

■■■■■■■■■■
論 文
 ■■■■■■■■■■

마그네슘 합금의 소실모형주조 시 기포형성 특성에 관한 연구 - 알루미늄 합금과 비교 -

신승렬 · 한상원[†] · 이경환^{*}

A Study on the Characteristic of Gas Pore Formation in Lost Foam Casting of Mg alloy-Comparison with Al alloy

Seung-Ryoul Shin, Sang-Won Han[†] and Kyong-Whoan Lee^{*}

Abstract

The pore formation characteristic of Mg alloy during Lost Foam Casting(LFC) was investigated with reduced pressure test and real casting, which was compared with the results of previous work for Al alloy. Cast Mg alloys in LFC had much lower porosities in comparison with those of Al alloys. Also, the proper pouring temperature gave the minimum porosity like Al alloy although it was higher than that of Al alloys due to the worse fluidity of Mg alloy. The pore formation mechanism of Mg alloy in LFC was similar to that of Al alloy but the critical temperature showing the different mechanism is higher than that of Al alloy as much as 30~50°C. The result that Mg alloy in LFC had the lower porosity comparing with Al alloy was due to the extra solubility of hydrogen gas although the solubility of Al alloy was easily exceeded by the external sources like pyrolyzed polystyrene products. The mold evacuation gave the lower porosity due to the removal of polystyrene pyrolysis products, and reduced shrinkage defects. Also, there was a proper evacuation pressure that gave a porosity of almost 0vol%. But much higher vacuum degree than this proper pressure caused the severe entrapment of polymer pyrolysis products that gave the large porosity.

Key words: Lost Foam Casting, Pore formation, Mg alloy, Aluminum alloy, Polystyrene

(Received April 30, 2004 ; Accepted June 18, 2004)

1. 서 론

소실모형주조(LFC; lost foam casting process)는 1950년 H.F. Shroyer에 의해 발명되었으며 복잡한 형상을 가진 산업용 주물 부품들의 생산에 있어서 현재 전 세계적으로 선호되고 있는 주조방법 중의 하나이다 [1]. H.F. Shroyer의 발명 이후, 1960년의 H. Nellen의 특허, 비점결사를 사용한 1964년의 T.R. Smith의 특허, 1966년의 R. Hofmann의 마그네트 주조법, 1968년의 Kryzanowsky에 의한 감압 full mould 법 등이 개발되어 왔으며 그 진보가 거듭되어 왔다[2]. 현재 소실모형주조는 전세계적으로 흡기다기관(intake

manifold)과 같은 Al 합금 자동차용 주물품과 자동차용 주철 주물품 생산에 많이 활용되고 있다.

특히 LFC에 주로 사용되는 재료인 폴리스티렌은 탄소 92wt.%, 수소 8wt.%의 화합물로서 Al 합금과 같은 저융점 합금의 주조 시에는 액체 분해물에 의해 주로 주조결함이 유발되는 것으로 알려져 있지만[3-5], 선행연구에서는 기공결함에 대해 기체분해물의 기여도 관찰되었다[6].

수년 동안, 자동차, 항공기 및 군사용 마그네슘 합금 부품들이 고압 다이캐스팅이나 사형주조에 의해 생산되어 왔다. 그러나 현재 마그네슘 합금 부품의 생산에 있어서 고압 다이 캐스팅에 의해 생산될 수 없는 모양

한국과학기술원(Dept. of Materials Science and Engineering, KAIST, Taejon 305-338, Korea)

^{*}한국생산기술연구원(Korea Institute of Industrial Technology)

[†]E-mail : hsw33@kaist.ac.kr

과 성질들이 요구되고 있고, 정밀 사형주조가 다양한 모양의 주조품을 생산할 수 있지만 공정이 비싸고 작은 체적의 고가 제품에 제한 되어왔다.

그러므로 다이캐스팅과 사형주조 사이의 중간역할을 할 자동화 주조공정이 요구되며 이를 소실모형주조법이 그 역할을 할 것으로 믿어지고 있다. 그러나 많은 전문가들이 마그네슘 합금의 소실모형주조로의 적용에 어려운 점을 두 가지로 제시하고 있다. 첫번째는 마그네슘 합금의 낮은 열용량인데 이로 인해 마그네슘합금은 근본적으로 낮은 유동도를 보인다. 게다가 소실모형주조 시 용탕선단에서 모형의 흡열반응에 의해 유동도가 더욱 나빠지는 문제가 우려되며, 이를 극복하기 위해서는 알루미늄 합금에 비해 더욱 큰 주형 내 감압도가 요구된다. 또한 단열성이 더욱 뛰어나고 열전도도가 낮은 코팅 및 낮은 밀도를 갖는 모형재료의 사용도 이점이 될 것이다. 두 번째 문제점으로서 마그네슘 합금 용탕과 모형재료와의 반응성이 우려되는 문제이다. 그러나 이에 대해서는 최근 Z. Liu et al.에 의해 반응이 없음이 확인되었고, 이 결과의 원인에 대해 모형의 분해 중 생기는 carbon dioxide가스의 반응억제 효과가 제안되었다[7]. 그러나 아직까지도 마그네슘 합금에 대한 연구는 미비한 상태에 있으며, 본 연구는 선행연구와 관련하여 마그네슘 합금의 기공결합형성 특성에 중점을 두었고, 아울러 마그네슘 합금의 주조에서 주형 내 감압이 기공형성 특성에 미치는 영향을 살펴보고자 하였다.

2. 실험 방법

2.1 감압응고시험 법의 응용

Fig. 1의 감압응고 시험(Straube-Pfeiffer-Test)장치는 마그네슘 합금과 모형재료의 반응성 여부를 확인하고 일반적인 마그네슘 합금에서의 용해 수소가스농도를 예측하기 위해 사용되었다. 주조 시 몰드로 사용되는 스테인레스 스틸 컵의 용량은 170 cm³이고, 용탕의 주입 후 감압 시 응고 속도를 감소시켜 감압효과가 충분히 나타나도록 하기 위해서 약 0.2 mm의 두께로 BN분말을 코팅하였다. 원하는 무게의 폴리스티렌을 컵에 넣은 후, 약 100 g의 Mg 합금(AZ91H)용탕을 컵에 주입하였다. 이 때 주입온도는 710°C였으며, 유리로 만들어진 커버를 바로 덮고 160 torr까지 감압하여 주조하였다. 이렇게 준비된 시편들은 아르키메데스

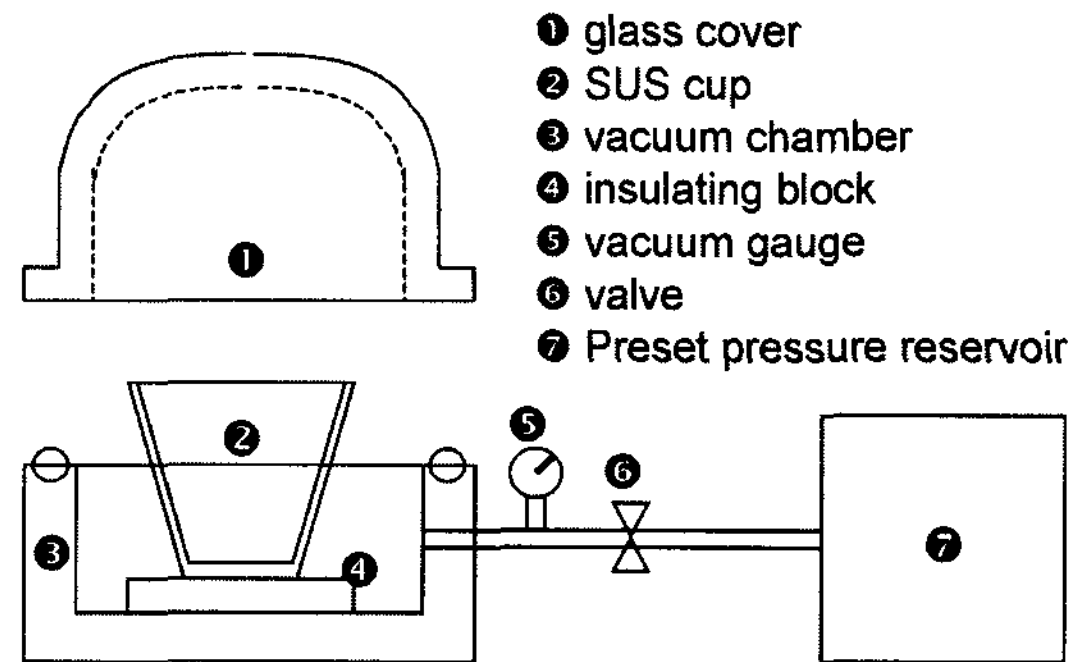


Fig. 1. The schematic apparatus of reduced pressure test set.

(Archimedes)법에 의해 밀도와 기공도가 측정되었고[8], 가시적으로 기공분포를 조사하기 위해 반으로 절단한 시편들을 #1200의 연마지로 연마하여 관찰하였다.

2.2 소실모형주조

Fig. 2는 실제적인 소실모형주조에서 수소가스기포의 형성특성을 조사하기 위한 T형 시험주조 모형으로 각각 다른 두께의 채널(17, 11, 7 mm)을 가졌으며, 이것은 탕구저(sprue base)에 접착제(hot melt)를 이용하여 부착되었다. 그리고 상용 알루미늄 합금용 단열 코팅재(EBACOTE-100IJ)로 약 0.2 mm두께까지 도포하였으며, 코팅의 두께는 무게 측정법을 이용하여 결정하였다. 코팅된 모형을 플라스틱 내에 설치하고 진동을

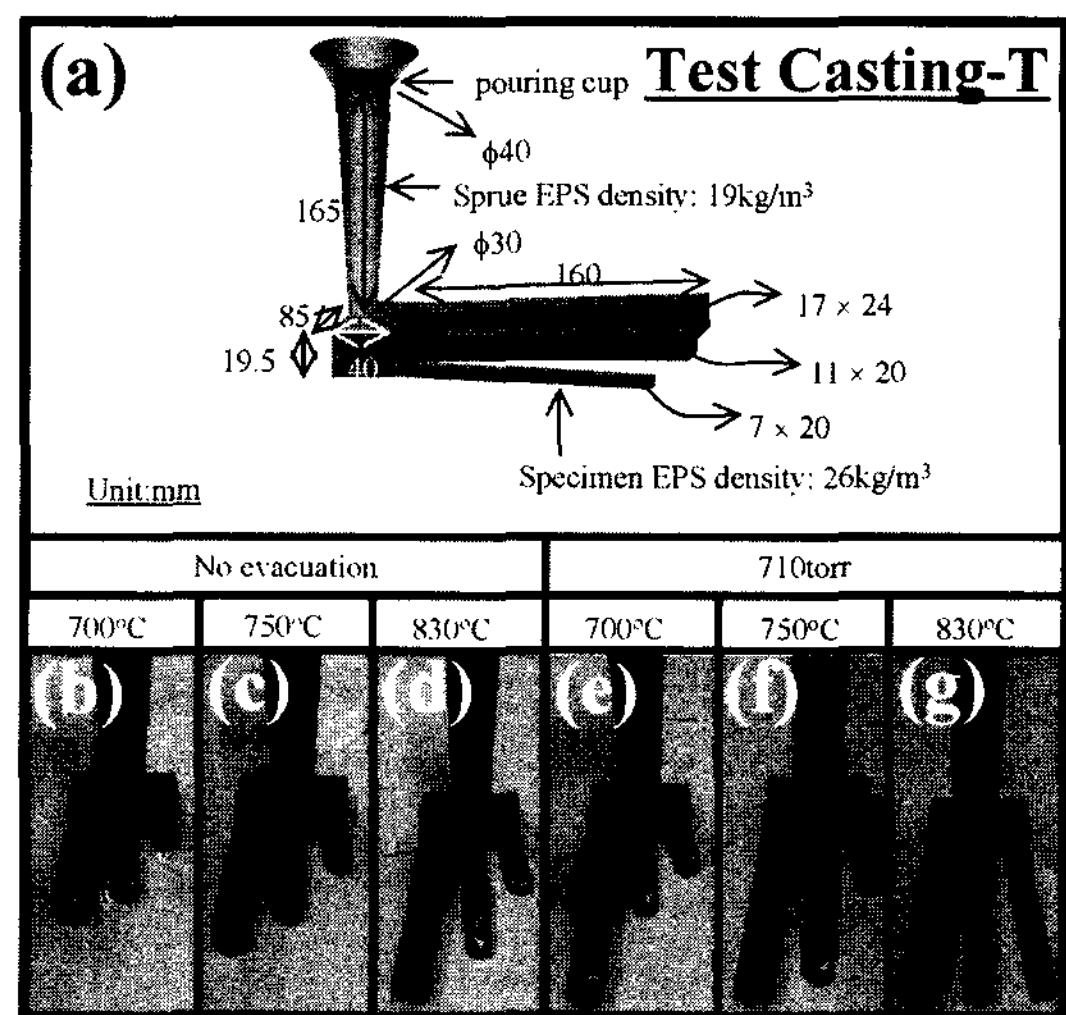


Fig. 2. Test casting-T for the investigation of effects of pouring temp., casting thickness and mold flask evacuation on the hydrogen gas pick-up.

가하며 비점결사를 채워 넣었다. 이렇게 준비한 후, 주형 내 감압 시 감압손실을 최소화하기 위해 플라스틱 상부를 비닐 커버로 밀봉하고, 다시 그 위에 용탕이 튀어 녹지 않도록 모래로 다시 덮었다. 용탕의 주입 작업 시 주형 내 내부 압력이 710 torr가 되도록 감압 하였으며 주형 상단의 주입 컵을 통해 용해된 Mg 합금(AZ91H)을 주입하였다. T형 시험주조에서는 주입 온도를 700°C에서부터 830°C까지 변화시켰으며, 동시에 진공을 적용하지 않은 경우와 적용한 경우로 나누어 실험하였다. Fig. 2(b~g)는 각 조건에서 주조된 주조체의 모양을 나타낸다. 주조 후 시편들의 기공도가 측정되었고, 기공 형성에 대한 기구를 조사하기 위해 기공 내부의 탄소량이 EDS를 통해 분석되었다. Fig. 3은 소실모형주조 시 금속 용탕의 충전거동 및 응고 거동을 가시적으로 관찰하기 위해서 만들어진 L형 시험주조모형으로서 모형의 한면은 쿼즈 윈도우에 밀착되었고, 다른 면들은 약 0.2 mm 두께로 단열 코팅되었다. 유동과정에 대한 관찰은 고 해상도의 카메라를 이용하였다. 기공특성 및 용탕의 충전거동에 대한 주형 내 감압의 영향을 살펴 보기위해서 T형 시험주조에서 주형 내 압력이 760, 710, 685, 610, 535, 460 그리고 385 torr가 되도록 하여 710°C의 Mg합금 용탕을 이용하여 주조하였다. 이 경우에도 코팅의 두께는 약 0.2 mm였다.

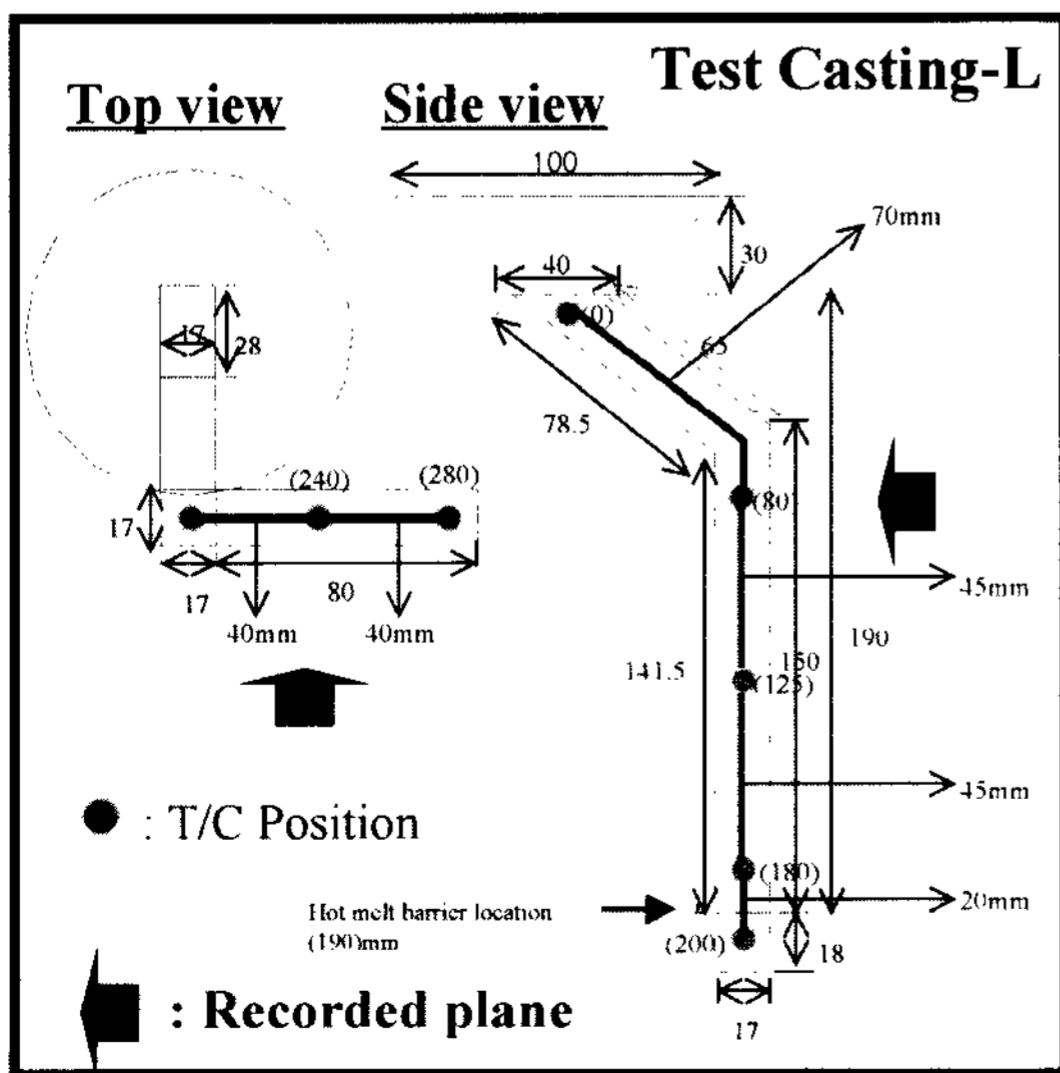


Fig. 3. The shape of test casting-L to visualize the filling behavior of the melt during LFC.

3. 실험결과 및 검토

3.1 감압응고시험

Fig. 4는 감압주조시험에서 얻은 시편을 반으로 절단한 면의 기공분포를 나타낸다. Fig. 4(m~o)의 알루미늄 합금의 경우와 비교했을 때 Fig. 4(a~l)의 마그네슘 합금에 존재하는 용해 수소량은 매우 적은 것으로 보인다. 밀도측정결과를 수소농도로 환산하면[8] 탈 가스를 하지 않은 용탕의 경우 약 0.04 mL H₂/100 g Mg, 탈 가스를 한 경우 거의 영의 값을 갖는다. 그러나 실제적으로 이렇게 적은 양의 수소가 마그네슘 합금 내에 용해되어 있는 것은 아니다. 왜냐하면 마그네슘 합금의 수소용해도가 알루미늄 합금의 용해도보다 매우 크고 이론적으로는 용융 시작온도(고상선 온도)에서의 수소량에 측정된 만큼의 양만큼 더 큰 수소량을 갖기 때문이다. E.F. Emley에 의한 수소용해한도 값들은 포화 수소량을 얻기 위해 수소분위기 하에서 측정되었다는 사실을 주목해야 한다[9]. 그러므로 예를 들어 pure Mg의 고상선 온도에서의 수소용해한도를 적용하면 탈가스 처리를 하지 않은 용탕의 경우 약 20.04 mL H₂/100 g Mg의 수소량을, 탈 가스 처리를 한 경우 약 20 mL H₂/100 g Mg 이하의 수소량을 갖는다고 볼 수 있다.

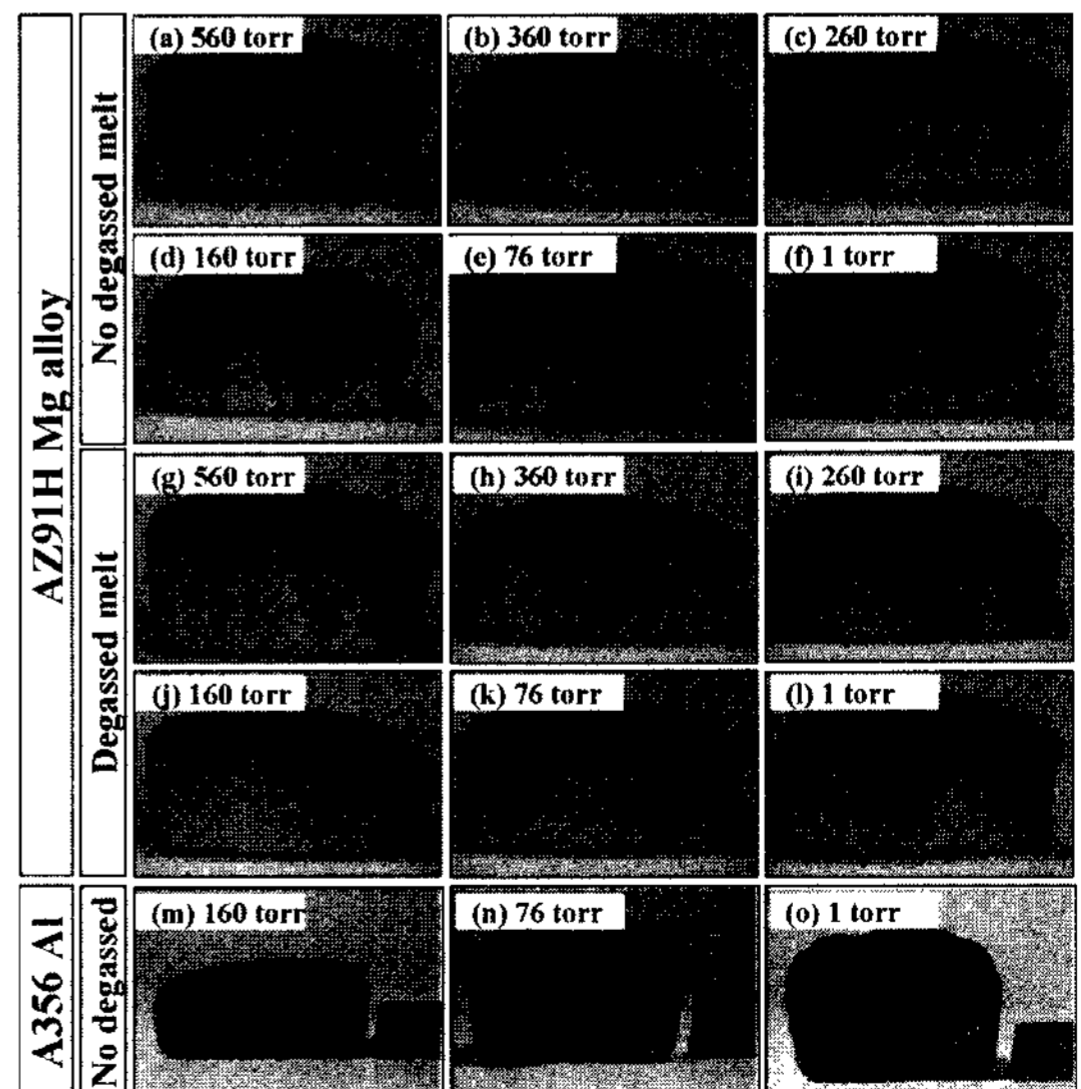


Fig. 4. The photographs showing the polished surfaces of reduced pressure test samples: (a)~(f) cast without the use of polystyrene and with the no-degassed melts, (g)~(l) cast without the use of polystyrene and with the use of degassed melts: humidity above 80%.

그러나 이 결과는 포화상태에 가까운 수소량을 얻기 위해 습도가 약 80% 이상인 상태에서 측정되었기 때문에 실제로는 더 낮은 수소량을 함유할 가능성이 크다.

Fig. 5는 알루미늄합금의 경우와 함께 보통의 용탕에서 측정될 수 있는 Mg합금의 수소 함유량을 준용해도 그래프에 나타내었다.

Fig. 6은 알루미늄 합금과 마그네슘 합금의 용탕을

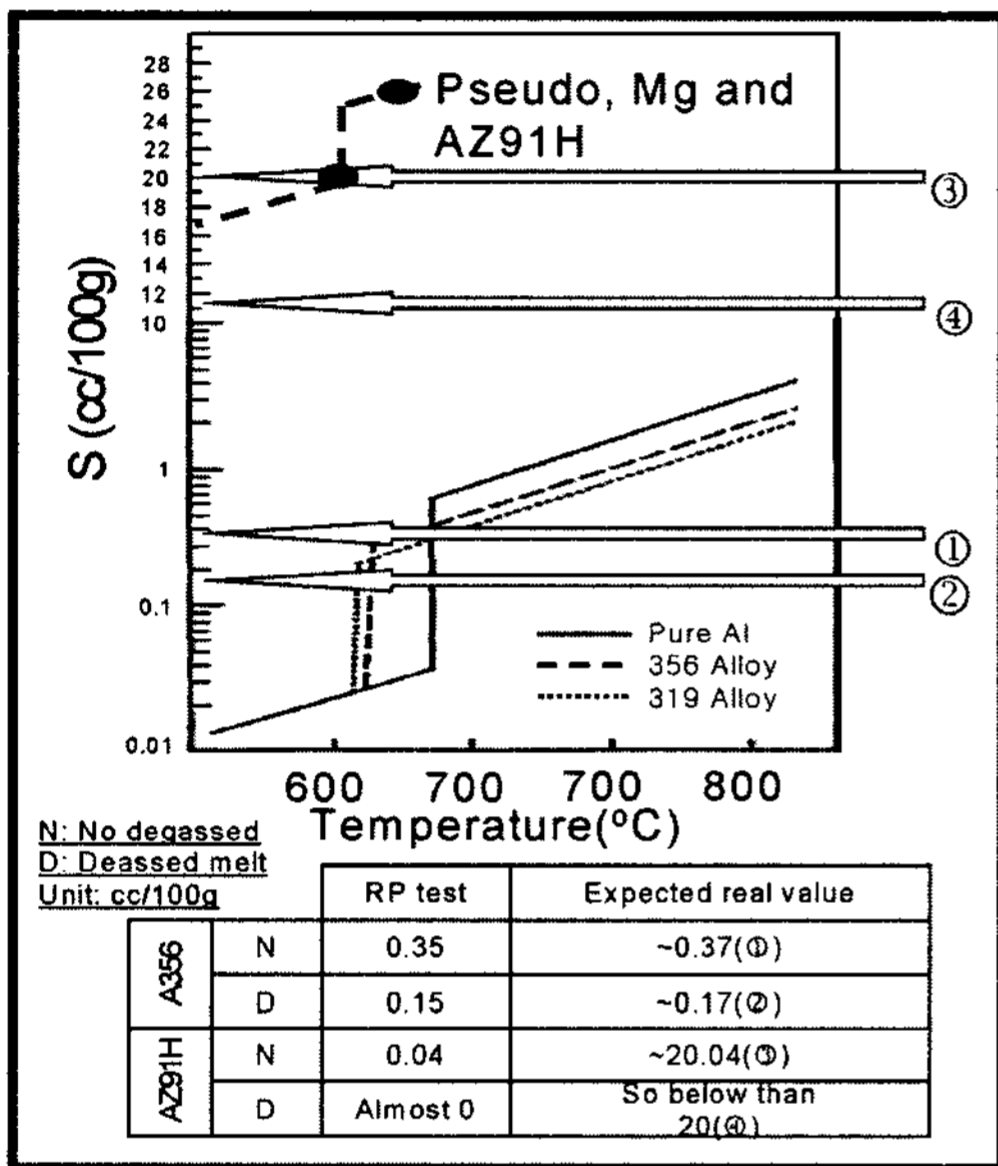


Fig. 5. The pseudo hydrogen solubility diagram of Mg alloy compared with that of Al alloy: below table shows the measured hydrogen content for Mg AZ91H and Al A356 alloys by reduced pressure test and those expected real hydrogen concentration in melts.

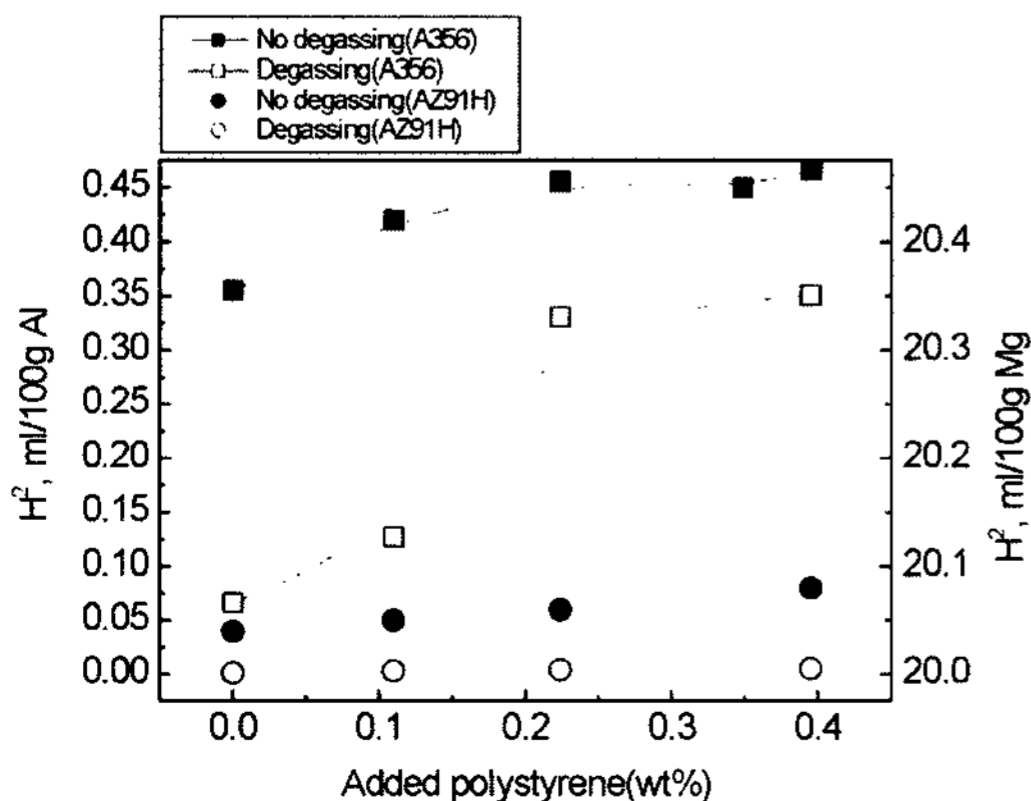


Fig. 6. Effect of reacted polystyrene weight in a cup for hydrogen gas pick-up.

감압주조 시험하기 전에 무게가 측정된 폴리스티렌을 컵에 미리 장입하고 주조했을 때 밀도로부터 얻어지는 수소 용해량을 나타낸다. 물론 마그네슘 합금의 수소 용해량은 알루미늄합금의 경우보다 훨씬 높을 것이지만, 알루미늄 합금의 경우 폴리스티렌 첨가량에 민감하게 수소 용해량이 증가하는 반면 마그네슘 합금의 경우에는 그 증가정도가 매우 적었으며, 이는 실제 수소 용해량이 용해한도에 비해 매우 낮기 때문으로 사료된다.

3.2 소실모형주조

Fig. 7(a)는 Fig. 2의 Mg합금에 대한 T형 시험주조에 서 가장 단면적이 큰(17×24 mm: module = 4.95 mm) 채널 시편에서 채널의 입구부분으로부터 40 mm씩 절단하고 측정된 기공도 분포를 보여준다. 가장 적은 기공도는 800°C의 주입조건에 710 torr의 감압을 적용한 경우에 대략 0.03 vol.%의 값이 얻어졌다. 대부분의 시편의 경우에 기공도는 알루미늄 합금의 경우와 비슷하게 시편의 위치가 채널의 끝으로 갈수록 점차 증가하는 경향을 보였다. 한편 알루미늄 합금의 기공도가 0.6~2.2 vol.%인 반면 마그네슘 합금의 기공도는 0.05~0.38 vol.% 정도로 매우 낮았고 주형 내 감압은 기공도를 감소시켰다[6].

Fig. 7(b,c)는 Mg합금에 대한 모든 세 개의 채널 (17,11(module = 3.54 mm), 7 mm (module = 2.4mm) thick)의 각각 입구 부분과 끝부분에서 기공도 분포를 보여준다. 알루미늄 합금에서는 입구부분에서는 채널의 두꺼워질수록 응고시간이 느려져서 기공도가 큰 폭으로 증가하였고(7 mm; 0.4~1.05 vol.% → 11 mm; 0.6~1.2 vol.% → 17 mm; 0.7~1.9 vol.%), 입구부분에서는 채널이 얇아질수록 급냉된 선단 온도 때문에 액체분해물의 포획이 커져서 기공도가 급격히 증가하였다(7 mm; 1.7~3.7 vol.% → 11 mm; 1.2~3.1 vol.% → 17 mm; 0.8~2.2 vol.%)[6]. 그러나 마그네슘 합금의 경우에는 Fig. 7 (b,c)에서 보여지듯이 입구부분에서 두께의 영향을 덜 받는 것으로 나타났다. 이는 상대적으로 느린 주입속도에 기인한 것으로 판단되며, 채널 끝부분에서도 약한 두께 의존성을 보였다. 두께가 비교적 얇은 경우에도 Fig. 8에서 알 수 있듯이 알루미늄합금에서의 ~1 mm 내외의 직경을 갖는 포획된 분해물에 의한 기공은 관찰되지 않았다. 이는 나중에 증명될 마그네슘 합금의 용해도 특성에 기인한 것으로 사료된다.

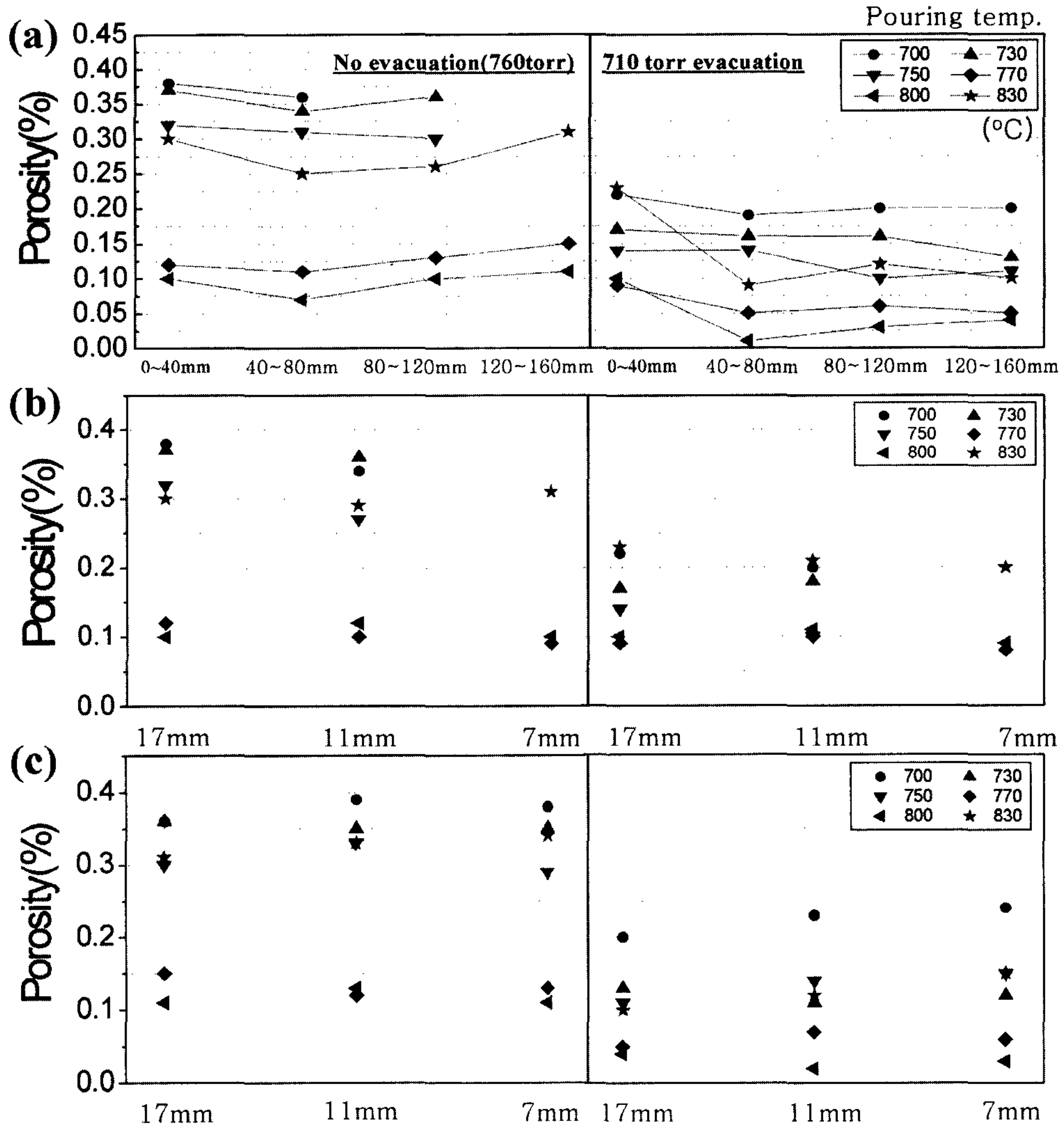


Fig. 7. Variation of porosity (a) in longitudinal direction of the leg with 17 mm thickness, (b) the channels with cross section of 17×24, 11×20 and 7×20 mm and the effect of flow channel entrance, (c) the effect of flow channel end.

Fig. 9는 17 mm 두께의 채널에서 주입온도와 감압조건에 따른 기공분포를 보여주며, 알루미늄 합금에서는 최소기공도가 750°C의 주입온도에서 관찰이 되는 반면 (~0.5 vol.%), 마그네슘 합금에서는 대부분 800°C에서 관찰이 되었고(~0.08 vol.%) 간혹 770°C에서 관찰이 되기도 하였다. 이렇게 최소 기공도를 나타내는 주입 온도가 알루미늄합금에 비해 높은 것은 마그네슘합금의 상대적으로 나쁜 유동도에 기인한 것으로 판단된다. 또한, Fig. 9(a,b)로부터 저온주입온도에서 수축결함 등의 주조결함이 기공도에 상당히 기여를 하는 것으로 관찰이 되었다. 또한 Fig. 9(a,b)와 (k,l)을 비교하면 주

형 내 감압이 수축결함을 제거하는 효과가 있는 것으로 관찰이 되며 이는 주형 내 감압이 용탕의 유동성을 증가시키기 때문인 것으로 판단된다. Fig. 9(e)의 830°C에서의 조직사진에서 구형 형상의 큰 기공들이 크게 형성되었으며, 이는 고온 마그네슘 용탕의 와류에 의한 모형 분해물의 혼입과 느린 응고시간에 의해 기공이 크게 형성되기 때문인 것으로 판단된다.

Fig. 10은 Mg합금에서 가스 기공들이 포획된 액체 EPS로부터 또는 기체 EPS로부터 형성되었는지 아니면 용탕 내에 포획된 수소가스에 의해 형성되었는지 조사하기 위해 채널에 형성된 기공 내부에서의 탄소함량을

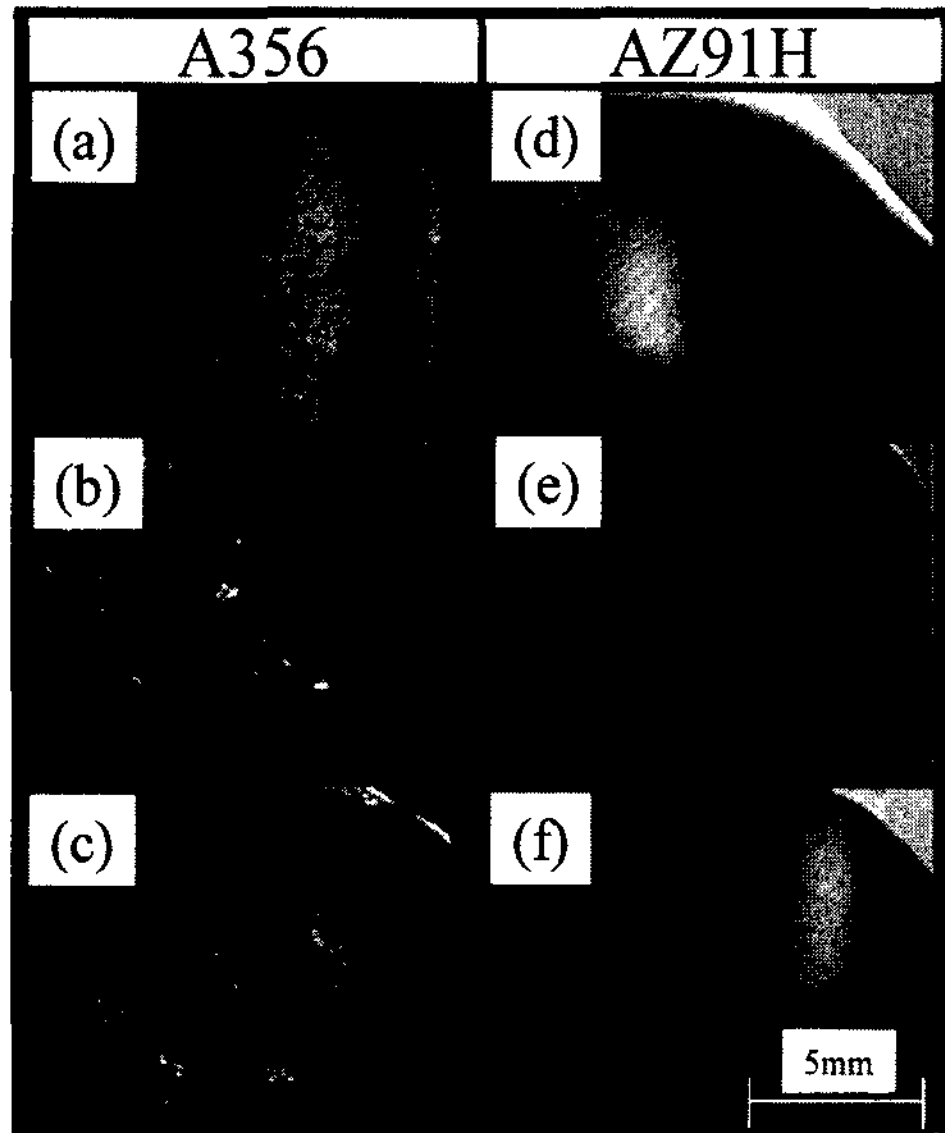


Fig. 8. Macrostructures of channel tip of middle-sized samples; (a~b) A356 Al and (d~f) AZ91H Mg alloys.

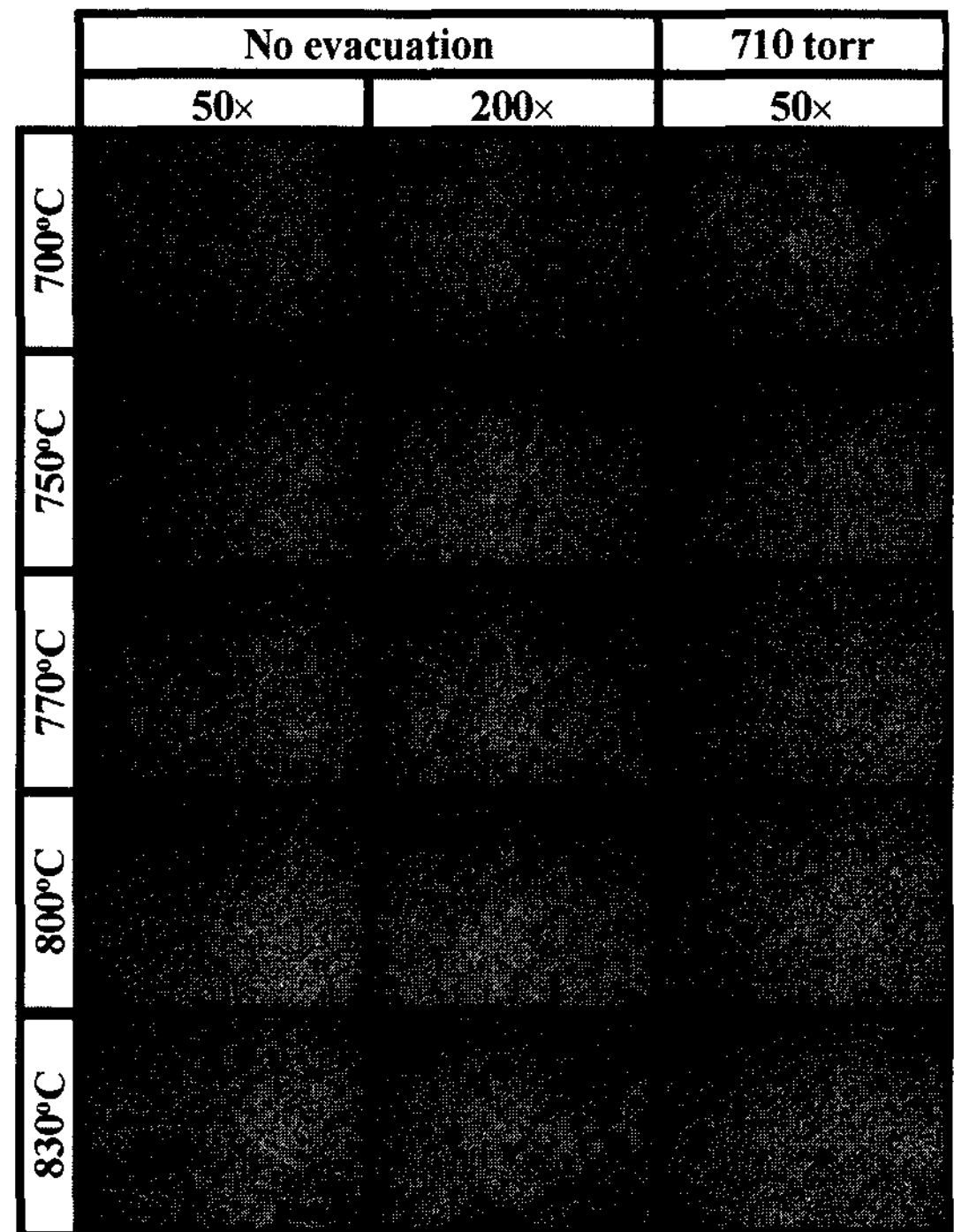


Fig. 9. Macrostructures of the channel tip of thickest samples in different casting conditions.

측정한 결과를 보여준다. 단, 낮은 주입온도에서의 수축결함에 대한 분석은 생략하였다. 17 mm 두께의 채널에서, 최대 탄소 함량은 700°C에서 주조된 시편에서 약 9.3wt% 정도였고, 770°C에서 약 5wt%, 800°C에서 약 3wt%까지 감소하였다. 그러나 알루미늄 합금에

서와 달리 탄소함량이 거의 0wt%를 나타내는 기공은 거의 발견하기 어려웠다. 전체 탄소농도는 알루미늄합

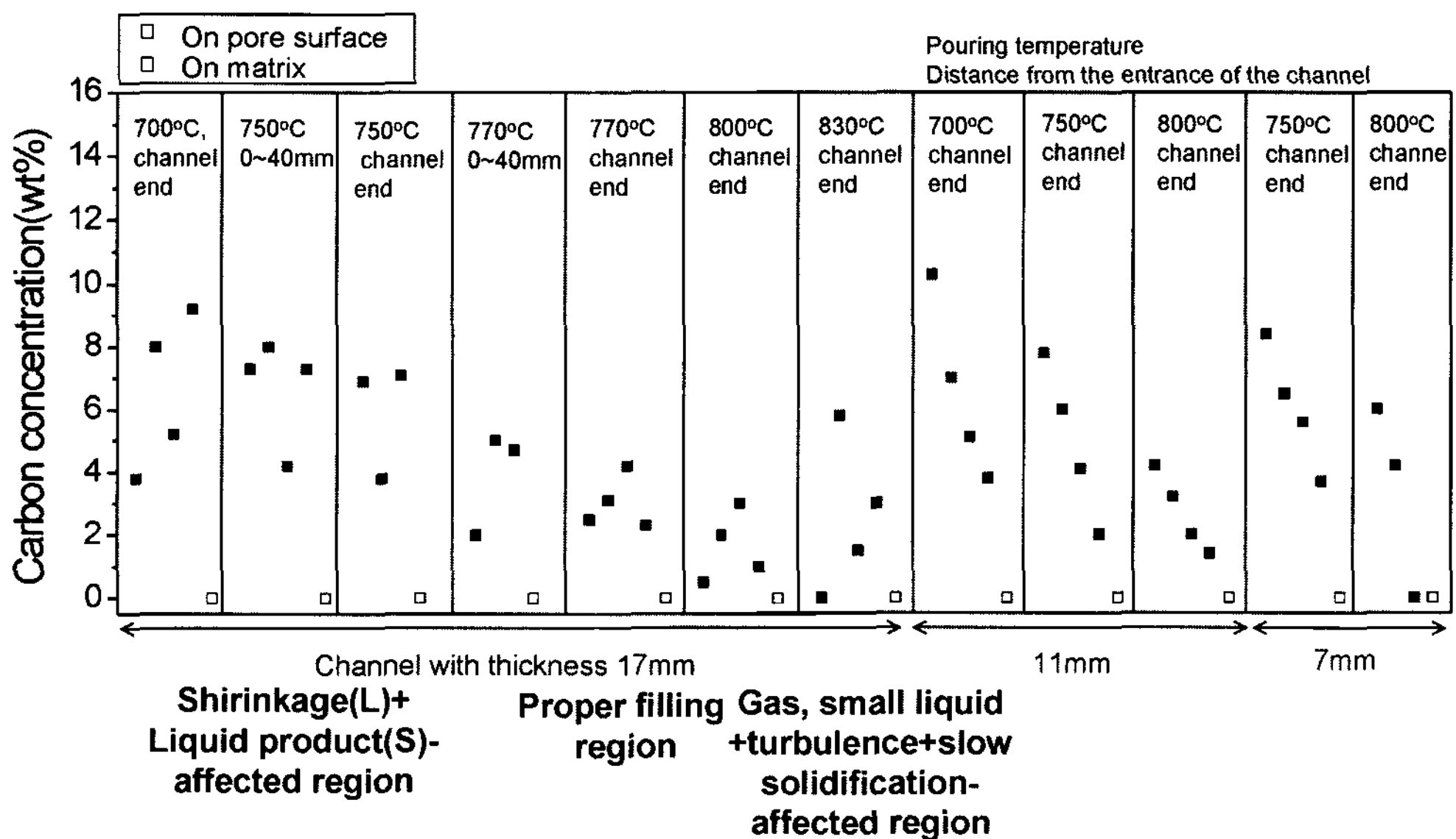


Fig. 10. Carbon concentrations in pores of test casting-T.

금의 경우와 비슷한 정도였으며, 이는 두 합금에서의 모형 분해물이 포획되는 정도가 비슷하였다는 것을 의미한다[6]. 기공 내 최대 탄소량이 급격한 감소를 보이는 주입온도가 알루미늄합금의 경우에 750°C인 반면, 마그네슘 합금에서는 770~800°C 사이로 증가하는 점이 주목할 점이며, 이는 유동도 특성의 차이로 인한 것으로 판단된다. 즉 저온에서의 액체 포획에 의한 기공형성에서 고온에서의 기체 분해물 및 소량의 액체 분해물 포획에 의한 기공형성으로의 기공형성 기구변화를 나타내는 임계온도가 마그네슘 합금의 경우에 알루미늄 합금에 비해 대략 20~50°C 정도 더 높다는 것을 의미한다.

알루미늄 합금과 마그네슘합금이 비슷한 기공형성기 구형태를 갖지만 좀더 고찰해야 될 부분은 기공 내 점출되는 탄소량이 비슷한데도 불구하고 알루미늄 합금과 마그네슘 합금 사이에 매우 다른 기공도이다. 다음

에 이를 설명할 수 있는 여러 가지 가능성 있는 이유를 고찰해 보았다. 1) 첫번째는 용탕 선단의 산화막 두께가 마그네슘합금의 경우에 알루미늄 합금보다 더 두꺼워서 분해물의 포획할 확률이 줄어들었다는 관점이다. 실제로 Fig. 11(a-b)는 응고된 채널의 끝부분을 깨서 산화물 피막의 두께를 측정된 경우로 마그네슘합금의 경우에 약 586 nm로 알루미늄합금의 약 331 nm에 비해 다소 두껍기는 하지만 앞에서 탄소의 농도가 비슷한 결과를 설명할 수 없다. 더군다나 용탕 선단의 산화물 층은 유동 중에도 와류에 의해서도 깨지고 다시 산화물을 형성하는 과정을 겪을 것으로 생각된다. 그러므로 언제든지 모형 분해물이 포획될 확률은 크다고 여겨진다. 그러므로 이 관점에 의한 설명은 합당하지 않은 것으로 사료된다. 2) 두 번째로 기공표면의 용탕과 가스 상 사이의 계면 에너지 차이에 의한 것으로 알루미늄 합금의 경우 기포의 직경이 대략 1 mm로

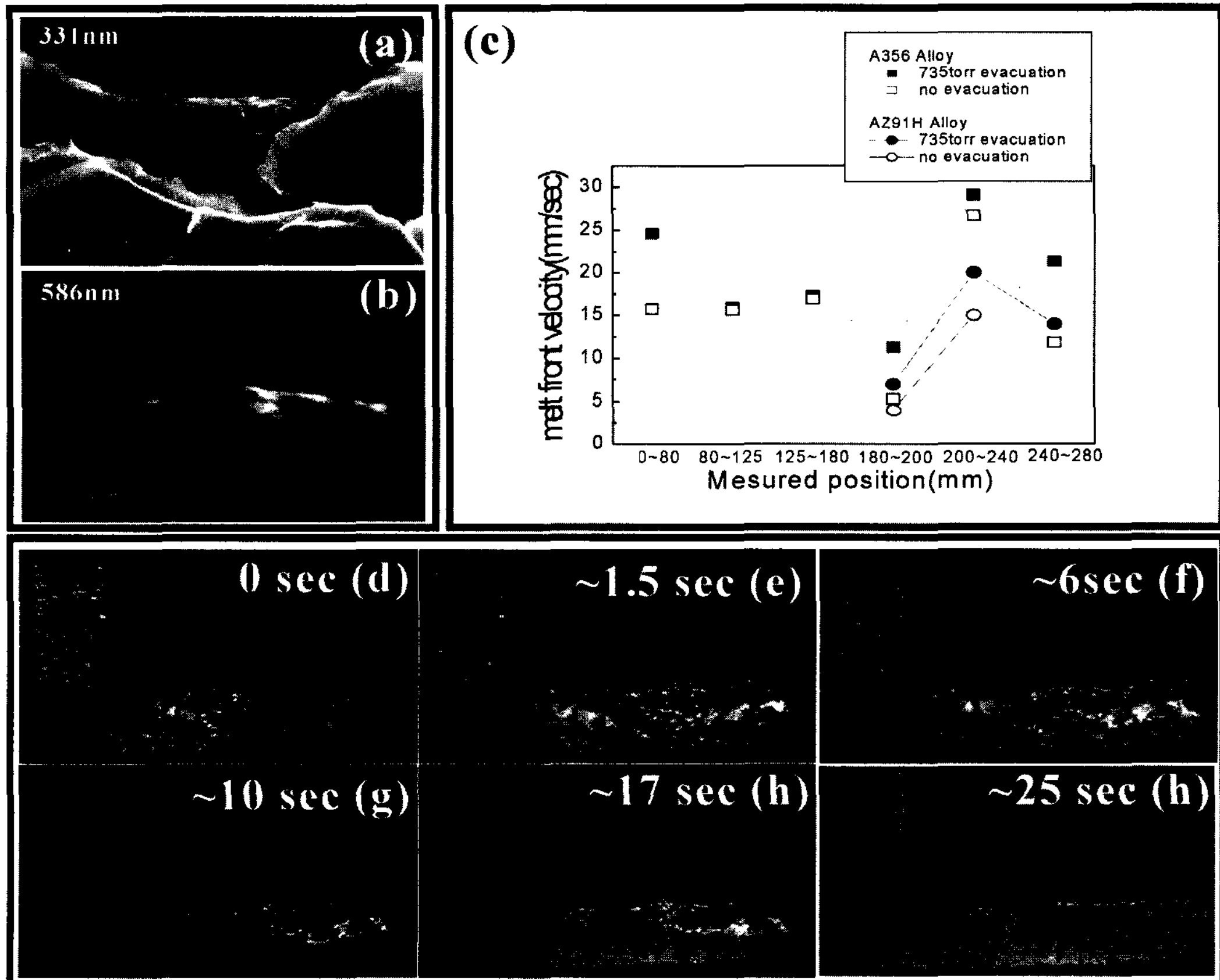


Fig. 11. (a~b) SEM image showing the oxide film thickness, (c) measured metal flow velocity in test casting-L, (d~h) photographs showing the filling behavior of AZ91H alloy melt in test casting-L.

서, 마그네슘 합금의 경우 약 10 μm로서 아래의 식 (1)에 의해 마그네슘합금의 경우에 알루미늄 보다 매우 큰 계면 에너지 값을 가져야 한다. 그러나 문헌에 의하면 순수 Al 합금의 경우 자유계면 에너지, γ_{sv} 가 660°C에서 1080 mJ/m²으로서 순수 Mg의 700°C에서의 550 mJ/m²보다 오히려 크다[10-12].

$$P_i \geq P_{atm} + P_H + \gamma \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right) \quad (1)$$

where, P_i = the internal pressure for a pore to exist.

P_{atm} = the atmospheric pressure acting on the melt surface.

P_H = the metallostatic head pressure.

$\gamma \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right)$ = the forces due to the surface tension.

3) 세 번째는 마그네슘 합금의 경우에 알루미늄 합금 보다 유동속도가 작아서 생성된 모형 분해물이 코팅을 통해 빠져나갈 시간이 상대적으로 커서 용탕 선단으로 혼입되는 모형 분해물의 양이 상대적으로 적었다는 관점이다. 이는 조금은 신빙성이 있어 보이고 L형 시험주조로부터 얻어진 Fig. 11(c)의 유동속도 측정 결과로부터 마그네슘합금의 경우에 알루미늄합금에 비해 유동속도가 작은 것을 알 수 있다. 그러나 이에 대한 관점은 탄소농도측정결과를 여전히 설명할 수 없으며 다음의 4) 네 번째 이론인 용해도 특성 차이에 의한 이론이 매우 신빙성을 준다. 즉 마그네슘 합금의 경우에 이미 Fig. 4~5에서 설명하였듯이 용해한도에 비해 상대적으로 낮은 용해 수소농도수준을 갖고 있어서 모형의 포획에 의해서 수소개스가 혼입되더라고 여

분의 수소용해도 때문에 아직 응고가 끝나지 않은 기지 내로 쉽게 용해될 것이라는 관점이다. Fig. 11(d~h)는 Fig. 3의 L형 시험주조로부터 관찰된 마그네슘 용탕의 충전 거동을 나타낸다. Fig. 11(f)는 용탕이 채널을 완전히 채운 후 약 23초 후에 포획된 분해물이 완전히 사라지는 것을 보여준다. Fig. 12는 L형 시험주조 종료 후 주조체의 표면 사진을 보여준다. Fig. 12(c,d)의 알루미늄 합금에 비해 Fig. 12(a,b)의 마그네슘 합금의 경우에 보다 깨끗하고 기공량이 적은 형상을 보여주고 있다. 그러므로 Fig. 11과 12의 결과로부터 마그네슘합금의 적은 기공도에 대한 이유가 네 번째 이론에 의해 가장 잘 설명될 수 있음을 알 수 있다.

Fig. 13은 T형 주조시험에서 주형 내 압력이 760, 710, 685, 610, 535, 460 그리고 385 torr가 되도록 주조된 17 mm 두께의 채널에서 각각의 압력조건에서의 기공 분포를 보여준다. 그림에서 수축결함과 같은 주조결함은 710 torr까지 나타났으며 감압도를 증가시키면 이러한 결함은 나타나지 않았고, 이로서 주형 내 감압이 용탕의 유동성을 증가시키는 것으로 판단된다. 또한 감압정도가 증가함에 따라 기공도는 감소하였고, 최소 기공도는 535 torr에서 얻어졌다. 그러나 그 이상의 감압정도에서는 오히려 큰 기공의 형성에 의해 기공도가 증가하였다. Fig. 14는 기공 내 탄소 농도를 측정할 결과를 보여주며 최대 탄소농도가 무 감압 조건의 약 8 wt%에서 535 torr까지 2.7 wt% 까지 감소하였다. 그러나 감압정도가 이 보다 더 증가하면 예를 들어 460 torr에서는 약 13 wt%이고, 385 torr에서는 14.5 wt%까지 증가하였다. 이것은 460 torr 이상에서 큰

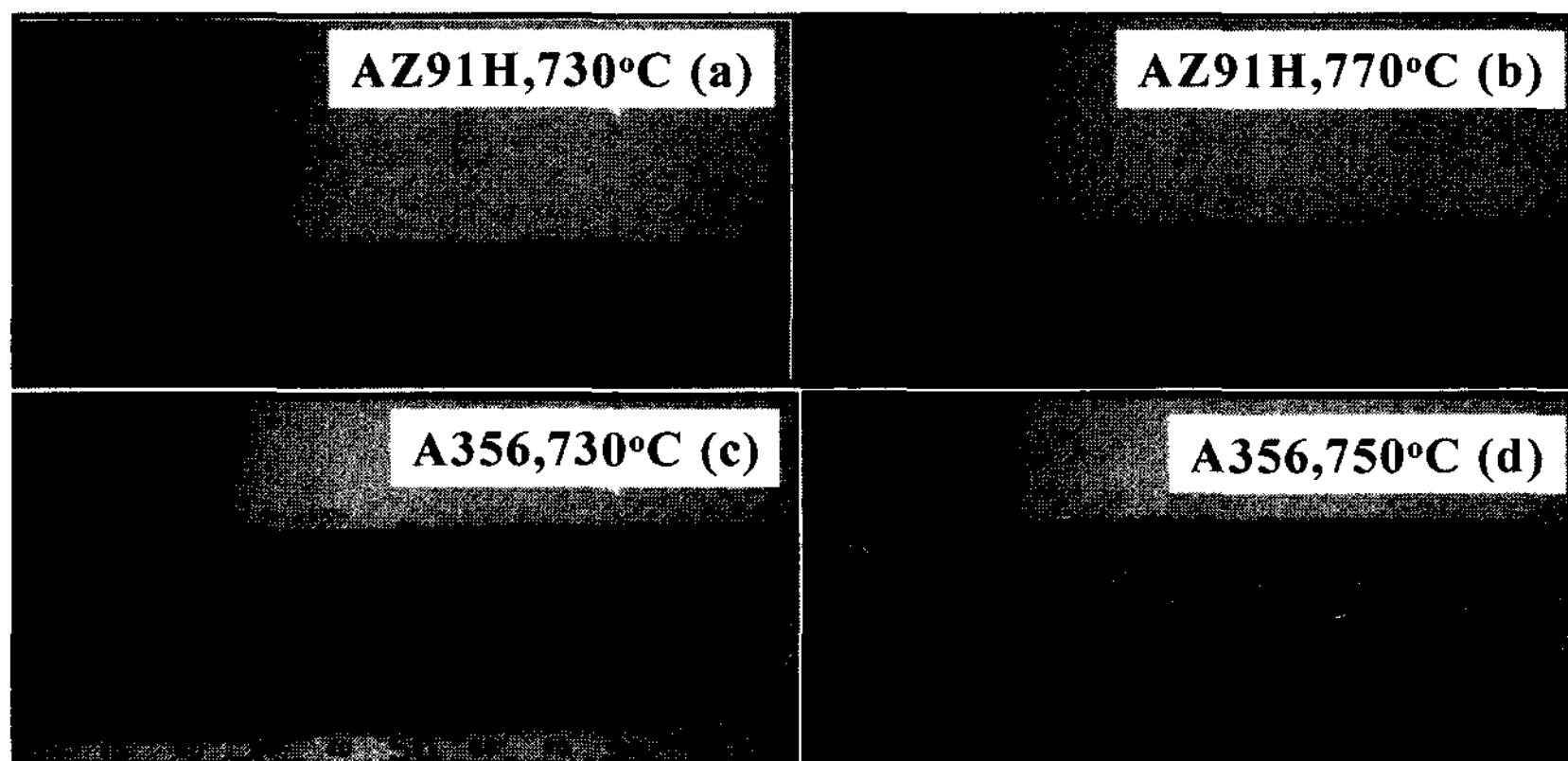


Fig. 12. Photographs showing the surface of casting after test casting-L; (a~b) AZ91H Mg, (c~d) A356 Al.

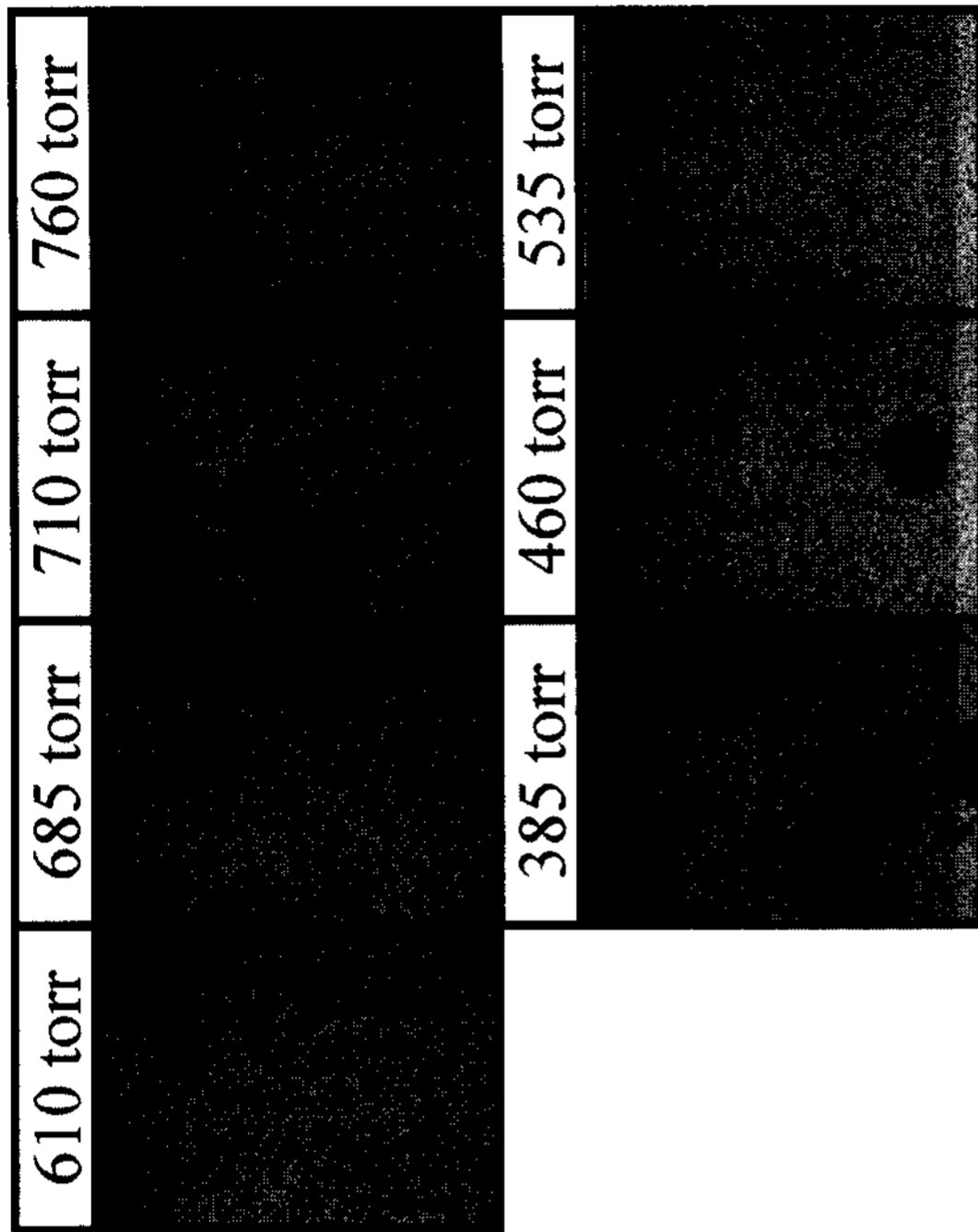


Fig. 13. Macrostructures of middle sized samples in different casting pressures.

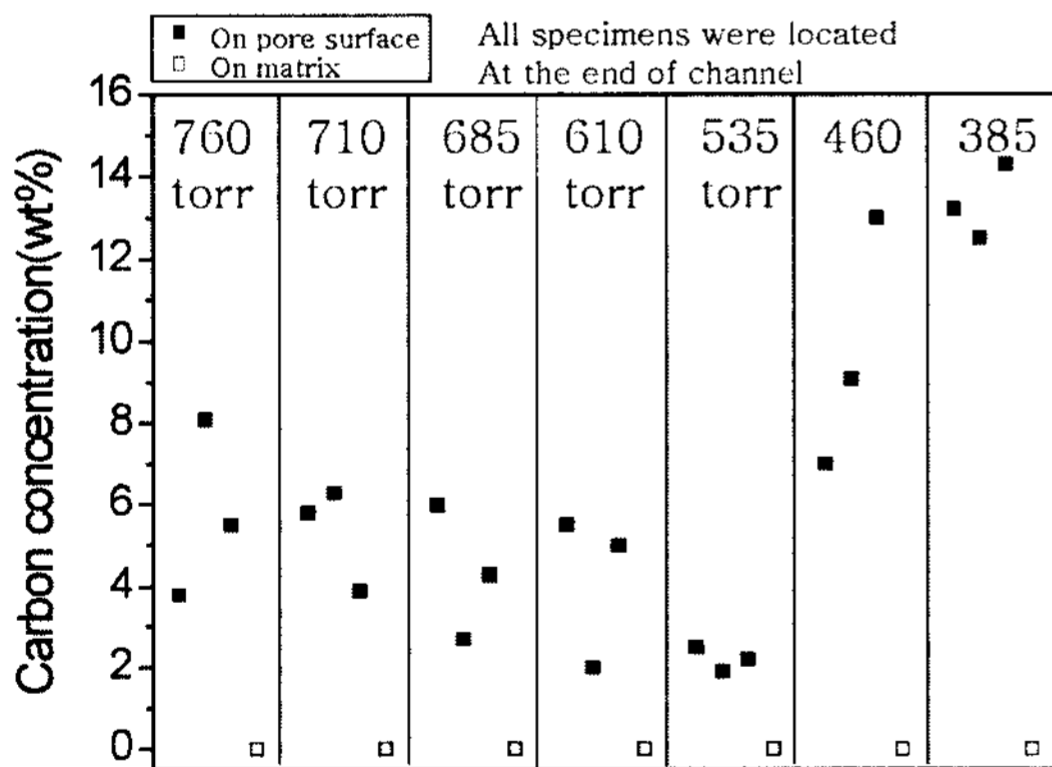


Fig. 14. Carbon concentrations on pore surfaces of castings with different mold evacuation pressures.

크기를 가지는 모형 분해물의 급격한 포획이 있었음을 의미한다. 이를 설명하면 감압도의 증가에 의해 용탕 선단의 모양이 용탕선단 중앙보다는 코팅 벽쪽에서 더 앞서있는 형태를 갖지만 모형 분해물 층의 두께는 감소하여 기공도는 감소한다. 그러나 임계 감압도에 도달할 때까지 코팅경계 쪽에서의 금속 선단이 더욱 길

어지게 되어 그 결과 중앙의 모형 분해물이 빠져나가기 위해서는 더 긴 경로를 거쳐 코팅을 통해 빠져 나가야 하므로 유동도의 증가속도는 감소하게 된다. 그러나 여전히 모형 분해물 층의 두께는 얇아지므로 기공도는 계속 감소한다. 그러나 임계압력에 도달하면 모형 벽 쪽에서의 금속 선단은 매우 큰 길이까지 확장되고 중앙 모형 분해물은 금속 흐름에 장애물 역할을 하며 상대적으로 많이 축적된 모형 분해물의 분해에 의해 큰 역압(back pressure)를 형성한다. 결과적으로 모형 벽쪽을 따라 흐르던 용탕은 모형 중앙부로 유동하여 양쪽에서 가운데로 유동하는 용탕선단의 끝이 서로 만나게 된다. 이는 곧 큰 모형 분해물의 포획을 의미하며 이로 인해 기공도는 급격히 증가하게 된다. 한편 앞에 설명한 이론에서 반응층 두께에 대한 고찰을 제외한 압력에 따른 용탕선단 모양에 대한 이론은 Z.Liu et al.에 의해 증명되었다[7]. 단, 알루미늄 합금의 경우 약감압만으로도 충분한 유동도 증가를 가져올 수 있으므로 마그네슘합금에서와 같이 고감압도에 대한 영향은 고찰하지 않았다[13].

4. 결 론

1) 마그네슘 합금(AZ91H)을 감압주조 시험한 결과를 순수 Mg에 대한 준용해도그래프에 적용하면 용해 수소 농도는 탈 가스 처리하지 않은 용탕의 경우 대기 습도 80% 이상에서 약 20.04 mL H₂/100 g Mg의 수소용해량을, 탈 가스 처리한 경우 약 20mL H₂/100 g Mg이하의 수소용해량을 갖는 것으로 나타났다. 그러나 보통의 습도에서 실제 수소 용해량은 고상한계용해도보다 적어서 여분의 용해도를 가질 것으로 판단되었다.

2) 마그네슘 합금의 경우 최소기공도가 알루미늄합금보다 높은 800°C의 주입온도에서 얻어졌으나 기공도 자체는 체적%로 알루미늄합금보다 대략 1/10정도로 낮게 나타났다. 이는 여분의 용해도에 의해서 모형 분해물이 마그네슘 합금 용탕에 포획되더라도 큰 기공으로 성장하지 못하고 수축하기 때문인 것으로 관찰되었다.

3) 주형 내 감압은 기공도를 감소시켰고 수축결함 등을 감소시키는 등 주형 충전 특성을 개선시키는 것으로 판단되었다.

4) 기공형성 기구특성으로서 알루미늄 합금과 비슷하게 저온의 주입온도에서는 액체분해물의 포획 및 수축결함에 의해 기공도가 큰 반면 고온의 주입온도에서는

기체 분해물 및 소량의 액체분해물의 포획에 의해 기공이 형성되었으며 용탕의 외류유동특성과 느린 응고 속도도 기공도에 기여했을 것으로 판단되었다.

5) 주형 내 감압도의 증가는 기공도를 감소시켰으며 최소 기공도를 나타내는 적정 감압도가 존재하였다. 그 이상의 높은 감압정도는 오히려 모형분해물의 큰 포획을 초래하여 기공도를 크게 증가시켰다.

후 기

본 연구는 산업자원부에서 시행한 국가청정생산기술사업과 BK21사업 및 NRL의 지원에 의해 수행되었으며 이에 감사드립니다. 또한 이진형 교수님의 지도에 감사드리며 고인의 명복을 빕니다.

참 고 문 헌

[1] H. F. Shroyer; "Cavityless Casting Mold and Method of Making Same", U.S. patent No. 2,830,343, April 15, (1958).

[2] E. Y. Park, S. H. Kim; J. of the Korean Foundrymens Society, " The Influence of Casting Process Parameters on the Formation of Casting Defects in Costable Al MMC (Duralcan) Material Cast by Lost Foam Casting Process", 16 (1996), 5-10.

[3] I. M. Park, J. C. Choe, T. W. Nam; J. of the Korean Foundry-

mens Society, "Casting Defects in Evaporative Pattern Casting", 12 (1992), 285-290.

[4] R. P. Walling, J. A. Dantzig; Transactions of the AFS, "Mechanisms of Mold Filling in the EPC Process", 102 (1994), 849-854.

[5] L. Wang, S. Shivkumar, D. Apeian; Transactions of the AFS, "Effects of Polymer Degradation on the Quality of Lost Foam Castings", 98 (1990), 923-933.

[6] S. R. Shin, S, W, Han, K. W. Lee and Z. H. Lee; J. of the Korean Foundrymens Society, "The Study on the Formation Mechanism of Gas Pore During Lost Foam Casting of Al alloys", 23 (2003), 268-275.

[7] Z. Liu, J. Hu, Q. Wang, W. Ding, Y. Zhu, Y. Lu and W. Chen; J. of Materials Processing Technology, "Evaluation of the Effect of Vacuum on Mold Filling in the Magnesium EPC Process", 120 (2002), 94-100.

[8] S. R. Shin, H, J, Choi, K. W. Lee and Z. H. Lee; J. of the Korean Foundrymens Society, "Hydrogen gas pick-up of Al-alloy Melt during Lost Foam Casting", 22 (2002), 167-173.

[9] E. F. Emley; "Principles of Magnesium Technology", Pergamon Press, First edition, (1966), 193.

[10] H. Jones; "The surface energy of solid metals", (1971), 15.

[11] E. F. Emley; "Principles of Magnesium Technology", Pergamon Press, First edition, (1966), 24.

[12] L. Kubichek and M. V. Maltesy; Met. Abs., 28 (1960), 28.

[13] S. R. Shin, S, W, Han, K. W. Lee and Z. H. Lee; J. of the Korean Foundrymens Society, "The Effect of Casting Conditions on the Fluidity during Lost Foam Casting of Al Alloy", 24 (2004), 34-39.