 μ m 전후를 나타내고 있는데, 이것은

가열시간이 길지 않기 때문에 성장에 필요한 시간적 여유가 없었던 것이 원인으로 생각된다. 60°C에서는 덴드라이트의 재용해가 발생하였다.

가열전의 빌레트 조직

Fig. 1과 같이 빌레트를 제조한 다음 단조용 소재로 제조된 압출 빌레트(국내제작 1종과 일본 수입 1종)와 초정 실리콘 크기 등의 조직을 비교하여 Fig. 5에 나타내었다. 빌레트 A, B, C는 Fig. 1과 같은 방법으로 제작한 것이고, 빌레트 D는 국내업체에서 제작한 압출봉을 사용하였고, 빌레트 E는 일본 SHOTIC에서 제작한 연속 주조봉을 사용하였다.

빌레트 E의 경우 덴드라이트, 초정 실리콘 및 공정 실리콘이 미세하고 균일하게 분포되어 있으며 초정 실리콘 입자 크기는 약 30 μm 전후이며 공정 실리콘은 조직전체에 구상의 형태로 미세하게 분포되어 있다. 빌레트 E와 A390 잉고트의 경우 초정 실리콘의 크기는 40 μm 전후였으며 빌레트 A와 빌레트 B, 빌레트 C의 경우 초정 실리콘의 크기는 50 μm 정도였다.

빌레트 D는 공정 실리콘이 미세하고 균일하게 분포되어 있으나 A390 잉고트와 Fig. 1과 같이 제조한 빌레트 A, 빌레트 B, 빌레트 C에서는 공정실리콘이 구상이 아닌 판상의 형태로 나타나 있다. 이러한 현상은 과공정 Al-Si합금을 조직 개량처리하지 않을 때 나타나며 소재의 기계적 성질에 영향을 줄 수 있으므로 Swash plate성형 실험을 위해서는 개량처리가 된 빌레트를 사용하였다.

빌레트의 균일가열

Fig. 1의 방법으로 제작한 빌레트 A, B, C 3종류를 사용하여 560°C에서 각각 3시간, 4.5시간, 6시간 가열했을 때의 조직을 Fig. 6에 나타내었다. 세가지 시편 모두 시간이 증가함에 따라 고액계면에서 상호작용이 일어나고, 고액간의 용해가 점점 진행되어 액상영역이 증가함을 알 수 있다.

초정 실리콘의 크기는 빌레트 A, B, C 모두 가열전과 비슷한 평균 50 μm 정도로 가열시간의 증가에 관계없이 동일한 크기를 나타내었다. 그러나 초정 실리콘이 불균일하게 분포된 지역이 관찰되는 것은 액상영역이 증가함에 따라 고상 사이에 갇혀있던 초정 실리콘들이 자유롭게 이동할 수 있게 되었기 때문으로 생각된다. 알루미늄 α 상의 크기는 가열시간이 증가함에 따라 초기 덴드라이트 조직보다 성장되어 있음을 알 수 있다. 가열시간이 4.5시간에서 6시간으로 증가함에 따라 크기가 증가하여 평균 100~120 μm 을 나타내었다.

빌레트 A에 비하여 빌레트 B와 빌레트 C는 구상화가 많이 진행되어 있었다. 저온에서 장시간 가열시 전체적으로 α 상이 균일하게 구상화되었으며 이러한 현상으로 빌레트 A, B, C의 가열시간을 단축하기 위해 가열온도를 높여서 시험을 하였다. Fig. 7은 가열온도를 580°C로 일정하게 하고 가열시간을 30분에서 100분까지 증가하면서 가열했을 때의 조직이며, Fig. 8은 600°C에서 가열시간을 10분에서 30분까지 시간을 증가하면서 가열했을 때의 조직이다.

빌레트 A, B, C 모두는 560°C에서 6시간 유지했을 때와 마찬가지로 가열시간이 길어질수록 고액간의 용해가 심하게 일어났다. 이같은 현상은 유지시간이 증가함에 따라 고상과 액상의 계면에서 반응이 활발히 일어나기 때문인 것으로 생각된다.

재가열시간이 증가함에 따라 액상영역이 넓어지고 고액간의 상호작용이 활발해져 전체적으로 균일하지 못하게 되었다. 초정 실리콘은 560°C에서의 실험과 마찬가지로 크기의 증가는 없었으나 액상이 많은 영역에서는 부분적으로 불균일한 부분도 나타났다. α 상의 크기는 저온에서 장시간 가열했을 때보다는 다소 작은 70~100 μm 정도로 나타났으며, 저온보다 고온에서 가열했을 때가 고액간의 용해가 활성화되어 조직의 변화가 심하게 나타났다. 균일가열법에서 초기에 고상의 용해가 일어나기 시작할 때 용해의 효과를 높이기 위해서는 고상의 입자를 미세화 하는 것이 바람직하다. 재가열 온도가 높을수록 고액간의 상호작용이 활발하여 고액간의 용해가 잘 일어나며, 재가열시간이 증가할수록 고상의 크기가 증가함을 알 수 있다. 따라서 고상 입자의 과도한 성장을 방

지하기 위해서는 가열 유지시간을 짧게할 필요가 있다. 과공정 Al-Si합금의 내마모 특성에 영향을 미치는 초정 실리콘 입자는 기계적 교반의 경우와 비교하면 훨씬 미세하고 분포도 균일 하였다. 기계적 교반의 경우는 강력한 전단력에 의한 초정 실리콘 입자간의 결합으로 입자 성장이 진행되는 것에 반해, 균일가열의 경우 고액간의 계면반응에 의한 입자성장이 이루어지기 때문으로 생각된다.

충진거동에 따른 성형성 시험 결과

고상율에 따른 충진거동을 조사한 결과, Fig 9의 (a)는 고상율 0.3의 경우로서 충진은 완전하게 되었으나 액상영역과 고상영역이 완전하게 구분될 정도의 불균일한 조직을 나타내고 있다. 특히 시편 성형중 금형의 캐비티내로 가장 먼저 들어가서 초기에 충진된 부분에는 고상율이 낮게 나타나고 있는데, 이것은 빌레트를 가압하면 유동성이 큰 액상이 고상보다 먼저 밀려 들어가는 고액 분리 현상이 발생하기 때문인 것으로 판단된다. 고상영역에서는 α 상들 사이에서 초정 실리콘 입자들이 균일하게 분포하고 있으며 크기는 가열전의 크기인 40~50 μm 로 나타났다. 그러나 액상영역에서는 초정 실리콘 입자들이 불균일하게 분포하고 있으며 뭉쳐있는 경우도 나타났다. 이것은 고상영역에서는 초정 실리콘 입자들이 α 상들 때문에 이동이 제한되지만 이동이 용이한 액상영역에서는 불규칙적인 이동을 하기 때문인 것으로 생각된다. 0.7의 고상율에서 작업을 하였을 때의 경우는 Fig. 9의 (b)와 같이 α 상들이 전체적으로 균일하게 분포하며 충진이 완전하게 되었으며, 초정 실리콘 입자의 크기와 분포가 양호하게 나타났다. 고상율이 0.7이상인 경우 성형성이 크게 떨어져 충진이 불충분하였다. 반응용 금속의 성형은 소재의 고상율이 0.4~0.6일 때가 좋은 것으로 알려져 있으나, 앞에서 언급한 바와 같이 A390 합금의 경우 초정 α 상 및 초정 실리콘의 편석을 방지하기 위하여 고상율을 0.6~0.7(540~550 $^{\circ}\text{C}$)로 하는 것이 좋을 것으로 생각한다.

반응용 금속 성형을 위한 금형의 예열 유지시간을 확보하기 위하여 빌레트는 540 $^{\circ}\text{C}$ ~550 $^{\circ}\text{C}$ 에서 60분동안 가열하였고 고상율이 0.6~0.7일 때 금형에 투입하여 150톤 용량의 가압장치를 이용하여 성형하였다.

가압성형장치의 플런저 이동 속도는 65mm/sec로 하였으며, 시편에 가해지는 가압력을 40MPa로 하여 가압후 10초동안 유지한 후 응고시켰다. 빌레트와 금형이 접촉하게 되면 접촉시간 혹은 금형의 예열온도에 따라 소재의 고상율이 변화하므로 가능한 접촉시간은 줄이고 예열온도를 높였다. 그러나 금형의 온도가 너무 높게 되면 금형에 열부하가 걸려 금형의 수명이 짧아지게 되므로 너무 높지 않은 온도의 설정이 필요하였다. 본 연구에서는 금형의 온도가 가압성형시 충진에 미치는 영향을 알아보기 위하여 금형온도를 280 $^{\circ}\text{C}$, 290 $^{\circ}\text{C}$, 300 $^{\circ}\text{C}$ 로 변화하면서 실험하였다.

Fig. 10은 금형의 예열온도에 따른 충진거동 실험의 결과이다. 300 $^{\circ}\text{C}$ 보다 낮추어 280 $^{\circ}\text{C}$ 와 290 $^{\circ}\text{C}$ 에서 성형한 경우는 충진 부족이 발생하였고, 300 $^{\circ}\text{C}$ 에서 충분한 충진이 이루어졌으며 300 $^{\circ}\text{C}$ 이상의 온도에서 완전충진이 예상된다. 금형의 온도를 낮출 경우 고액공존 온도로 가열된 소재가 금형과 접촉하고 있는 동안 소재의 고상율, 점도 및 유동성이 함께 저하하기 때문에 금형내 충진이 불완전해진 것으로 생각된다.

4. 결 론

과공정 Al-Si합금을 균일가열하여 슬러리 상태로 제조한 다음 가압성형장치로 반응용성형 실험하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 기계적 교반실험의 경우, Al-17wt.% Si합금을 522 $^{\circ}\text{C}$ 에서 581 $^{\circ}\text{C}$ 사이의 온도에서 200rpm으로 15분동안 교반하여 슬러리를 제조하였을 때 응고 도중 교반에 의한 초정 실리콘의 합체로 실리콘의 크기가 3배이상 증가하여 150 μm 정도로 조대하며 불균일한 편석 현상이 나타났다.

- 2) 덴드라이트를 갖는 잉고트 혹은 빌레트를 고액공존 온도로 균일가열함으로써 구형의 α 상과 액상이 혼재하는 반응용 금속의 제조가 가능하였다.
- 3) 과공정 Al-Si합금의 잉고트 혹은 빌레트를 고액공존 온도인 560°C와 580°C사이의 온도구간에 서 30분에서 6시간동안 균일 가열하였을 때 가열온도와 가열시간이 증가함에 따라 α 상의 구형화가 촉진되고 액상율은 감소하였다.
- 4) 반응용 과공정 Al-Si합금을 성형 실험의 경우는, 고상율을 낮추면 충전이 용이하였으나 고상과 액상이 분리되어 편석이 심하였고 급형 예열을 300°C, 고상율을 0.6~0.7로 하였을 때 충전이 완전하고 조직이 균일하였다.

5. 참 고 문 헌

- 1) K. P. Young : Semi solid metal forming alloys and composites In Nature and properties of semi solid materials. TMS, March (1992) p245
- 2) M. C. Flemings : Metall. Trans., 22A (1991) p957
- 3) T. Z. Kattamis and T. J. Piccone : Rheological behavior of a semi solid Al-Cu-Mg alloy In Nature and Properties of Semi-Solid Materials. TMS, March (1992) p69
- 4) S. D. Ewakil : Advanced technology of plasticity, Vol.1 (1984) p45
- 5) M. P. Kenney, J. A. Courtois : Metal handbook, Ninth Ed., ASM., Vol.15 (1988) p327
- 6) P. O. Charaeyron and M. C. Flemings : Met. Trans. B., Vol.15B No 1 (1984) p173
- 7) A. Vogel, R. D. Doherty and B. Cantor : Solidification and casting of metals Proc., J. Hunt, Ed., University of Sheffield, (1977) p518
- 8) R. D. Doherty, H. I. Lee and E. A. Feest : J. Mater., Sci., Eng., vol.65 (1984) p181
- 9) D. B. Spencer, R. Mehrabian, M. C. Flemings : Met. Trans. A., vol.17A (1986) p2049
- 10) P. A. Joly and R. Mehrabian : J. Mat. Sci., vol.11 (1976) p1393

Table 1. Chemical compositions of A390 alloy billets for reheating.

Compositions Billets	(wt.%)						
	Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Ti	Al
A	16.4	0.60	0.26	4.60	0.01	0.01	bal.
B	16.4	0.60	0.26	4.60	0.01	0.01	bal.
C	16.4	0.60	0.26	4.60	0.01	0.01	bal.
D	17.9	0.46	0.29	4.53	0.041	0.028	bal.
E	16.4	0.54	0.30	4.10	0.03	0.05	bal.

- A : Billet made at lab.
- B : Billet made at lab. with AZ91D 77g.
- C : Billet made at lab. with AZ91D 41g.
- D : Billet purchased from a Korean commercial company.
- E : Billet purchased from a Japanese commercial company.
(SHOTIC)

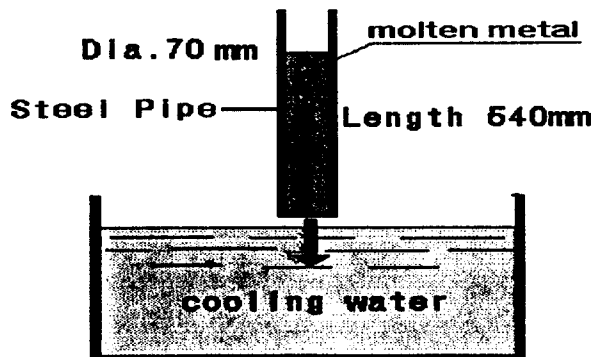


Fig. 1 The Fabrication of A390 alloy Billet.

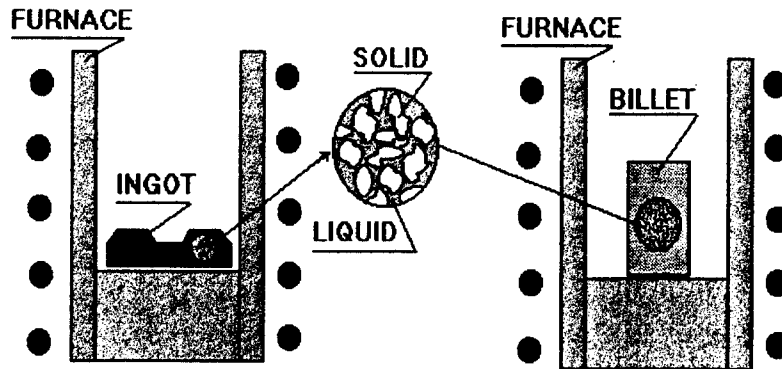


Fig. 2 Reheating of Al-Si alloy ingots and billets.

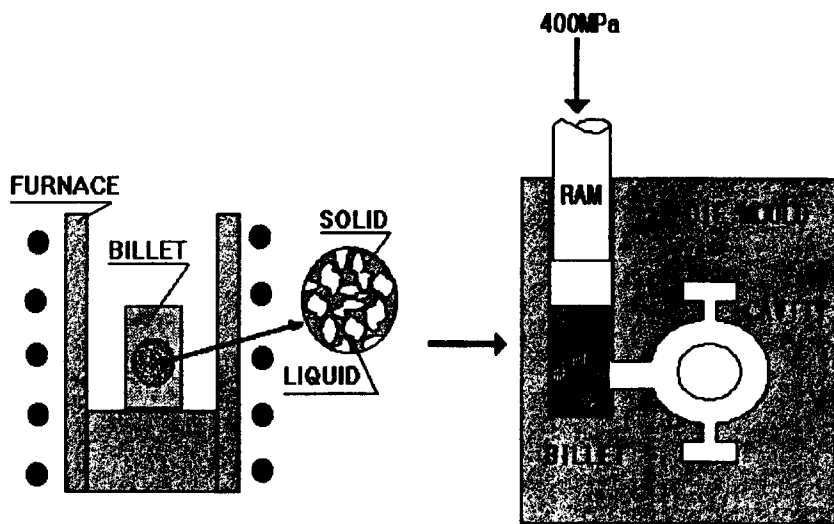


Fig. 3 Overview of semi-solid casting for swash plate application study

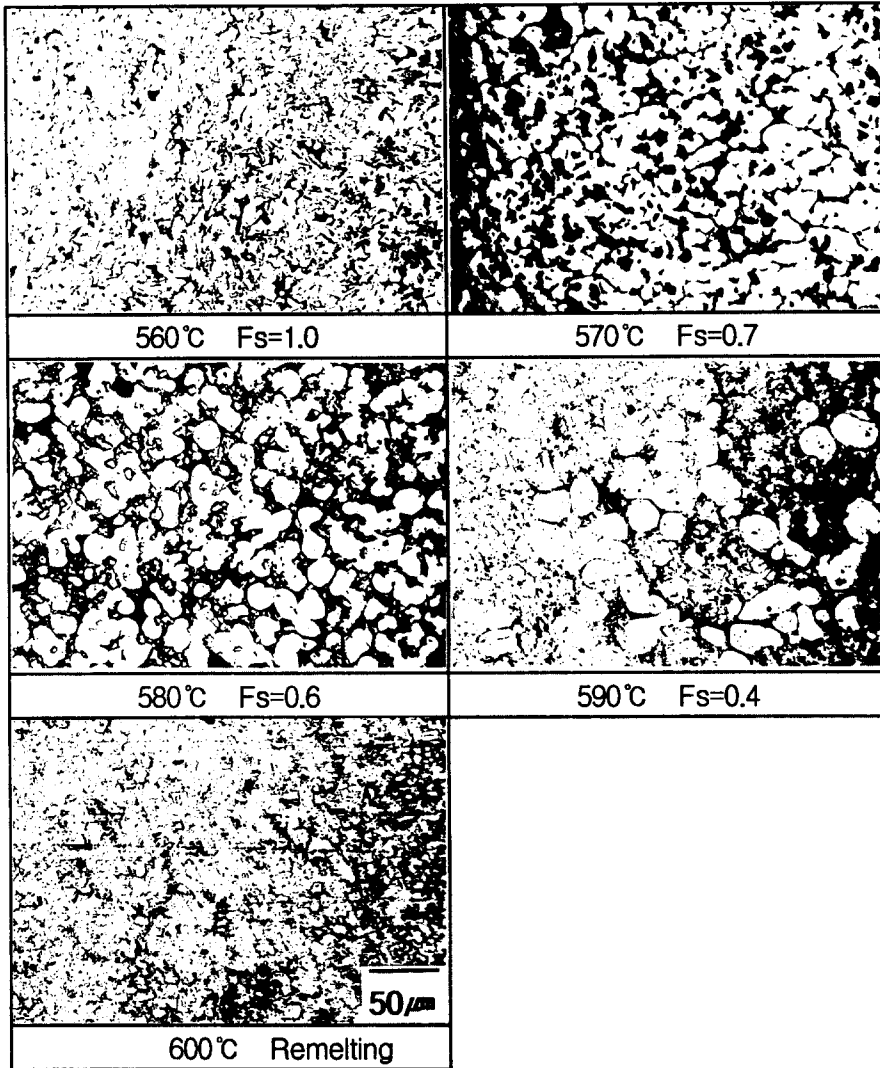


Fig. 4 Photomicrographs illustrating series of microstructures from A390 alloy with the increase of reheating temperature at isothermal holding time of 30min.

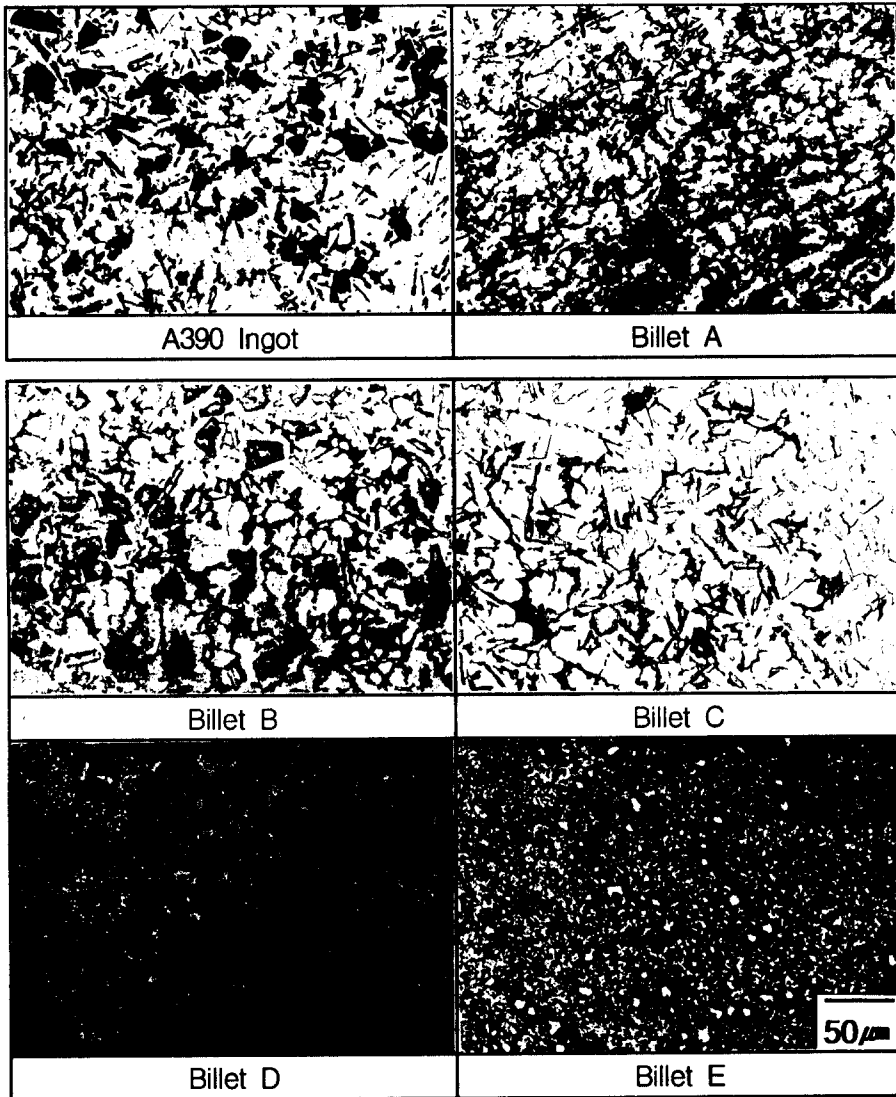


Fig. 5 Microstructures of A390 alloy ingots and billets before reheating.

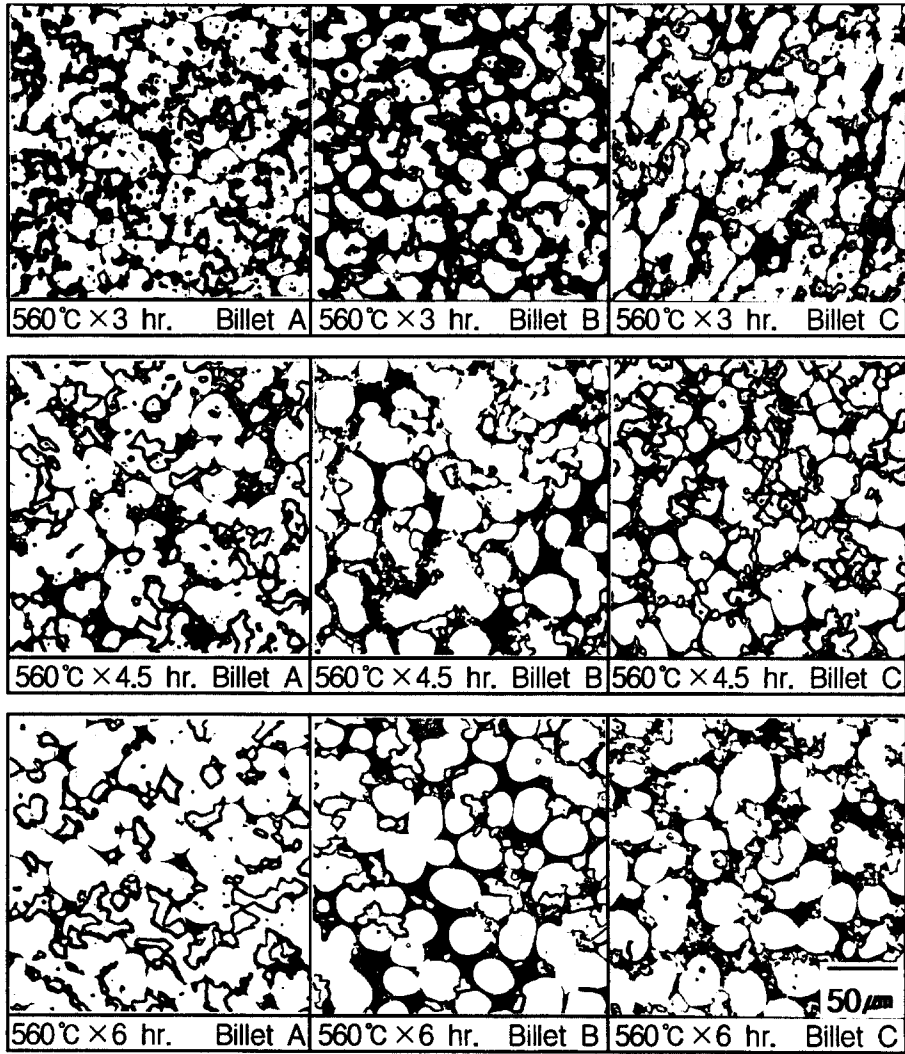


Fig. 6 Microstructures of A 390 alloy billets at isothermal holding temperature 560°C at isothermal holding time of 3, 4.5, 6 hours.

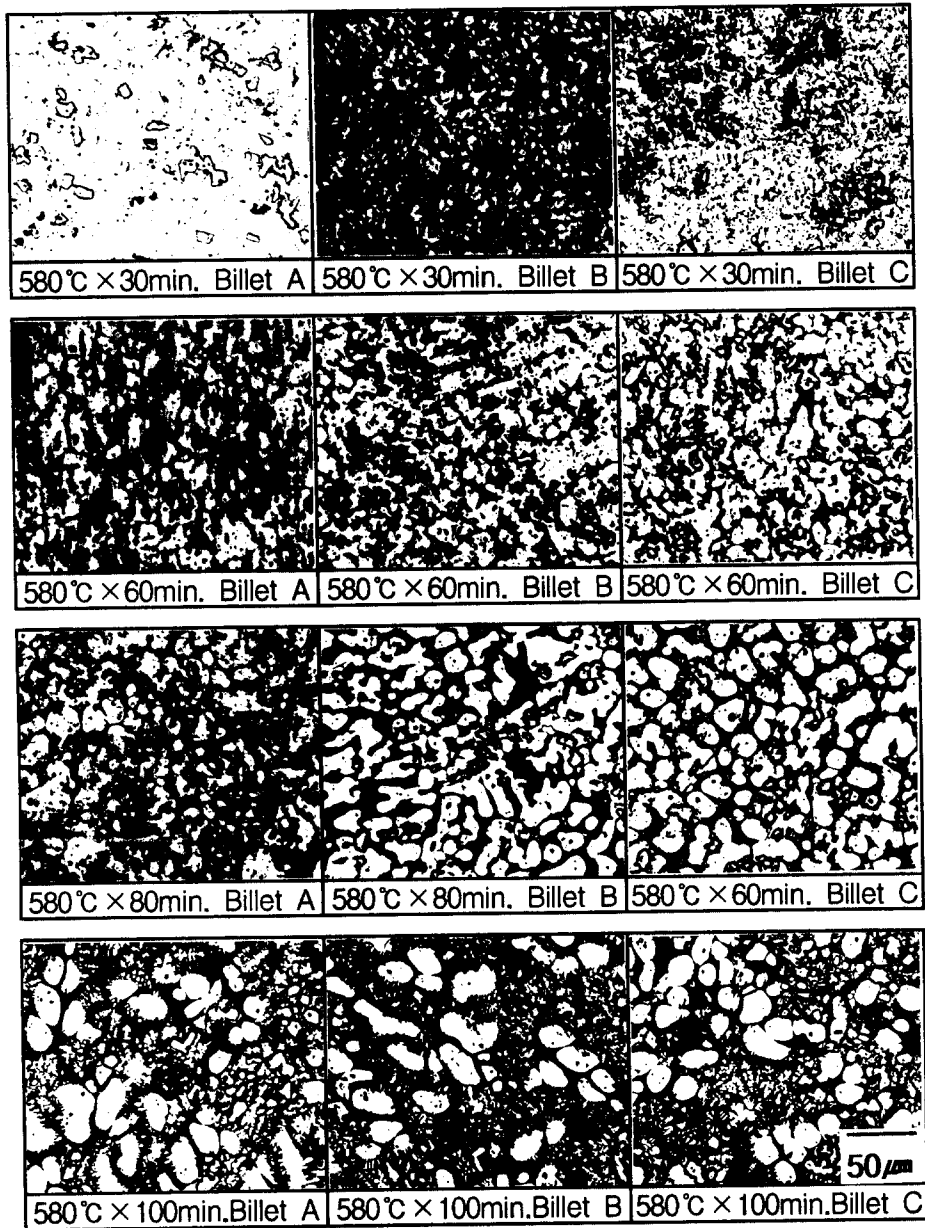


Fig. 7 Microstructures of A390 alloy billets at isothermal holding temperature 580°C at isothermal holding time of 30, 60, 80, 100 minutes.

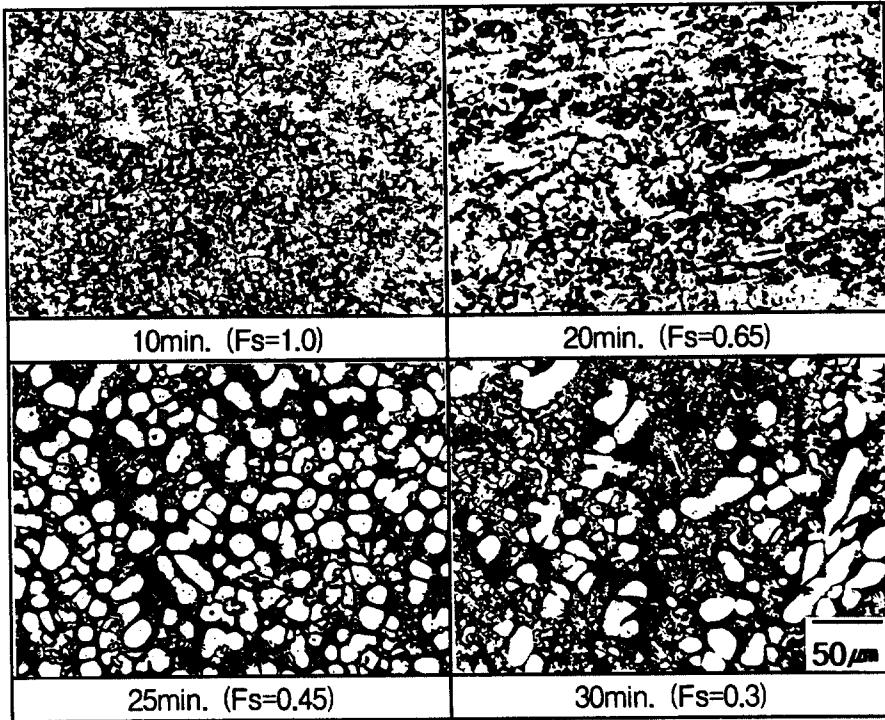


Fig. 8 Microstructures of billet C at isothermal holding temperature 600°C at isothermal holding time of 10, 20, 25, 30 minutes.

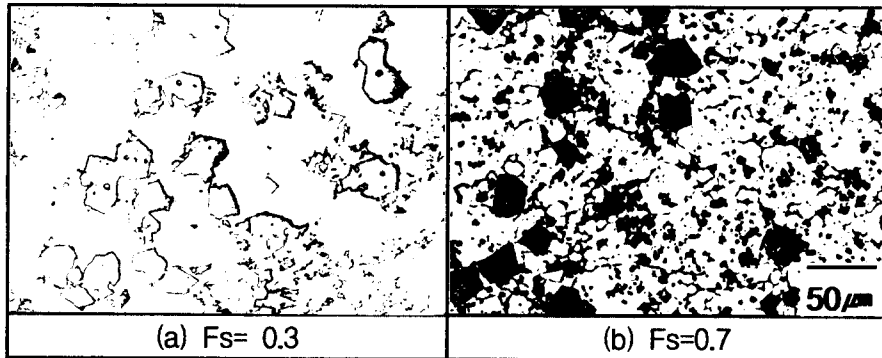


Fig. 9 Microstructures from successive sections of a swash plate sample at different solid volume fraction 0.3, 0.7.

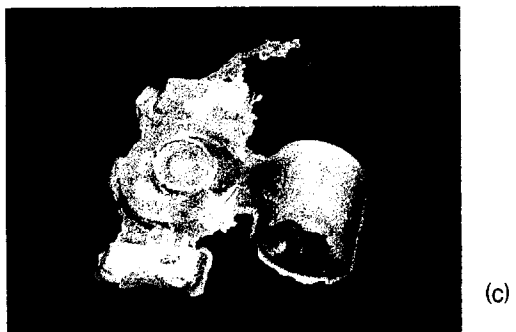
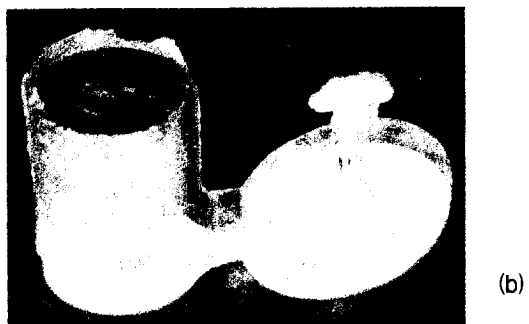
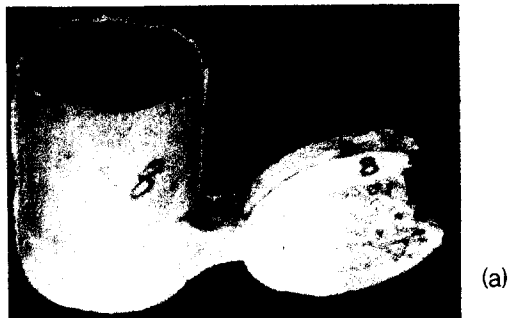


Fig. 10 The results of fluidity from reheated billet at different die temperature.
; (a) 280°C (b) 290°C (c) 300°C.