

論 文

용탕단조한 Al-7%Si-0.3% Mg합금 봉상시료의 편석거동

김기영*, 기석도**, 박종락**

Segregation of Squeeze Cast Al-7% Si-0.3% Mg Alloy Bars

Ki-Young Kim*, Seok-Do Ki** and Jong-Rak Park**

Abstract

Squeeze casting has advantages to improve mechanical properties of nonferrous castings without losing high productivity. Sound pore free structure makes it possible to be subjected to heat treatment and welding. This process became popular to produce lighter automobile parts alternating cast iron parts. It has, however, two disadvantages of segregation and scattered structure due to the solidified layers in sleeve.

In this study segregation behavior of squeeze cast Al-7%Si-0.3%Mg alloy bars was investigated using HVSC machine under various injection conditions. Degree of segregation decreased with injection pressure and effect of injection velocity on it was small. Segregation mode of solute was strongly governed by solidification mode and flow pattern.

1. 서 론

알루미늄 합금의 양산기술로 이용되고 있는 주조법은 다이캐스팅법을 필두로 중력금형주조법, 저압주조법을 들 수 있다. 다이캐스팅법은 신속 대량 생산이 가능하므로 가장 제조원가가 저렴한 방법이며, 복잡형상 제조 및 near net화가 용이하므로 자동차용 케이싱 및 커버류 부품 제조에 널리 쓰이게 되었다. 특히 최근 진행 중인 자동차 경량화의 필수기술로써 다이캐스팅의 생산량은 매년 증가 일로에 있다. 그러나 일반 다이캐스팅법은 고속, 고압으로 주조하므로 과도한 내부 가스량으로 인하여 용접 및 열처리가 불가능하고 높은 기계적성질 및 내압성이 요구되는 각종 기밀 보안 부품에의 사용이 제한되어 왔다. 따라서 이의 보완을 위하여 여러가지 신 공정이 개발되었는데, 용탕단조법도 그 중의 하나로써 고압, 저

속으로 주조하므로 가스량이 적고 치밀한 조직이 얻어져서 기밀 보안 부품에의 적용이 날로 증가하고 있는 추세이다.¹⁾⁻³⁾

용탕단조법은 자동차용 주철부품을 가벼운 알루미늄합금으로 대체하기 위한 핵심기술로써 높은 기계적성질과 기밀성을 만족시킬 수 있는 방법이나, 초기응고층의 혼입, 매크로편석 등이 문제점으로 지적이 되고 있어 금후 해결되어야 할 과제로 남아 있다.⁴⁾⁻⁶⁾

본 연구에서는 상용 Al합금의 용탕단조 시의 매크로 편석 거동을 살펴보기 위하여 HVSC식 용탕단조기를 이용, 사출조건을 변경하여 시료를 제조한 후 각 조건에 따른 용탕단조 시료의 편석 거동을 검토하였다.

* 생산기술연구원 생산기반기술센터 (Korea Academy of Industrial Technology)
 ** 대림정밀(주) (Daelim Precision Let.)

2. 실험방법

2.1 시료 및 사출조건

시료는 직경 25mm, 길이 180mm의 봉상시료로 하였으며, 사출조건은 Table 1 과 같이 사출압력

을 600-900kg/cm²의 3가지, 사출속도를 300-650 mm/sec의 3가지로 변화시켜서 실험을 행하였다. 또한 중력주조와의 비교를 위하여 동일 크기의 시료를 금형에 주입하여(上注) 시료를 채취하였다. 주입재질은 Al-7% Si-0.3%Mg합금을 사용하

Table 1. Experimental condition

No.	Injection pressure, kg/cm ²	Injection velocity, mm/sec
A	900	650
B	900	430
C	900	300
D	700	300
E	600	300

였고, 용탕온도는 720°C, 금형온도는 200°C로 하였다. 주조방안은 Fig. 1과 같으며, 그림에서 화살표는 용탕유입방향을 나타낸다.

주조기는 HVSC식(일본 Ube사제, 형체결력 350t)을 이용하였다.

2.2 응고 및 유동 해석

응고해석은 EASYCAST-2D를 이용하여 탕도부를 제외한 봉상시료에 대해서만 행하였고, 열물성치의 온도변화와 열전달계수의 시간변화는 고려하지 않았다. 또한 용탕 충전 상황을 알아보기 위하여 SMAC법을 이용하여 열전달을 고려하지 않은 2차원 유동해석을 행하였다. 유동해석도 탕도부를 제외하고 봉상 시료 만을 대상으로 하였다. 응고 및 유동해석은 종단면의 1/2을 대상으로 하였으며, 요소 분할은 길이방향 72개, 반경방향 5개, 요소수 360개, 요소 1개 크기는 2.5×2.5mm로 하였으며, 계산조건을 Table 2에 나타낸다. 계산기는 386급의 PC를 사용하였다.

2.3 조직검사, 비중 및 DAS(Dendrite Arm Spacing) 측정

주조한 시료는 종횡으로 절단하여 매크로 및 미세조직을 관찰하였으며, 부식액은 5% 불산용액을 사용하였다. 시료의 조직은 육안, 광학현미경 및 SEM을 이용하였으며, 편석부위 원소확인 은 WDX를 이용하였다. 그리고 시료의 비중은 시료의 단부에서 부터 일정 길이로(2.5cm씩) 절단하여 부위별 비중을 전자비중계를 이용하여 측정하였다. 또한 시료의 중앙 횡단면 부위에서, 표면에서 중심까지의 DAS를 측정하였는데 200배의 현미경 사진 상에 메쉬를 그어서 교점을 카운트 하는 방법을 이용하였다.⁷⁾

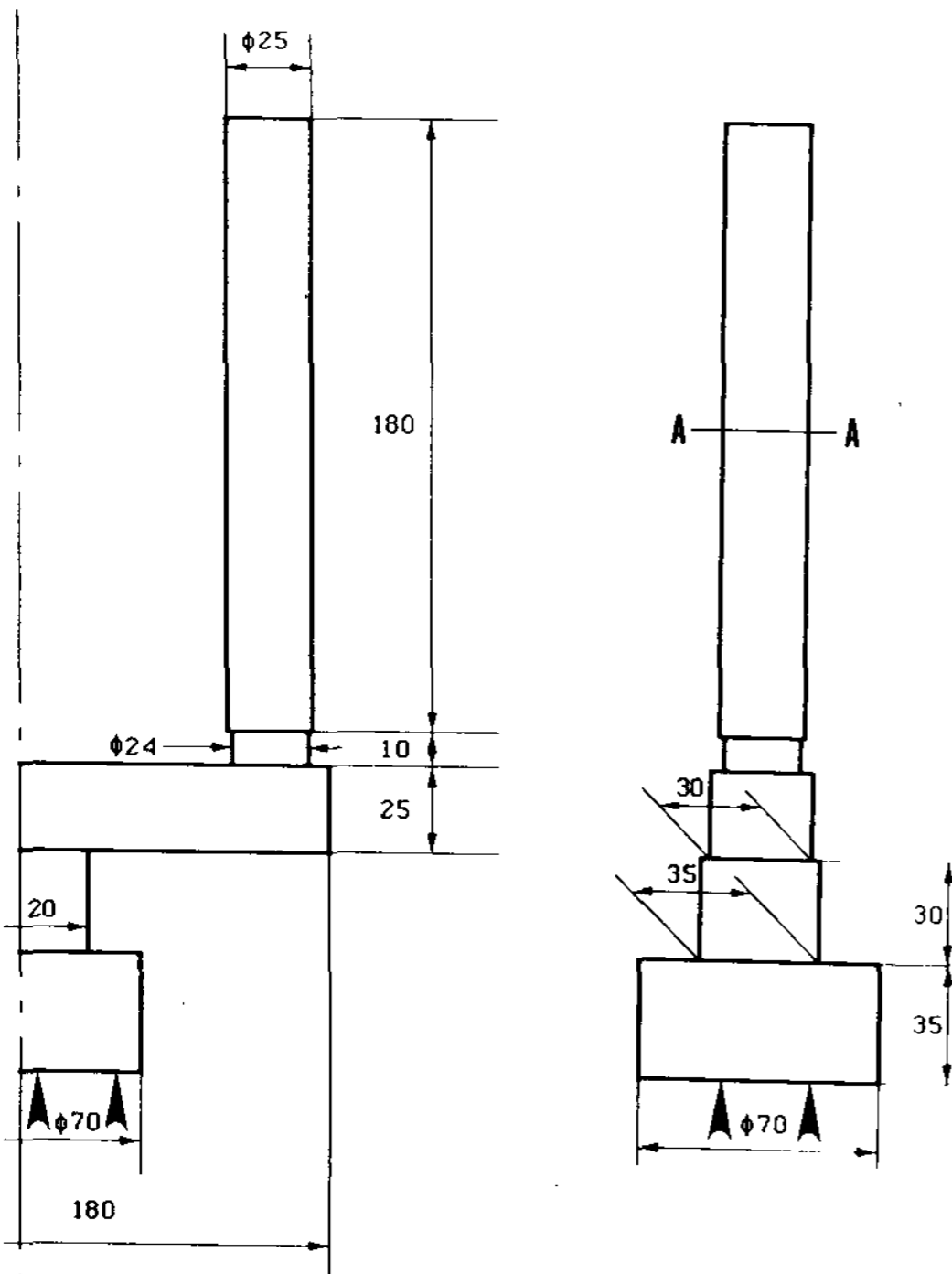


Fig. 1. Mold design.(unit : mm)

Table 2. Input data for calculation

Material	Density g/cm ³	Specific heat cal/g·°C	Thermal conductivity cal/cm·s·°C	Initial temp. °C	Liquidus temp. °C	Solidus temp. °C	Latent heat cal/g
Al-7%Si-0.3Mg	2.7	0.3	0.35	720	615	570	93
Heat transfer coefficient cal/cm ² ·s·°C	casting/surrounding 0.03, 0.05, 0.1						
Kinematic viscosity cm ² /s	0.001		Convergence criterion		2 × 10 ⁻⁴		
Initial velocity cm/s	30, 43, 65		Boundary condition		free slip condition		

3. 실험결과 및 고찰

3.1 사출조건과 비중

Fig. 2.는 각 사출조건에 따른 비중 측정결과이

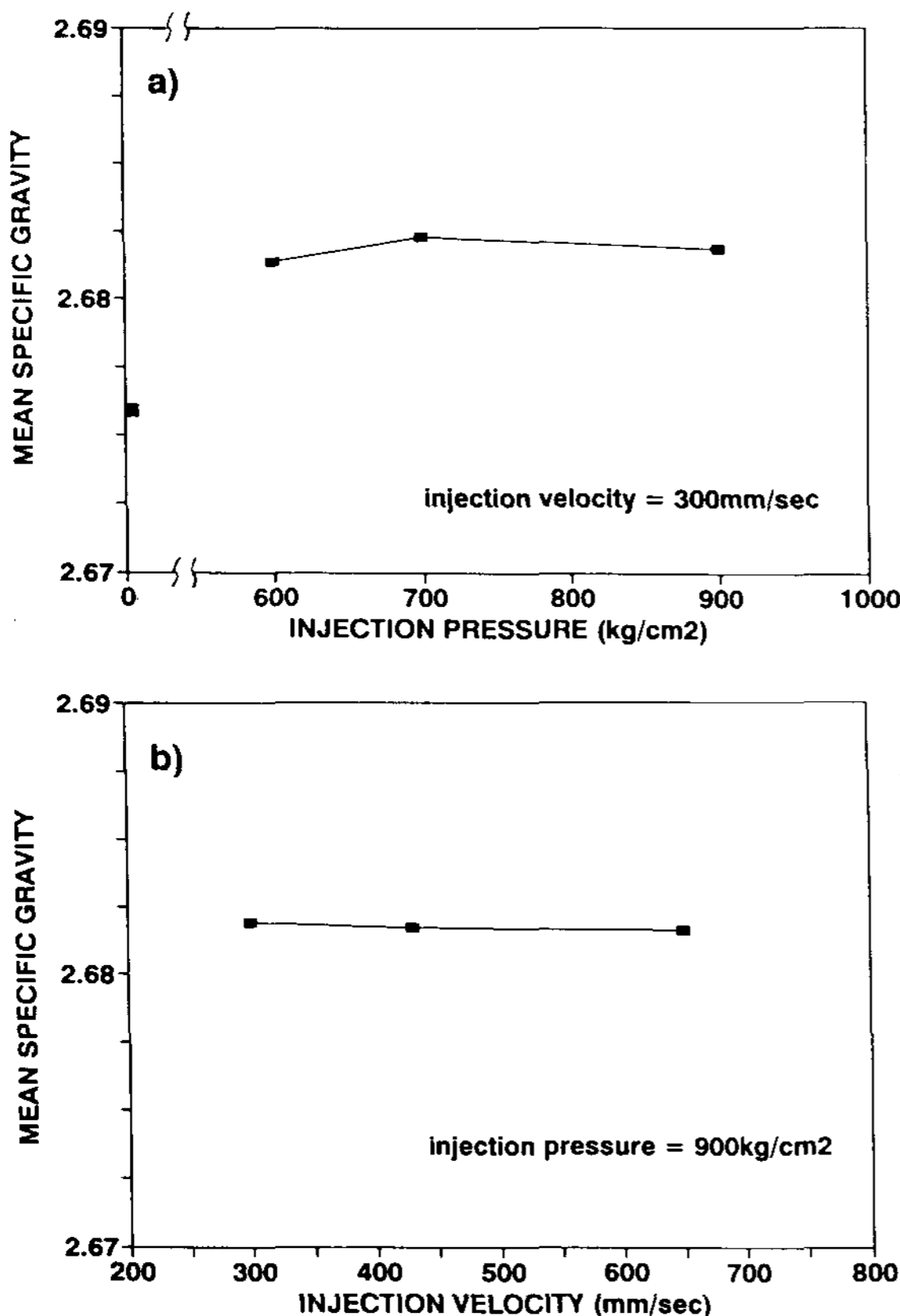


Fig. 2. Specific gravity vs. injection condition.
a) pressure, b) velocity.

다. 용탕단조 시료는 단부에서의 거리에 따른 비중의 변화가 거의 없고, 사출압력, 사출 속도에 의한 변화도 거의 없으나 각 경우 공히 탕도부위의 비중이 약간 낮게 나타나고 있다. 중력주조시료는 용탕단조시료보다 낮은 비중을 보이고 있는데 가압주조에 의하여 치밀한 제품을 얻을 수 있음을 알 수 있다.

3.2 사출조건과 DAS

Fig. 3.에 시료중앙부의 횡단면(그림1에서 A-A 단면) 조직의 일례를, Fig. 4.에 표면에서부터의 거리에 따른 DAS를 나타낸다. 표면부위의 조직은 미세하나 중심으로 갈수록 조대해지고 있다. 용탕단조 시료의 DAS는 표면부에서 14-18μ, 중심부에서 30-40μ 이나, 중력주조시료에서는 표면부에서 47μ, 중심부에서 83μ를 보이고 있어서 용탕단조한 경우가 표면부에서는 1/3, 중심부에서는 1/2로 미세한 조직을 얻을 수 있었다. 또한 표면과 중심부위의 조직 크기의 비(중심/표면)는 용탕단조의 경우 2 정도이나, 중력주조의 경우는 1.2 정도로 DAS와 냉각속도와는 비례관계에 있으므로 용탕단조의 경우가 시료 내외부의 냉각속도의 차이가 큼을 알 수 있다. $R=7.28 \times 10^4/d^3$ (R : 냉각속도, °C/s, d : DAS, μ)의 관계식⁸⁾을 이용하여 DAS를 냉각속도로 환산하면 14, 30, 40, 83μ는 각각 26.5, 2.7, 1.1, 0.13°C/s에 해당한다.

Fig. 5.에 사출압력과 사출속도에 따른 표면과 중심부와의 DAS비(중심/표면)를 나타낸다. 사출압력이 클수록 이 값은 감소하고 있는데, 이 값

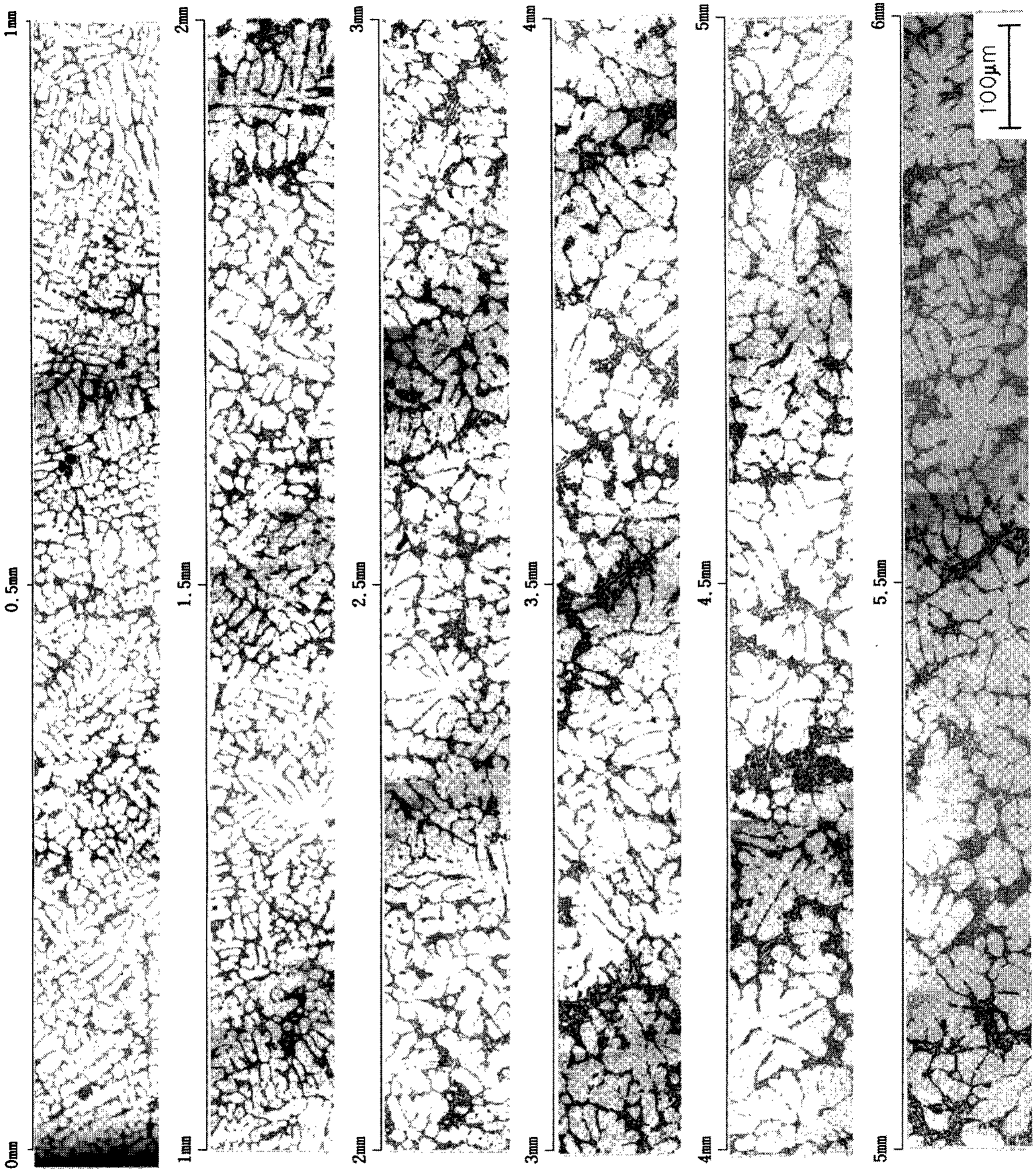


Fig. 3. Microstructures of transverse section(condition C).

이 작을수록 표면과 중심과의 조직크기의 차이가 작은 것이므로 사출압력이 클수록 표면과 중심과의 냉각속도의 차이가 작아지는 것을 의미한다. 그러나 사출 속도에 의한 경향은 뚜렷이 나타나고 있지 않다.

응고해석에서는 사출압력의 변화를 주물-주형간의 열전달계수로 대응시켜서⁹⁾⁻¹¹⁾ 계산을 할 수 있는데 그 결과를 Fig. 6에 나타낸다. 그림에서 열전달계수가 증가할수록 표면부와 중심부의 응고시간의 차이가 작아지는 것으로 보아 전술한

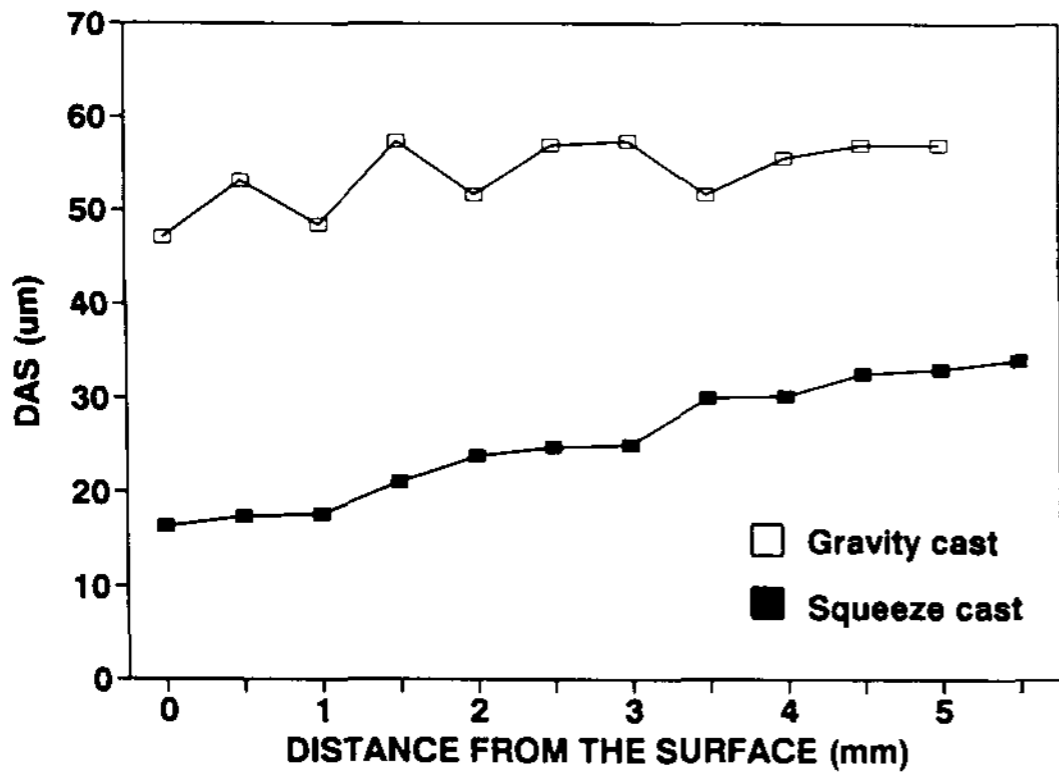


Fig. 4. DAS distribution of squeeze cast(condition C) and gravity cast specimens.

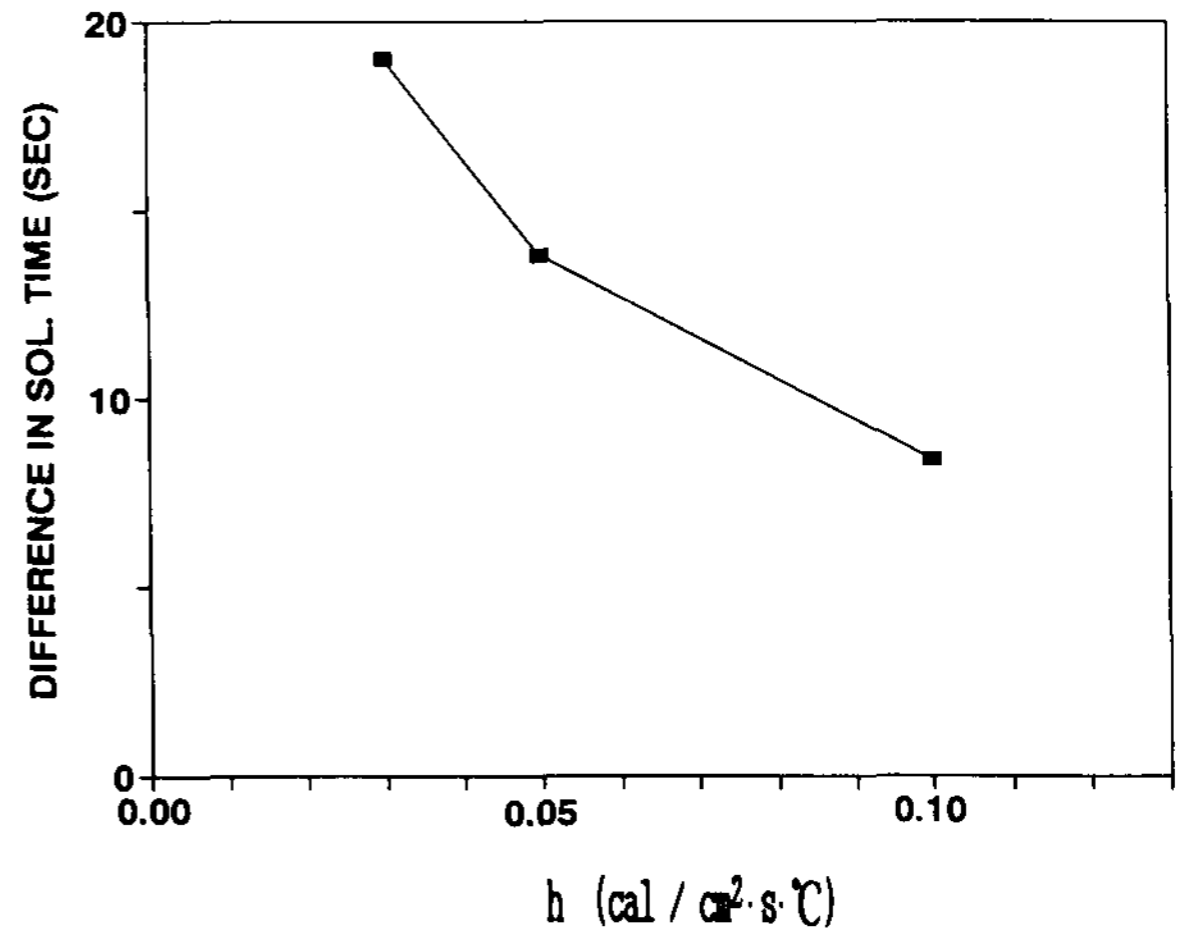


Fig. 6. Difference in solidification time between surface and center part vs. heat transfer coefficient.

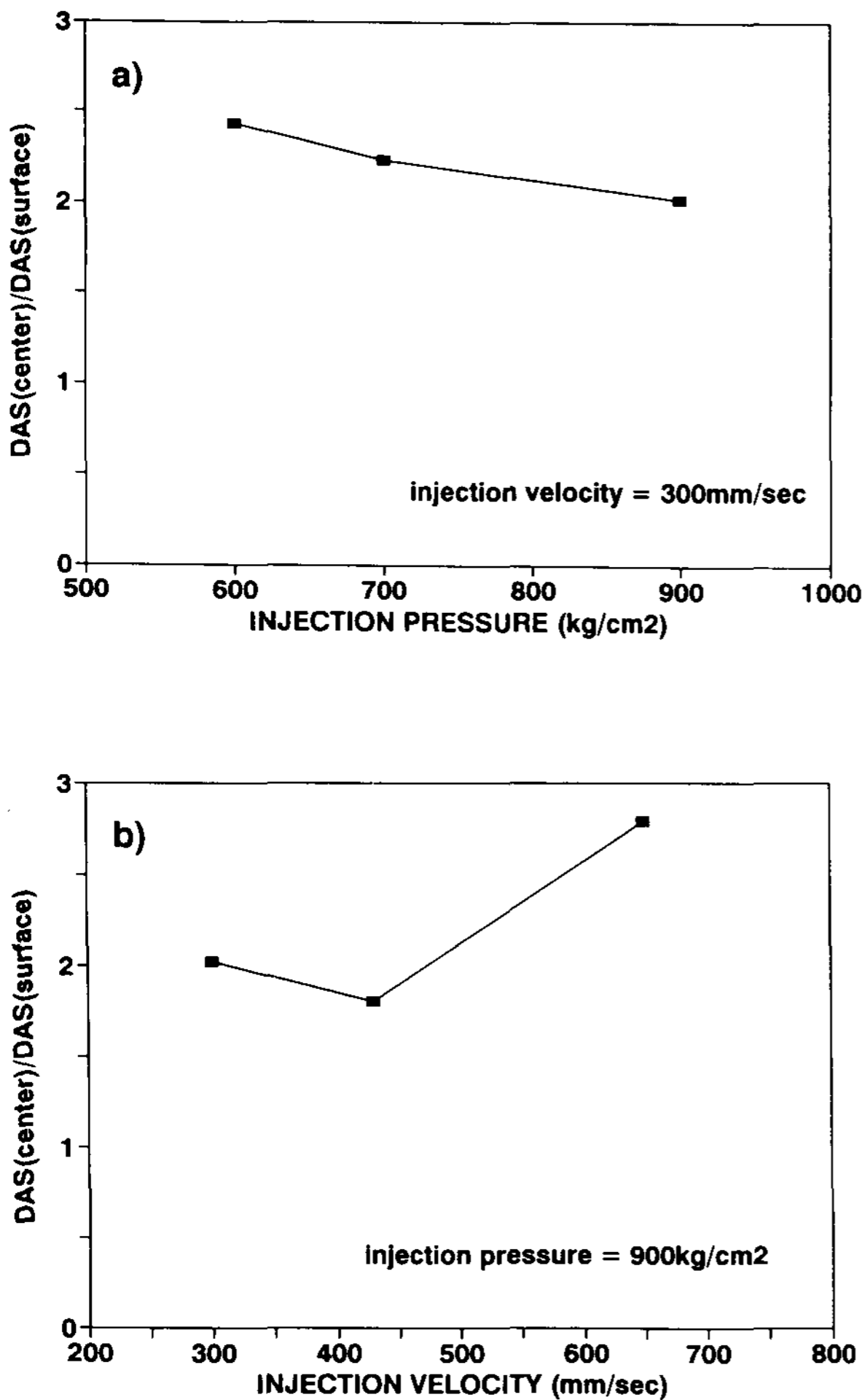


Fig. 5. DAS ratio between center and surface part vs. injection condition. a) pressure, b) velocity.

결과를 확인할 수 있다.

3.3 사출 조건과 편석도

Fig. 7에 각 사출 조건별 종단면 매크로 조직을 나타낸다. 용탕단조 시료는 전시료에서 약간의 차이는 있지만 시료 중심부에 공정 Si이 용탕 유입방향(Fig. 7의 좌측에서 우측으로 용탕유입)으로 화살표 형태로 편석되어 있으나, 중력주조 시료는 표면부위를 제외하고 전 면적에 걸쳐서 점상으로 공정 Si이 보이고 있다. 이 부위의 면적(사진에서 검은 부위만이 아니고 편석이 나타나는 범위)을 측정하고 후 전 단면적으로 나누어서 편석도(%)로 하였다.

Fig. 8에 사출압력 및 사출속도와 편석도와와의 관계를 나타낸다. 편석도는 사출압력의 증가와 더불어 감소하고 있으나, 사출속도에 의한 영향은 뚜렷하지 않음을 알 수 있다. 통상의 주조에서는 응고가 진행됨에 따라 용질원자는 액상 쪽으로 밀려나므로 덴드라이트사이의 용질농도가 높아지게 되는 미세편석이 발생하기 쉽다. 그러나 용탕단조에서는 고압력을 가하므로 덴드라이트간격이 압축되어 좁아지면서 이부위의 용질이 액상 쪽으로 빠져나가서 응고가 늦은 부위의 편석량이 많아지는 경향을 보인다.⁵⁾

이와같은 편석 경향은 액상의 유동 및 응고속도와 밀접한 관련이 있는데, 용탕단조법은 주형공간이 충전된 후에도 계속해서 고압력을 가하므



Fig. 7. Macrostructures of longitudinal section under various injection conditions.

로 용탕이 충전되면서 형성되는 주형벽면의 초기 응고층이 일반 주조법에 비하여 두꺼워지고 이에 따라 미응고부위로 배출되는 용질량이 증가하여 최종응고부위에 편석이 집중하게 된다. 따라서 주조압력이 높을수록 냉각속도가 증가하여 초기 응고층의 두께가 두꺼워지고, 이부위의 강도도 증가하게 되므로 텐드라이트가 압착되지 않고 이에 따라 편석출현범위는 감소하는것으로 보인다. Fig. 9는 사출압력 및 사출속도에 따른 표면 DAS의 1.5배가 되는 거리인데 사출압력이 클수록 이 거리는 증가하는 것으로 보아 초기응고층

의 두께가 증가함을 알 수 있다.

3.4 응고 및 유동 해석

Fig. 10은 2차원 유동해석에 의한 초기속도별 용탕 충전시간도이다. 그림에서 화살표는 용탕유입방향을 나타낸다. 사출속도에 관계없이 용탕은 중심부로 들어가서 단부 벽에 부딪힌 후 벽면을 타고 내려오면서 충전이 되는 양상을 보이고 있다. Fig. 11은 사출속도에 따른 용탕 충전시간인데, 사출 속도가 빠를수록 충전시간이 짧아지고 있으며, 단순형상이므로 유동해석에 의한 용탕충

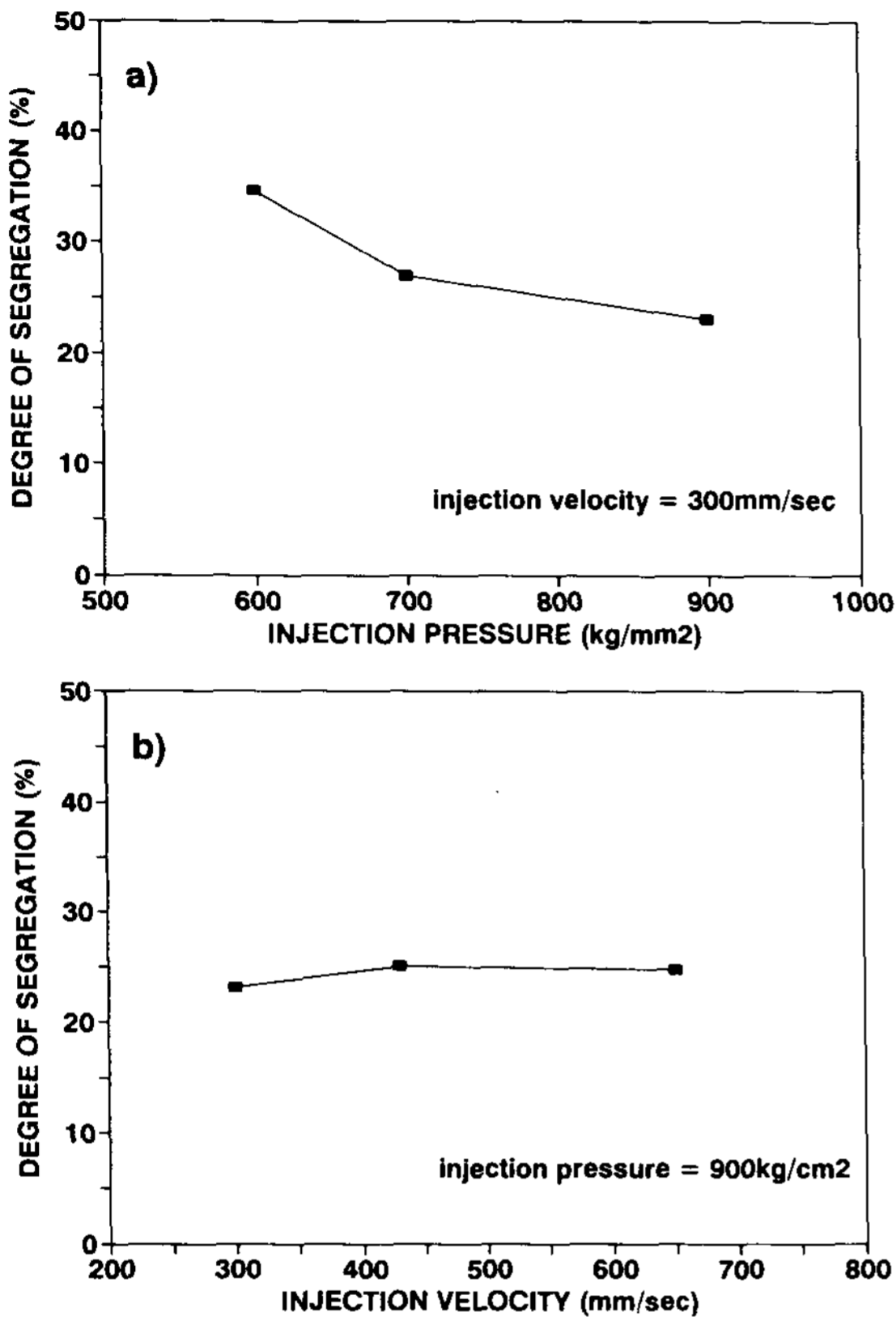


Fig. 8. Segregation vs. injection condition. a) pressure, b) velocity.

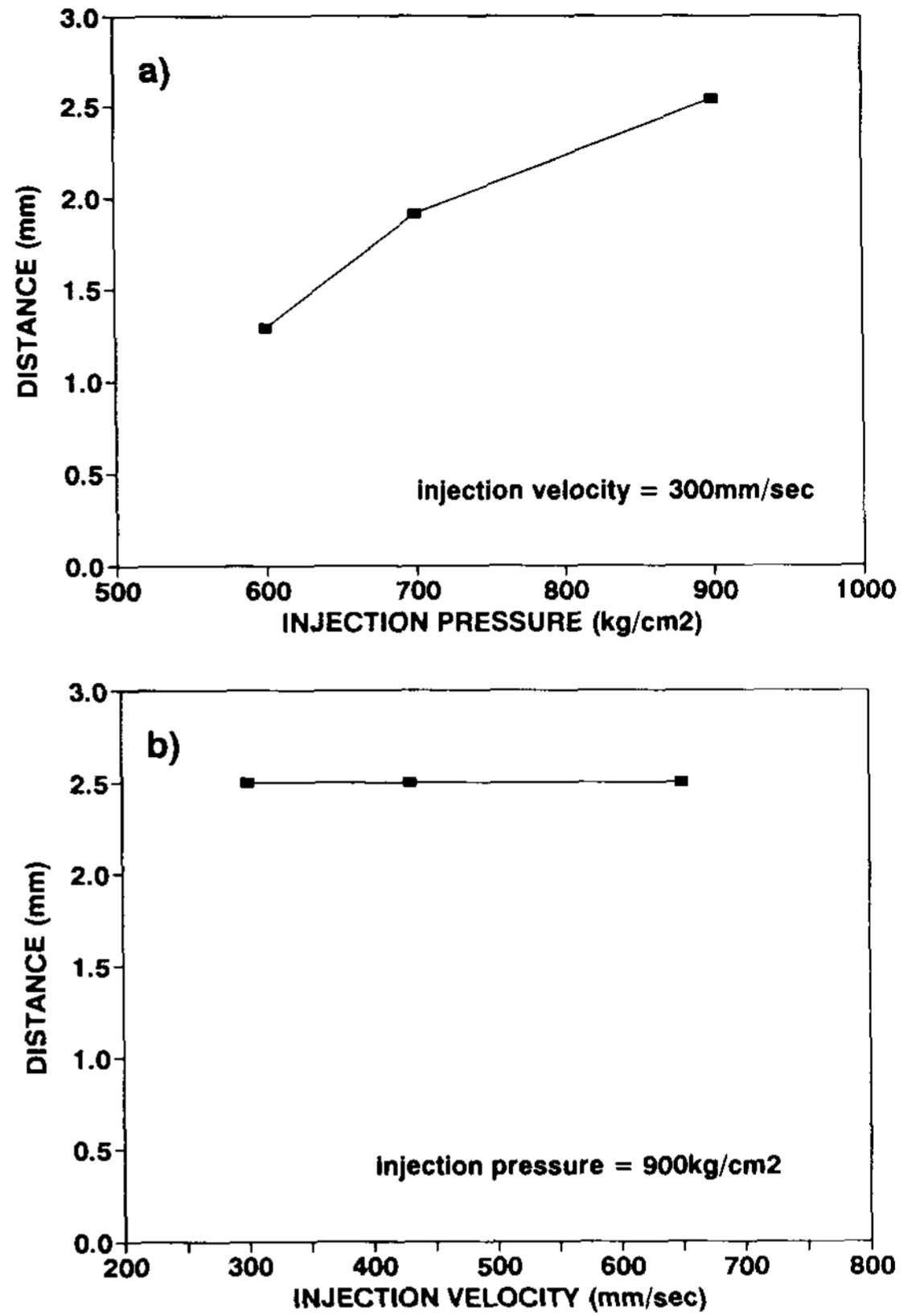


Fig. 9. Distance to be one and a half times size of surface DAS vs. injection condition. a) pressure, b) velocity.

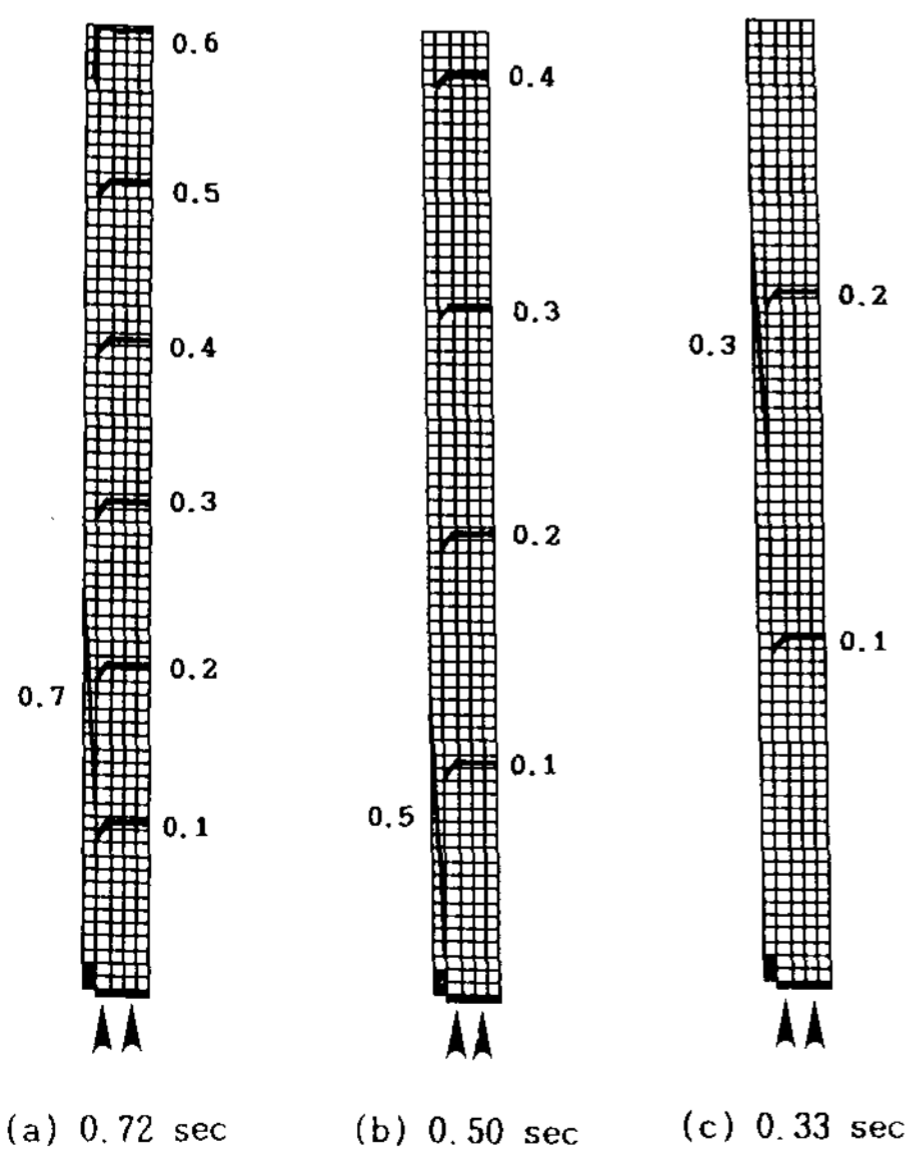


Fig. 10. Mold filling time.

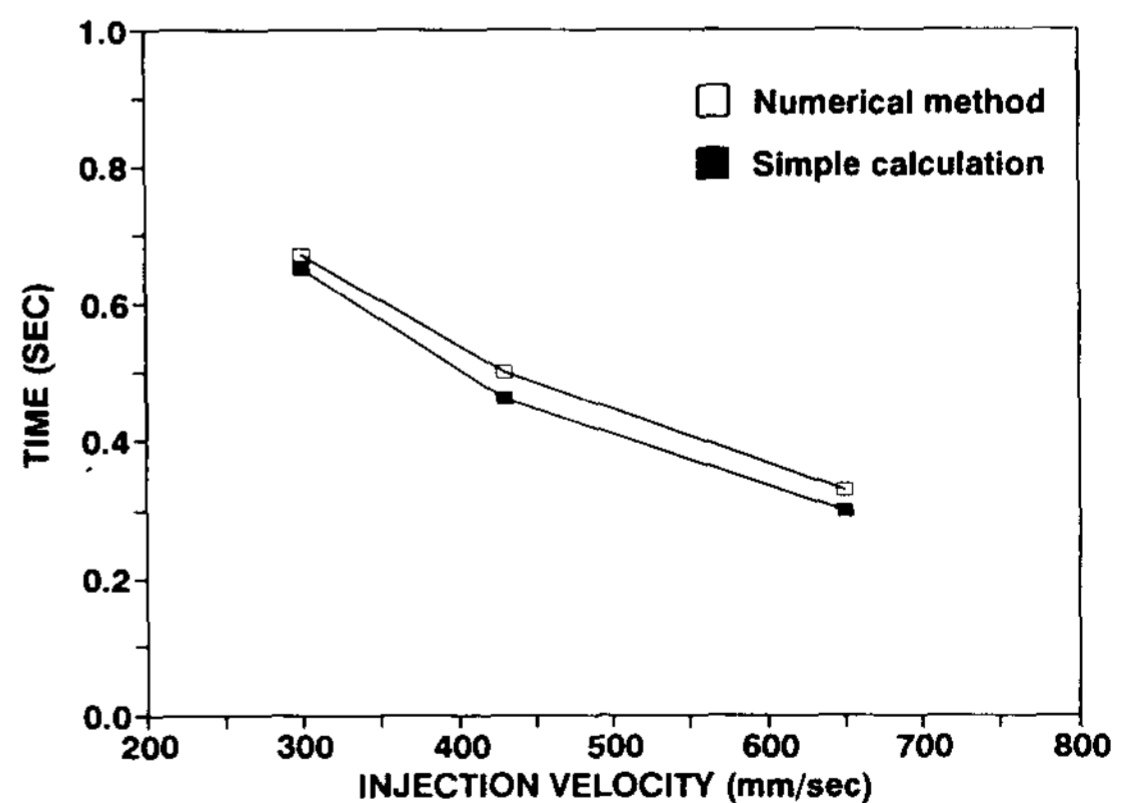


Fig. 11. Mold filling time vs. initial velocity.

전시간과 단순 계산에 의한 용탕충전시간과 잘 일치하고 있다. 단순계산은 플런저 단면적과 탕구단면적의 비와 플런저 속도를 이용하여 충전되는 체적으로부터 충전시간을 계산한 것이다.

Fig. 12.는 열전달계수가 $0.05\text{cal}/\text{cm}^2\cdot\text{s}\cdot^\circ\text{C}$ 일 경

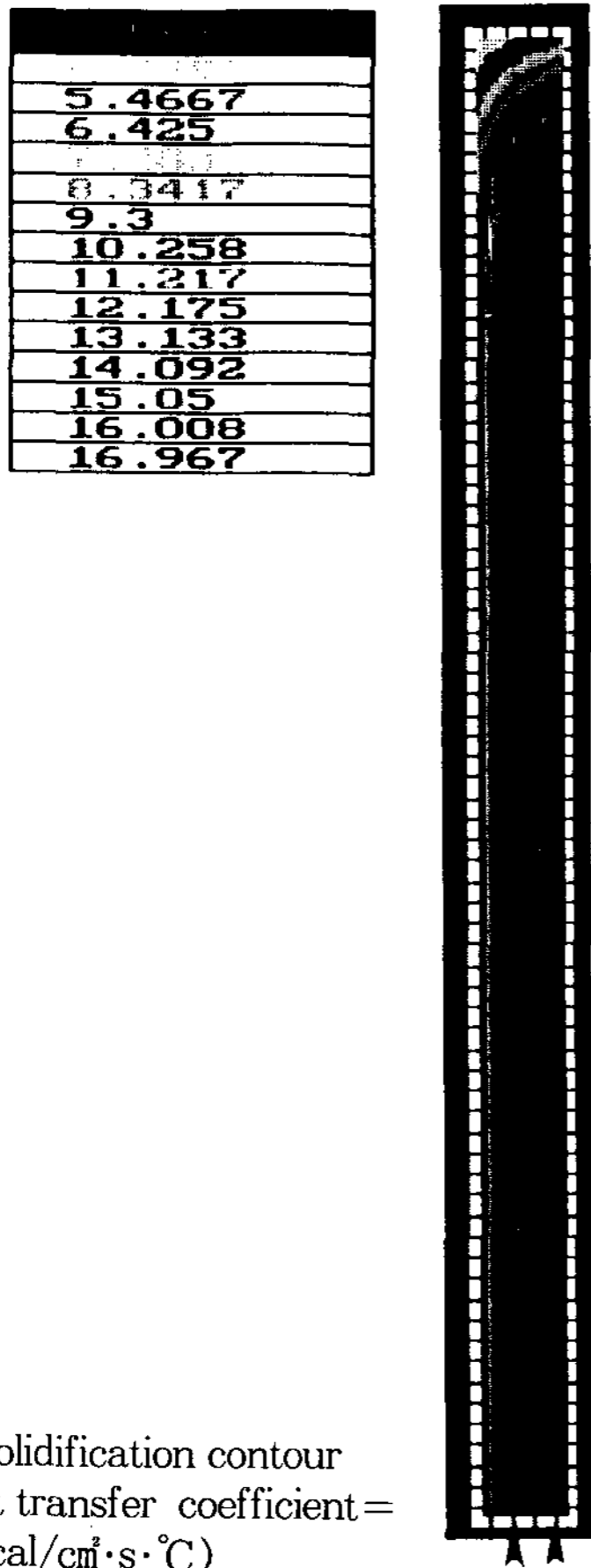


Fig. 12. Solidification contour
(heat transfer coefficient = $0.05\text{cal}/\text{cm}^2\cdot\text{s}\cdot^\circ\text{C}$)

우의 등응고시간도이다. 용탕유입방향에 수직인 곳에서는(횡방향) 시료의 중앙부에서 응고시간이 가장 길고, 표면부위로 갈수록 짧아지고 있으며, 열전달계수에 상관없이 같은 경향을 나타내었다. 표면부는 가장 늦게 충전되어 응고가 시작되는데, 충전 중의 온도저하(DAS로부터 냉각속도가 $20^\circ\text{C}/\text{s}$ 정도이므로 충전 중의 용탕선단의 온도저하는 최대 20°C 정도로 추정)를 고려하면 표면부의 응고는 더욱 빠를 것으로 보인다. 용질의 편석 형태는 단부에(그림에서 상부)가까울수록 등응고시간과 일치하고 있으나 하부는 일치하지 않고 있다. 이는 용탕단조 특유의 현상때문으로 보이며 다음과 같이 생각된다. 용탕단조에서는 고압력을 가하므로 응고점의 상승 및 유동한계고상율이 변하게 된다. 이 중 응고점의 상승은 $1000\text{kg}/\text{cm}^2$ 당 $2\sim 6^\circ\text{C}$ 로²⁾ 용탕단조압력 범위에서

는 그다지 크지 않다. 그러나, 유동한계고상율의 경우는 통상의 Al합금 중력주조에 있어서는 0.7을 기준으로 하여 이 이상이 되면 액상의 유동이 없다고 보고 있으나, 고액공존역에서의 재료의 강도를 고려하면 용탕단조법에서는 유동한계고상율에 미치는 가압력의 영향은 클것으로 보인다. 실제로 Al-7%Si 2원계 합금은 고액공존역에서 강도 발현 고상율이 0.75로, 이후 급격히 증가하여 응고종료 직전에 $0.1\text{kg}/\text{mm}^2$ 의 강도를 가지는데¹²⁾, 이를 기준으로 보면 $500\text{kg}/\text{cm}^2$ 의 압력으로 가압한 경우 고액공존층 및 이미 응고한 초정 α 덴드라이트의 이동 및 변형은 충분히 일어날 수 있으며, 본 실험의 경우는 응고 및 고상에서의 냉각속도가 빨라서 충분한 강도를 갖게 되는 표면부의 이동은 극히 적고, 강도가 낮고 고상율이 낮은 중심선부근이 가압에 의하여 가압방향으로 이동되어 화살표 모향으로 응고가 완료한 것으로 보인다. 따라서 최종응고부위에 공정 Si이 편석하게 되는데 편석의 형태는 가압에 의한 액상의 유동 및 응고완료 형태와 밀접한 관계가 있음을 알 수 있다. Fig. 13에 응고진행상황과 단면 A-A에서의 응고진행에 따른 용질농도분포(Csi), 인장강도(T.S) 및 고상율(f_s)의 시간변화의 예상도를 모식적으로 나타낸다. 그림에서 B점 이상의 강도를 가지게 되면 가압에 의하여 더 이상의 유동은 일어나지 않게 된다.

이와같은 편석거동을 예측하기 위해서는 최종 응고형태의 정확한 계산이 선결되어야 하는데 이를 위해서는 가압력과 고액공존역을 모사할 수 있는 2상 유체를 고려한 유동·응고·응력의 연성 해석이 필요하다.

4. 결 론

- 1) 용탕단조 시료는 단부에서의 거리에 따른 비중의 변화가 거의 없고, 사출압력, 사출속도에 의한 변화도 거의 없으나 각 경우 공히 탕도 부위의 비중이 약간 낮게 나타나고 있다. 중력주조시료는 용탕단조시료보다 낮은 비중을 보이고 있는데 가압주조에 의하여 치밀한 제품을 얻을 수 있음을 알 수 있다.
- 2) 용탕단조 시료의 DAS는 표면부에서 $14\sim 18\mu$, 중심부에서 $30\sim 40\mu$ 이나, 중력주조시료에서는

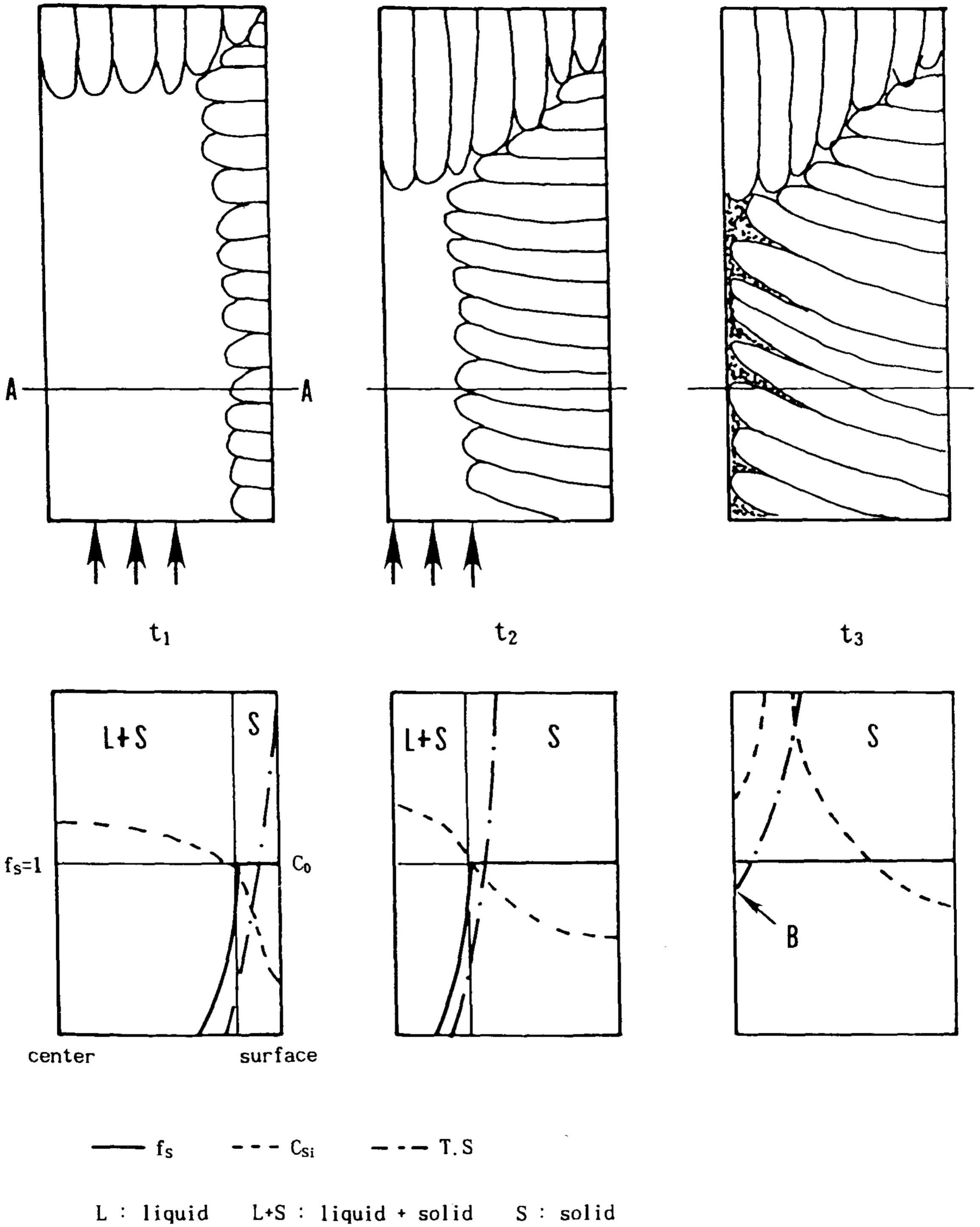


Fig. 13. Schematic diagram of solidification and variation of solute distribution, strength and solid fraction during squeeze casting.

표면부에서 47μ , 중심부에서 83μ 를 보이고 있어 용탕단조한 경우가 표면부에서는 1/3, 중심부에서는 1/2로 미세한 조직을 얻을 수 있었다. 또한 표면과 중심 부위의 조직 크기의 비는 용탕단조의 경우 2 정도이나, 중력주조의 경우는 1.2 정도로 DAS와 냉각속도와는 비례관계에 있으므로 용탕단조의 경우가 시료 내외부의 냉각속도의 차이가 큼을 알 수 있다.

3) 편석도는 사출압력의 증가와 더불어 감소하고 있으나, 사출속도에 의한 영향은 뚜렷하지 않다. 편석 경향은 가압에 의한 액상의 유동 및 응고완료 형태와 밀접한 관련이 있는데, 보다 정확한 예측을 위해서는 2상유체와 가압력을 고려한 유동·응고·응력의 연성해석이 필요하다.

참 고 문 헌

1) Nikkei New Materials, 1992. 6. 1, pp10-23.
 2) J. R. Franklin and A. A. Das : The British Foundrymen, Vol. 77(1984), pp150-158.

3) 鈴木鎮夫 外 : 住友輕金屬技報, Vol.27, No2 (1986), pp100-109.
 4) 鈴木鎮夫 外 : 輕金屬, Vol.32(1982), No.8, pp395-401.
 5) 松原永吉, 村上秀樹 : 自動車技術, Vol.134, No.7(1980) pp749-755.
 6) 小松俊作, 叶良信 : 鑄物, Vol.64, No.3(1992), pp.204-209.
 7) 日本鑄物協會 : ダイカスト鑄物のデンドライトアムスペツング分布に關する調査(1990).
 8) 齊藤 莞爾, 竹内 勝治 : 住友輕金屬技報, Vol. 28(1987), No.4, pp193-199.
 9) 유승목 외 : 주조, Vol. 10, No.6(1990), pp495-502.
 10) J.A. Sekhar, G. J. Abbaschian and R. Mehrabian : Materials Science and Engineering, Vol. 40(1979), pp105-110.
 11) Y.Nishida and H. Matsubara : The British Foundrymen, Vol. 69(1976), pp 274-278.
 12) 大瀧光弘外 : 輕金屬, Vol.36(1986), No.7, pp402-408.