

|||||
論 文
 |||||

과공정 Al-Si 합금의 내마모성 연구

김현주*, 정운재**

A Study on the Wear Resistant Property in Hyper-eutectic Al-Si Alloy

Heon-Joo Kim* and Woon-Jae Jung**

Abstract

The wear resistance of Hyper-eutectic Al-Si alloy, have recently been noticed as a new automobile material, was investigated. For the purpose of developing wear resistant Al-Si alloy, some factors which attribute to wear resistance are examined as follows; refinement of primary Si particle during solidification, and effect of refinement on wear resistance and other mechanical properties. The most effective refinement was accomplished by adding both NaF and S, and this improve wear-resistance in abrasive wear type. The wear losses of specimens cast in metal mold were reduced to 80% of those in sand mold. T6 heat treatment increases hardness, which resulted in reduction of wear loss about 3~18 %.

(Received November 15, 1993)

1. 서 론

Al합금은 일반적으로 비강도가 크고 주조성이 우수하여 주물용 소재로 널리 이용되고 있다. 이와 같은 장점을 지닌 Al재료는 요구되는 용도에 맞추어 다양한 특성을 지닌 주조용 합금으로 개발되어 실용화되어 있다.

최근 선진국의 자동차 산업계는 기존의 재료를 Al합금으로 대체시켜 연비향상을 꾀하고자 재료 경량화에 대한 연구를 활발히 진행하고 있다.

선진국의 경우 자동차에 사용되는 Al합금은 약 5% 정도로서 점차 증가하는 추세를 보이고 있으며 그 중 87%가 주물제품으로서 아공정 Al-Si계 합금이 주종을 이루고 있다. 1990년대에 가서는 Al합금의 비율이 10% 정도로 대당 100kg 정도 사용될 것으로 추정되고 있다. 자동차 부품 중 Al합금재료로 대체시켜 경량화의 효과를 극대화시킬 수 있는 주물제품은 엔진블록으로 실린더 내벽의 내마모성이 요구되어 과공정

Al-Si합금을 미국과 유럽에서는 실제 엔진블록에 적용하고 있고, 이외에 에어컨부품에도 실용화되고 있다. 1983년 과공정 Al-Si합금 사용량은 15000ton이었다.

국내의 경우도 자동차 보급대수의 증가와 수출에 힘입은 자동차 산업의 지속적인 수출경쟁력 확보를 위해서는 고성능차의 개발과 연비향상을 통한 품질고급화가 시급한 실정이다. 따라서 자동차용 과공정 Al합금의 실용화를 위하여 초정 Si의 형상제어와 마모특성에 관한 연구가 시급하다.

따라서 본 연구에서는 과공정 Al-Si합금의 실용화를 위한 내마모용 소재개발을 목표로 하여 용탕의 응고시에 정출되는 Si입자들을 미세화시키고 이에 따른 내마모성 및 기계적 성질의 영향을 검토하고자 하였다.

2. 실험방법

*부산공업대학교 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., Pusan National University of Technology)

**생산기술연구원 주물기술사업부(Foundry Technology Division, Korea Academy of Industrial Technology)

2.1 시편제조

본 실험에서 사용된 재료는 AA의 A390 및 393합금을 목표성분으로 하여 Al-24%Si 모합금을 경유 도가니로에서 제조한 후, 이것을 다시 흑연 도가니를 넣은 전기저항로에서 용해하여 과공정 Al-Si합금을 제조하였다. 시료의 성분분석 결과는 Table 1과 같다.

Table 1. Chemical composition of specimens.

	Si	Cu	Fe	Mg	V	Ni	Al
A390	17.60	4.49	0.43	0.46	-	-	Rem.
393	22.11	1.30	-	0.83	0.004	2.33	Rem.

목표성분의 합금을 800°C에서 초정 및 공정Si를 미세화하기 위한 원소들을 첨가하였으며 첨가 원소의 종류 및 첨가량은 Table 2와 같다¹⁾.

Table 2. Description of refining agents.

Agent	Amount (wt.%)	Shape	Role
P	0.045	Granular type Cu-15%P	Refinement of primary Si
S	0.4	Powder	
NaF+S	NaF:0.8 S:0.5	Powder type NaF and S	Refinement of primary and eutectic Si

미세화제의 첨가전과 주입전에 탈가스처리를 하였으며, 첫번째 탈가스처리 후 Si미세화 원소를 Al foil로 포장 후 용탕내에 압입시켰다. 750°C의 용탕을 150°C로 유지된 금형 및 사형에 주입하여 길이 210mm, 직경 15mm의 시편을 제작하였다. 열처리는 A390합금을 T6조건으로, 520°C에서 8시간 유지하여 고용화 처리한 후 수냉하여 170°C에서 16시간 시효처리하였다.

2.2 기계적 성질평가

인장시험은 ASTM규격의 사형 인장시편으로 실시하였고 경도측정은 금형 및 사형시편에 대하여 Rockwell B scale로 그 값을 구하였다.

마모시험은 Pin on disk형의 마모시험기를 사용하여 마모량을 측정하였다. 침탄열처리를 행한 H_{RC}58의 S45C 상대 마모재에 직경 8mm, 길이 70mm의 봉상시편을 위치시킨 후 실험조건에

따라 정해진 무게의 추를 sample holder 위에 얹혀 놓은 다음 Tachometer로 상대 마모재의 회전수를 조절하였다.

실험에 사용된 마모시험기의 기본사양과 자동차용 엔진 피스톤에서 발생하는 마모현상을 재현시키기 위해 건식마모를 행하였으며, 마찰속도는 4.0, 3.2, 1.5m/sec로 마찰압력은 4.0, 3.0, 1.5kg으로 변화시키며, 총 sliding거리는 6km로 하였으며, 마모량은 무게손실량을 이용하여 측정²⁾하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 초정 Si의 미세화

본 실험에서는 과공정 Al-Si합금의 용융점과 용탕의 가스함유 등 일반적인 사항을 고려하고, A. J. Clegg와 Y. Shimizu³⁾ 등의 연구결과를 참조하여 Table 3와 같이 첨가조건을 결정하였다.

Photo 1, Fig. 1은 초정Si의 입자크기 및 분포상태를 합금 및 미세화제의 종류에 따라 조사, 분류한 것이다. 우선 합금의 영향을 살펴보면 Cu-15%P를 첨가한 경우 Si함량이 증가함에 따라 초정Si의 입자크기는 증가하였으나, 단위면적당 Si 입자수는 감소하였다. 이것은 합금내의 Si량이 증가되었으나, 미세화제의 첨가량이 증가되

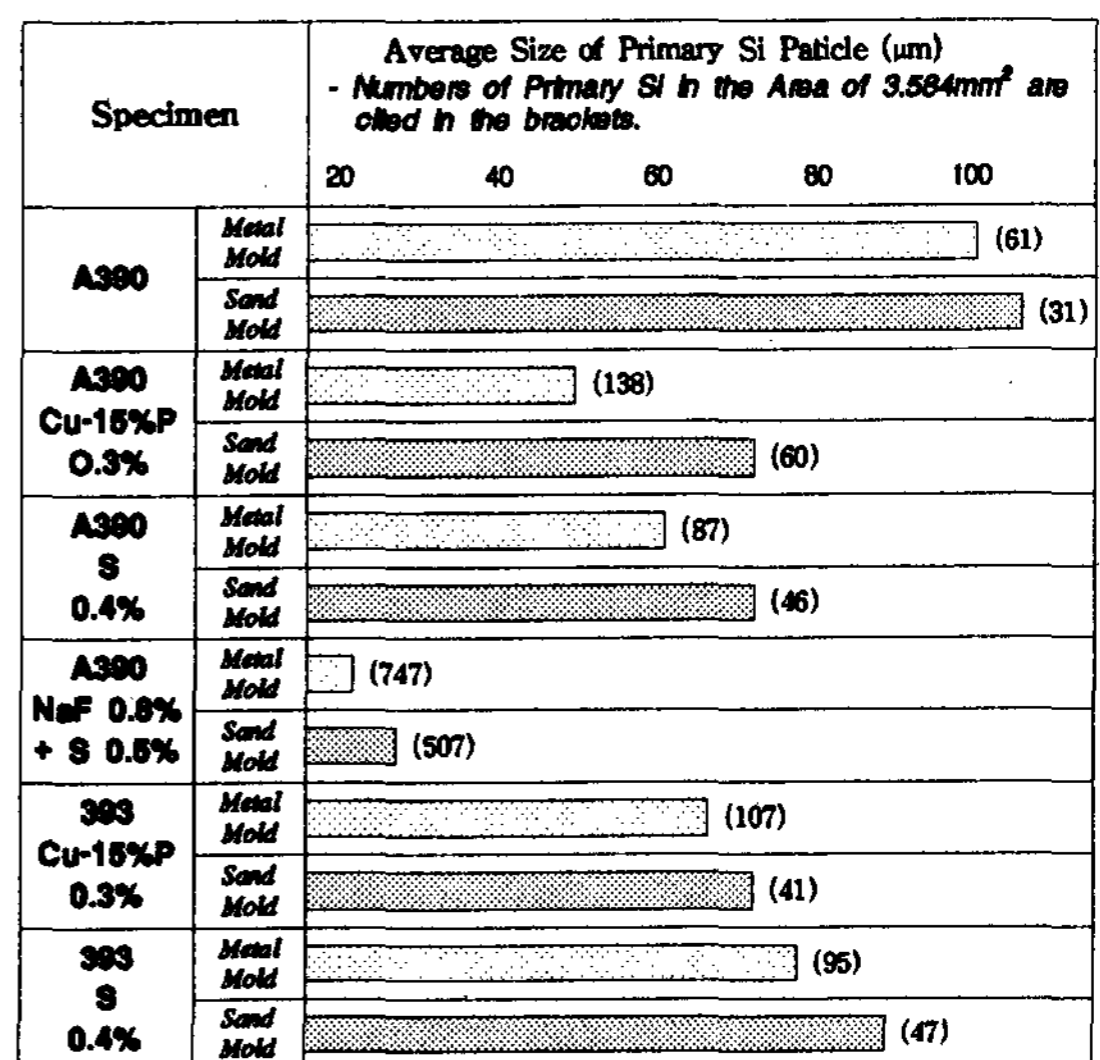
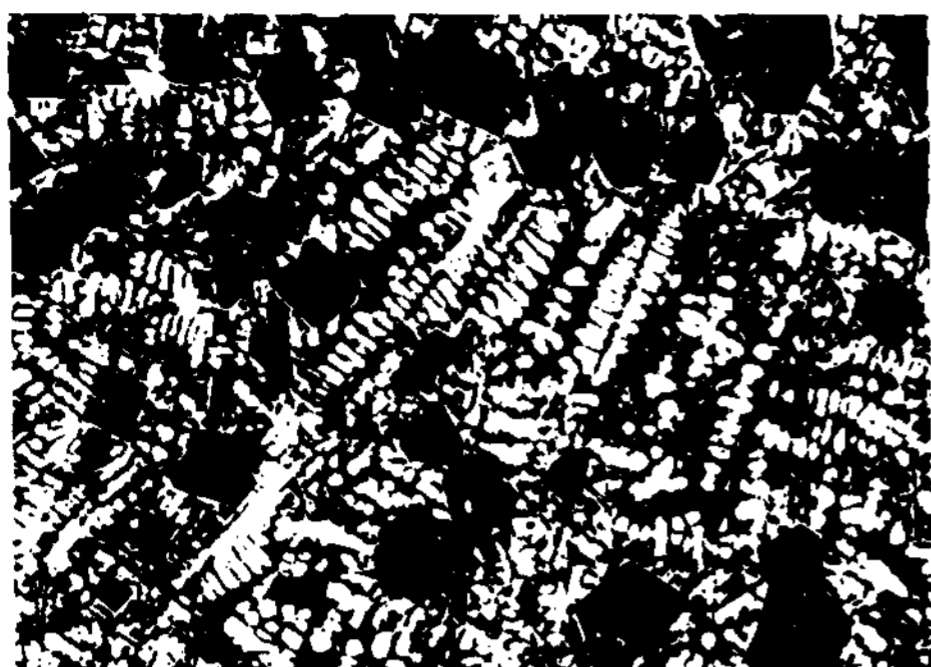
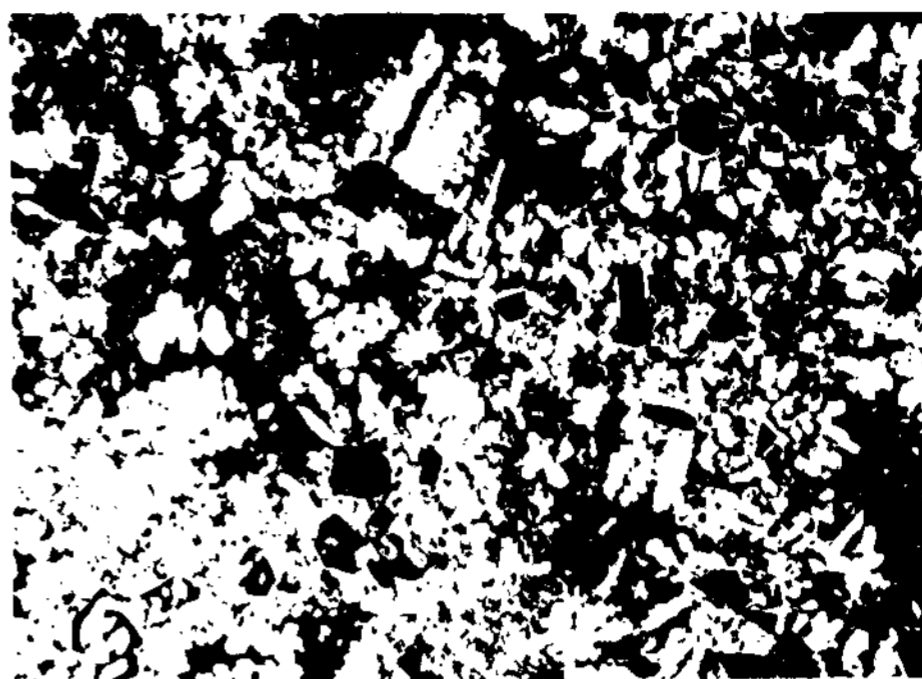


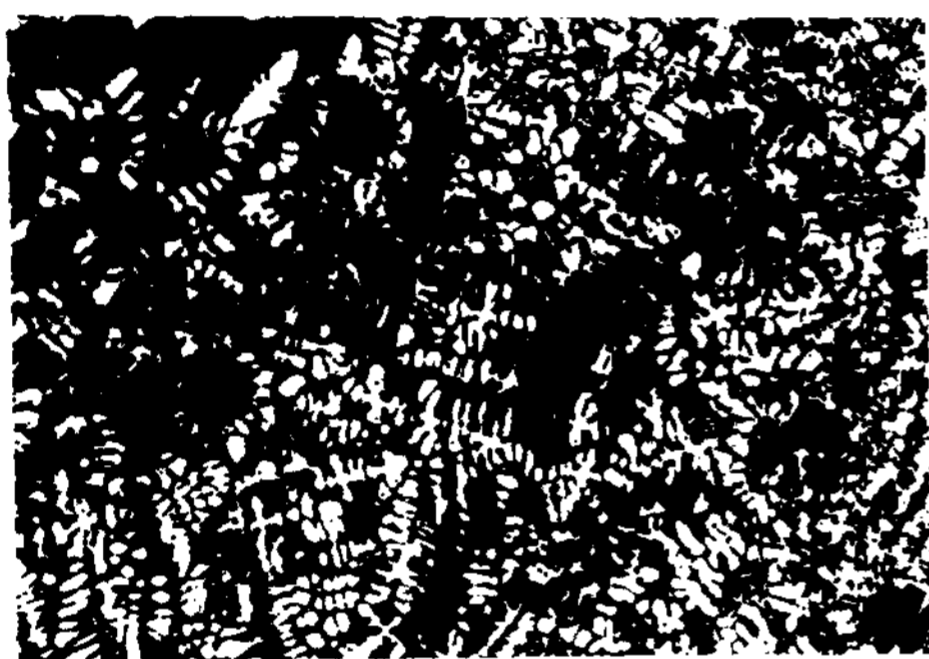
Fig. 1. Summary of the average grain size of primary Si crystals(metal mold temp.:150°C).



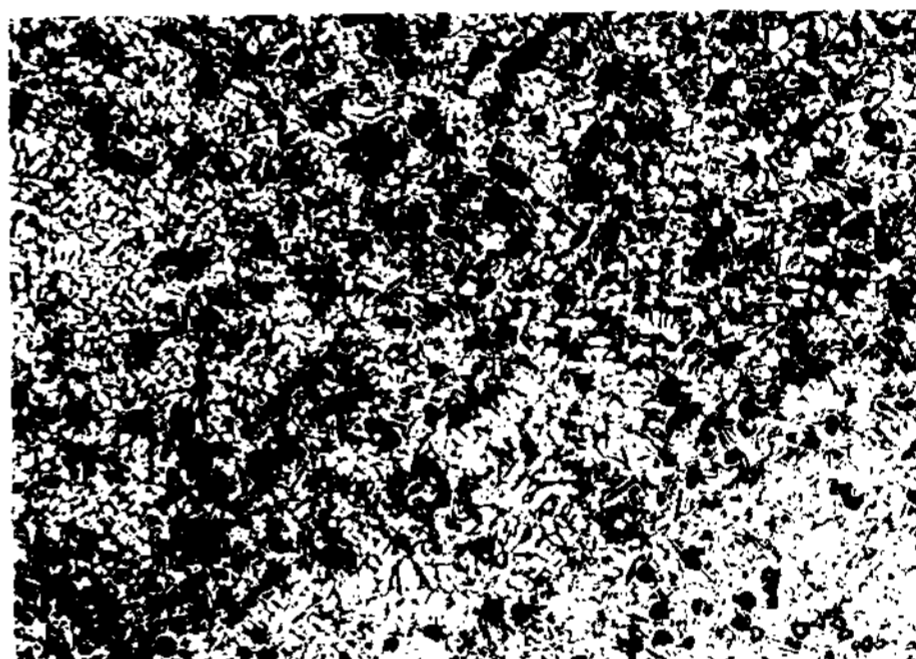
(a) A390, non-addition



(b) A390, Cu-15P



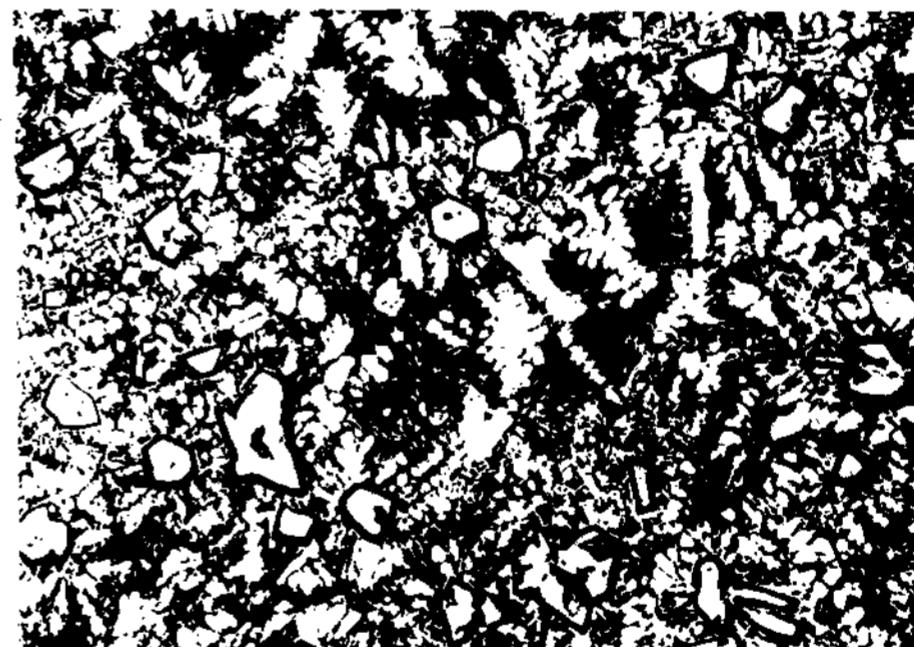
(c) A390, S



(d) A390, NaF+S



(e) 393, Cu-15P



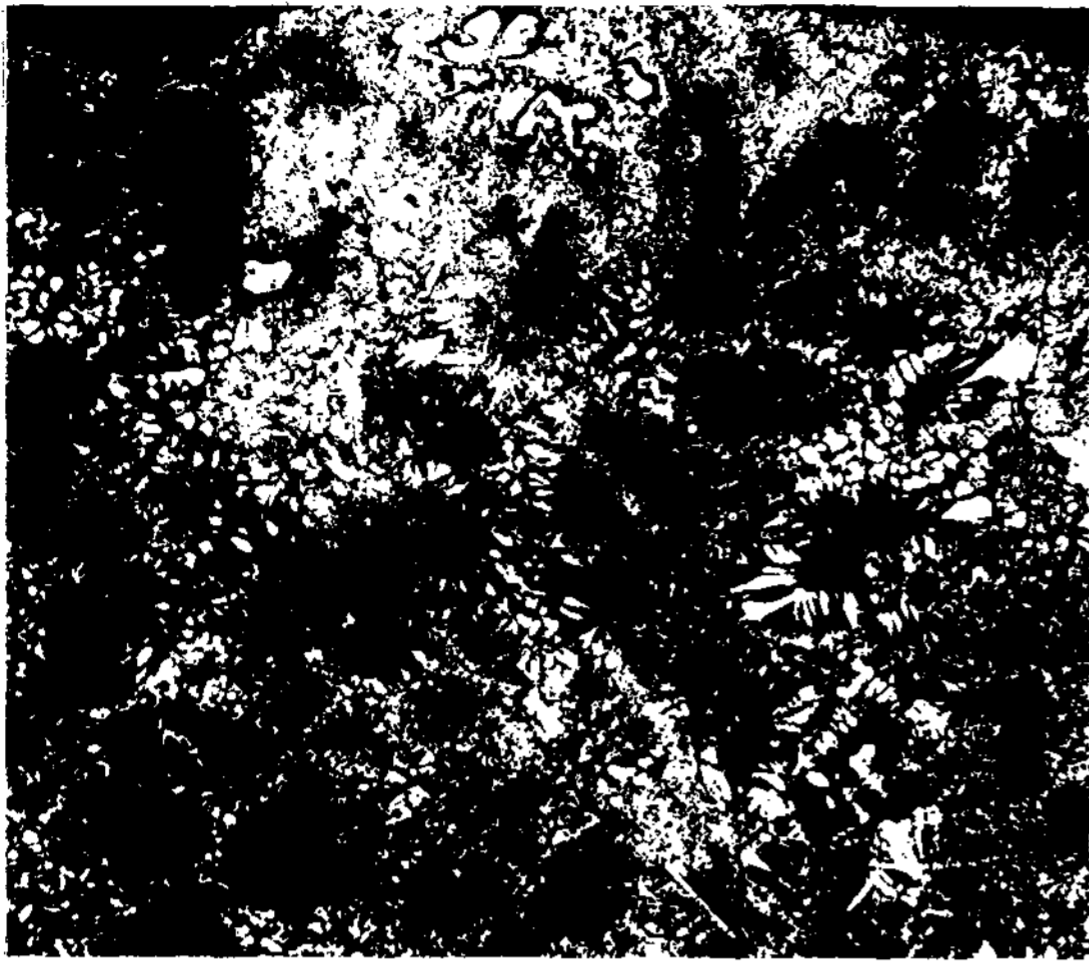
(f) 393, S

Photo 1. Micrographs of Primary Si refined in metal mold(mold temp. : 150°C). ×50

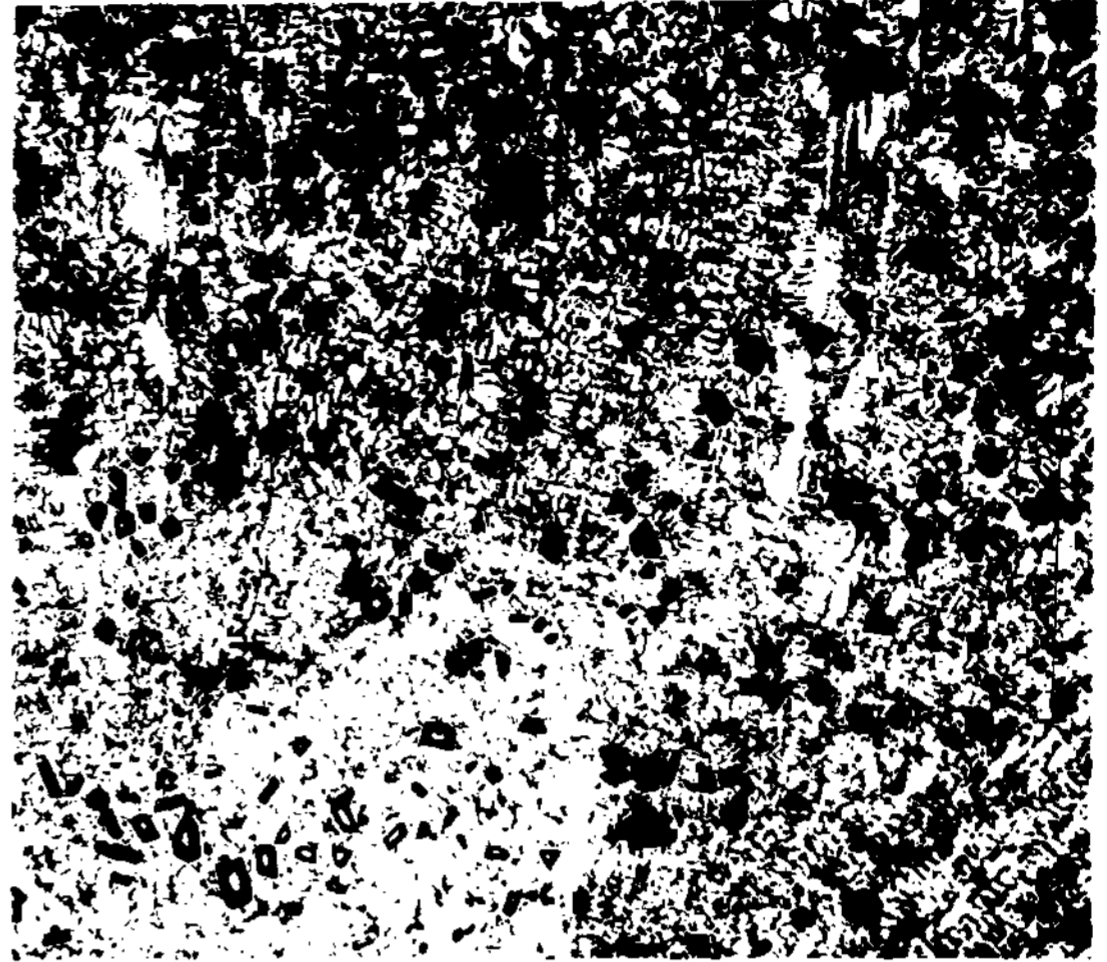
지 않아 불균일 핵생성 site수의 상대적인 감소 때문으로 생각된다. 이같은 원인으로 393합금의 경우 초정Si의 입자크기 변화가 심하였다. 그러나 S를 첨가한 경우 Si함량이 증가하면 초정Si의 입자크기 및 단위면적당 입자수가 모두 증가하였다. 따라서 P, S의 초정Si의 형상에 미치는 기구가 상이함을 예측할 수 있고 P는 A1P핵의 형성이라는 기구가 일반적으로 인정된 사실이나 S의 기구는 확정된 것이 없고 입자미세화기구로 알려

진 이중핵설, 포정반응설, 과냉설 등에서 앞의 결과로 미루어 과냉효과에 의한 것으로 추측된다. 그리고 초정Si의 입자미세화효과가 가장 좋은 미세화제는 NaF과 S를 동시에 첨가한 것으로 같은 합금에 대해 미세화처리를 행하지 않은 경우보다 1/5로 미세화되었다.

Photo 2는 NaF와 S를 첨가하는 경우 첨가방법에 따라 초정Si의 입자크기와 형태가 급격히 변화하는 것을 나타낸다. 여기서 (a)는 NaF를 첨

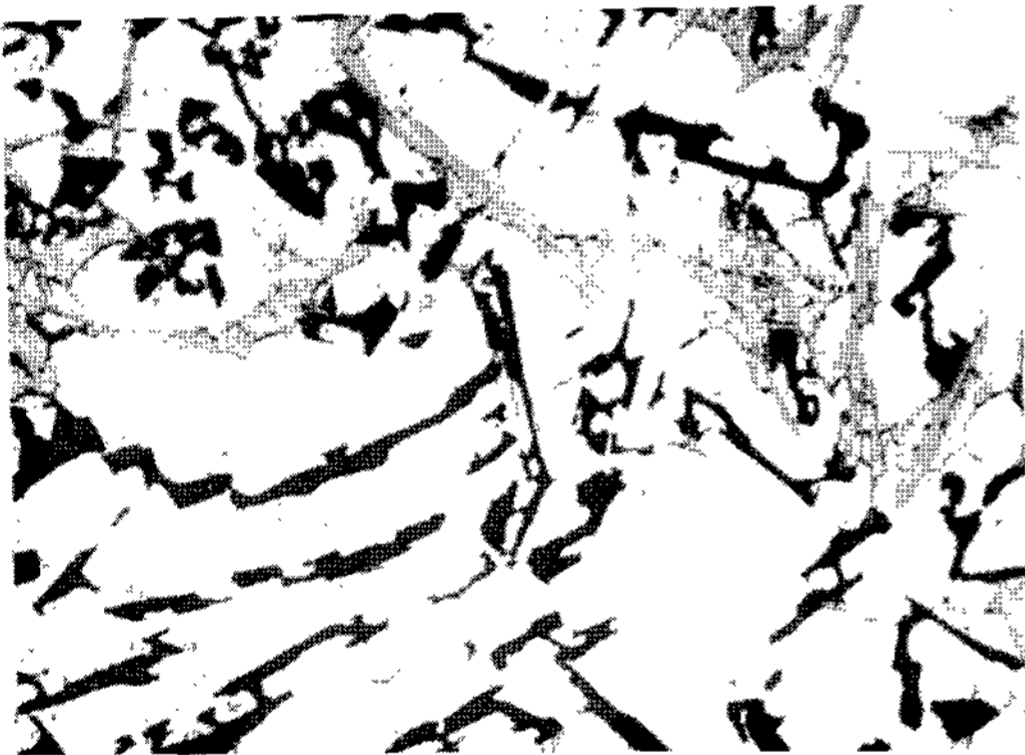


(a) add Sulfur after NaF

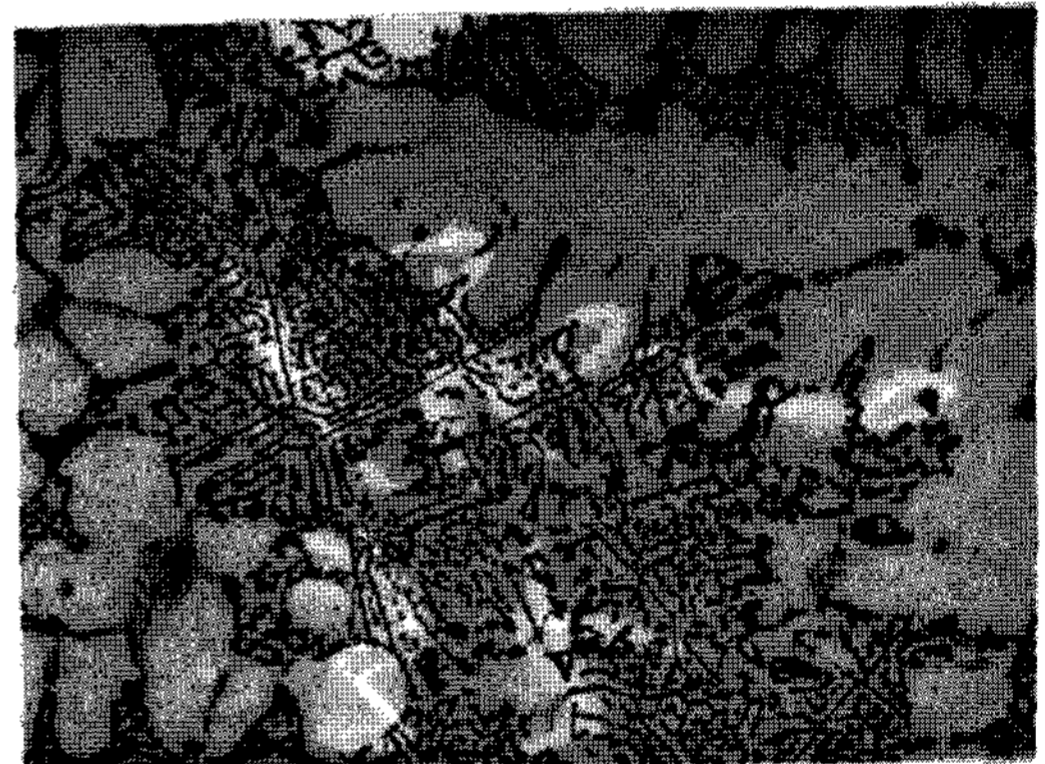


(b) add NaF and S, at the same time

Photo 2. Micrographic difference according to adding condition in mold (addition temp. : 800°C). ×50



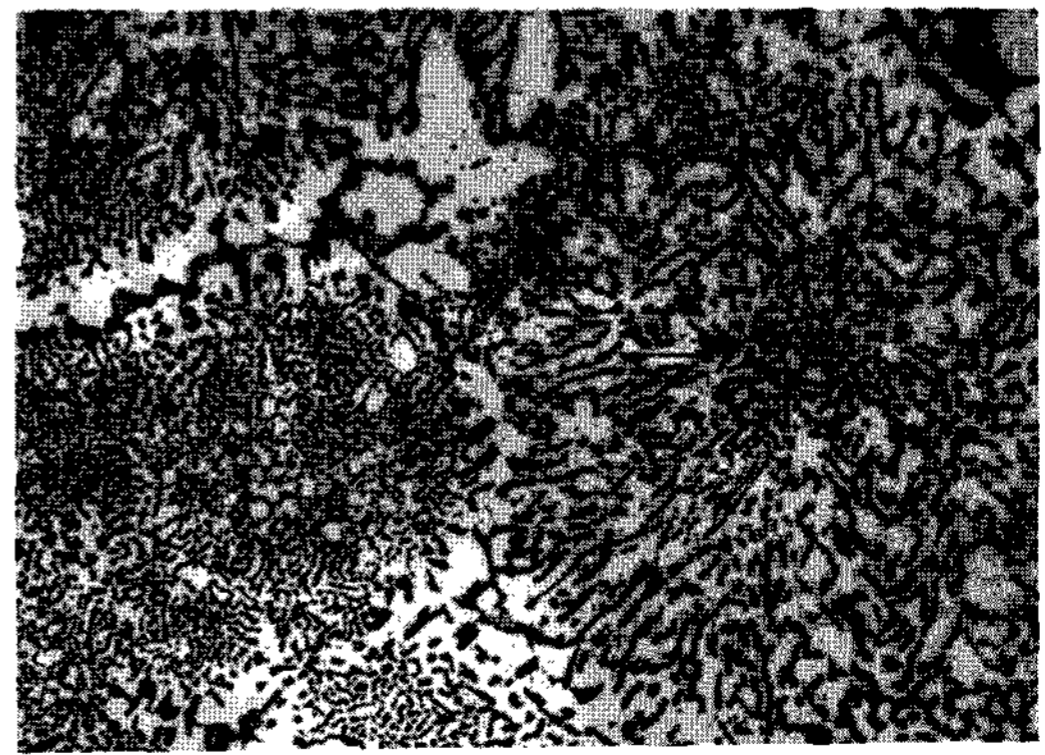
(a) sand mold, no added



(b) metal mold, no added



(c) sand mold, NaF+S



(d) metal mold, NaF+S

Photo 3. The effect of a refining agent on eutectic structures. ×400

가후 S를 연속적으로 첨가한 경우의 초정 Si의 형상으로 (b)의 동시 첨가의 경우와 대조적으로 불균일하고 조대한 초정Si이 나타났다.

3.2 복합미세화

과공정 Al-Si의 물성을 극대화하기 위해서 초정Si뿐만 아니라 공정Si의 형상을 동시에 개선하는 것이 필요하다.

초정 및 공정Si의 복합미세화를 위하여 S와 NaF를 첨가한 시편과 처리를 행하지 않은 시편의 미세조직 차이를 Photo 3에 나타내었다.

Table 3. Summary of adding conditions.

Element and amount of addition (wt.%)	Adding Temp. (°C)	Pouring Temp. (°C)	Element remained (wt.%)
Cu-15%P 0.3%	800	750	P:0.043
S 0.4%	800	750	0.003
NaF 0.8%	800	750	Na:0.18
+ S 0.5%			S:0.005

(Refining agent addition + 5min. holding + Pouring)

사형시편에서 미세화처리를 하지 않은 조직은 조대한 판상의 공정Si이 나타났으나, NaF와 S를 첨가한 시편은 미세화효과를 나타내는 부분과 Si의 크기는 별로 변화하지 않았으나 날카로운 면각이 소멸된 부분이 혼재된 조직으로 이루어졌다.

미세화처리를 행하지 않은 금형시편의 조직은 미세한 판상의 공정Si으로 구성되었으나 NaF와 S로 미세화처리된 시편은 입상 또는 fiber형태의 조직이었다.

이와같은 공정Si의 개량기구는 개량처리제가 용탕중에서 Si성장에 장애 역할을 하여 성장을 억제한다는 이론⁴⁾과 처리제가 핵 또는 Al-rich 고용체에 흡착되어 Si결정의 핵생성을 방해한다는 이론⁵⁾, 응고시 용탕의 과냉도를 증가하여 미세하고 구상화된다는 이론이 있으나 이들중 한가지로 설명이 곤란하고 개량처리제의 종류에 따라 이들 기구가 단독, 혹은 복합적으로 작용한다고 생각된다.

3.3 Fading현상 및 냉각속도와 미세화의 관계
용탕의 유지시간에 따른 초정Si의 입자크기 변

화는 다른 문헌의 경우와 같이 유지시간이 30분 이내인 본 실험의 경우에 있어서도 거의 인지할 수 없었다.

그러나 금형에서 공정조직은 초정Si 미세화제로 S를 첨가한 경우 용탕유지 시간이 경과됨에 따라 Photo 4와 같이 fading현상이 나타났다. 반면에 초정과 공정Si의 복합미세화를 위하여 NaF와 S를 동시에 첨가한 경우 fiber형태의 공정조직이 용탕유지시간의 경과에 따라 입상, 미세판상의 형태로 변하여 전자에 비하여 fading현상은 완화되었다. 이와 같은 fading현상은 첨가제의 기화 및 유지시간에 따른 산화에 기인하는 것⁶⁾으로 보고되고 있다.

또한 냉각속도의 변화는 Fig. 1, Photo 5와 같이 공정Si의 미세화 뿐만 아니라 초정Si 미세화의 효과도 있는데 이것은 사형에 비하여 냉각속도가 빠른 금형의 경우 과냉도가 증가하고 Si의 핵으로 작용하는 A1P가 많이 생성되어 초정Si의 입자크기가 미세화되는 것으로 생각된다⁷⁾.

3.4 Porosity 및 편석

실험에 사용한 A390 및 393 합금의 경우, 용해온도는 A1P 핵생성을 위하여 800°C 이상에서 30분 정도 비교적 높게 유지하므로 용탕 중의 수소가스 함유량이 증대되어 porosity의 발생이 다른 합금보다 문제가 된다. 본 실험에 있어서는 미세화제 첨가전과 주입전에 plunger를 사용하여 C₂Cl₆탈가스제를 용탕의 0.2wt.% 투입하였으나 미세기공을 완전히 제거할 수 없었다.

또한 Photo 6과 같이 금형조직보다 사형조직에서 미세수축공이 현저함을 알 수 있었다. 따라서 과공정 Al-Si합금의 경우 아공정합금보다 효율적인 탈가스방법과 특히 사형구조의 경우 미세수축공의 감소를 위한 주조방안이 강구되어야 한다.

초정Si의 편석 또한 문제가 되는 것으로 A390 합금의 시편에서 높이 190mm 지점과 50mm 지점에서 초정Si의 입자수를 비교한 결과, 상부의 시편이 아랫쪽보다 면적 3.584mm²에서 상부는 138개, 하부는 60개로 약 2배 이상이었다. 이와 같은 초정Si의 편석을 방지하기 위해서는 첫째, 초정Si 미세화 효과를 최대로 하는 방안을 강구한다. 둘째, 응고시간을 단축하여 비중차이에 의

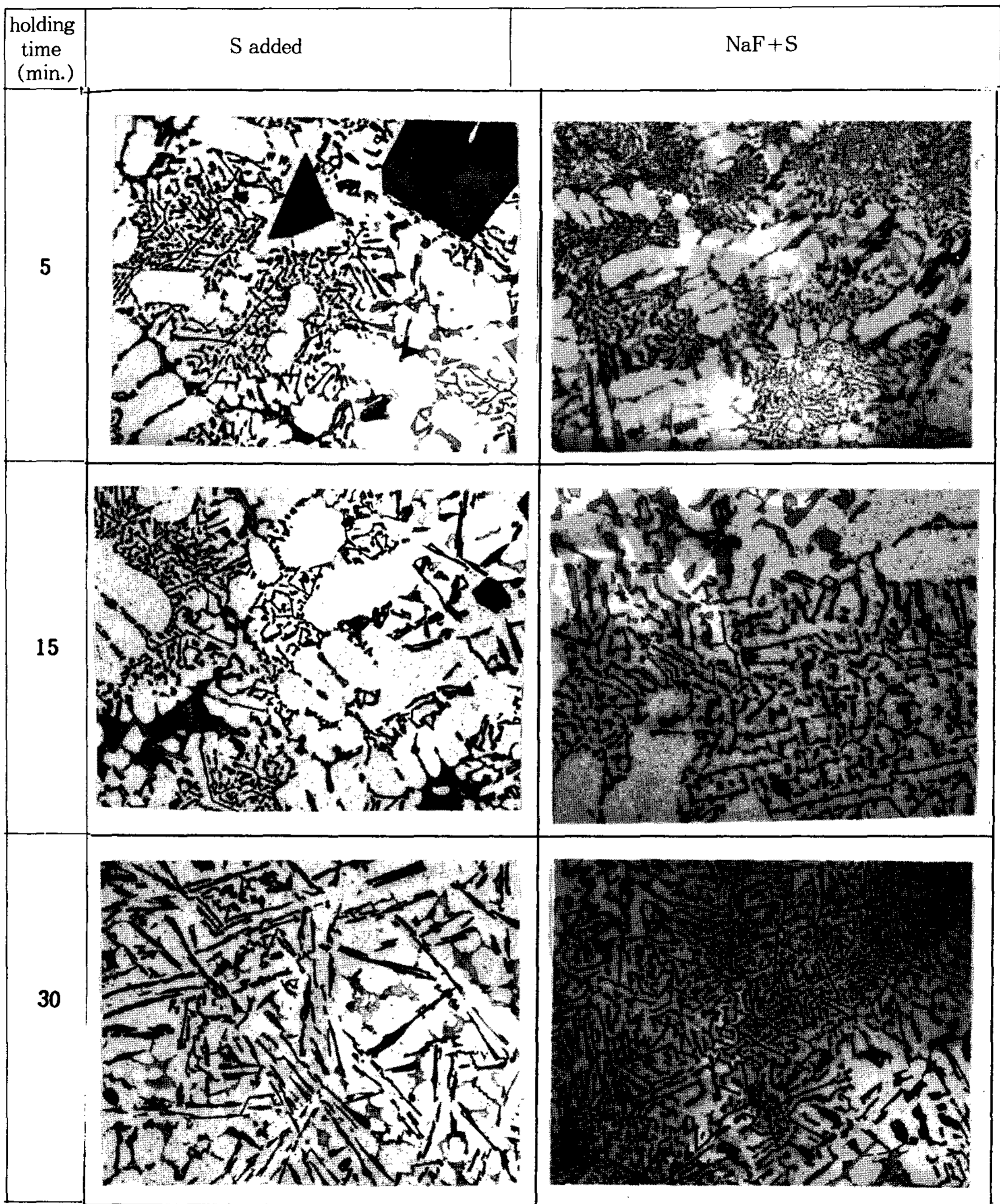


Photo 4. Change of structure on holding time in metal mold. ×400

한 편석을 감소시킨다. 셋째, 합금의 Si함량을 증가시키는 방법, 넷째, Cr을 0.7% 이상 첨가하여 PSFZ(Primary Si Free Zone)의 생성을 방지하

는 방법, 다섯째, ladle에서 유지시간을 줄이고 주입시 균일한 조성의 용탕을 주형에 신속하게 충전시키는 방안⁸⁾ 등이 추천되고 있다.

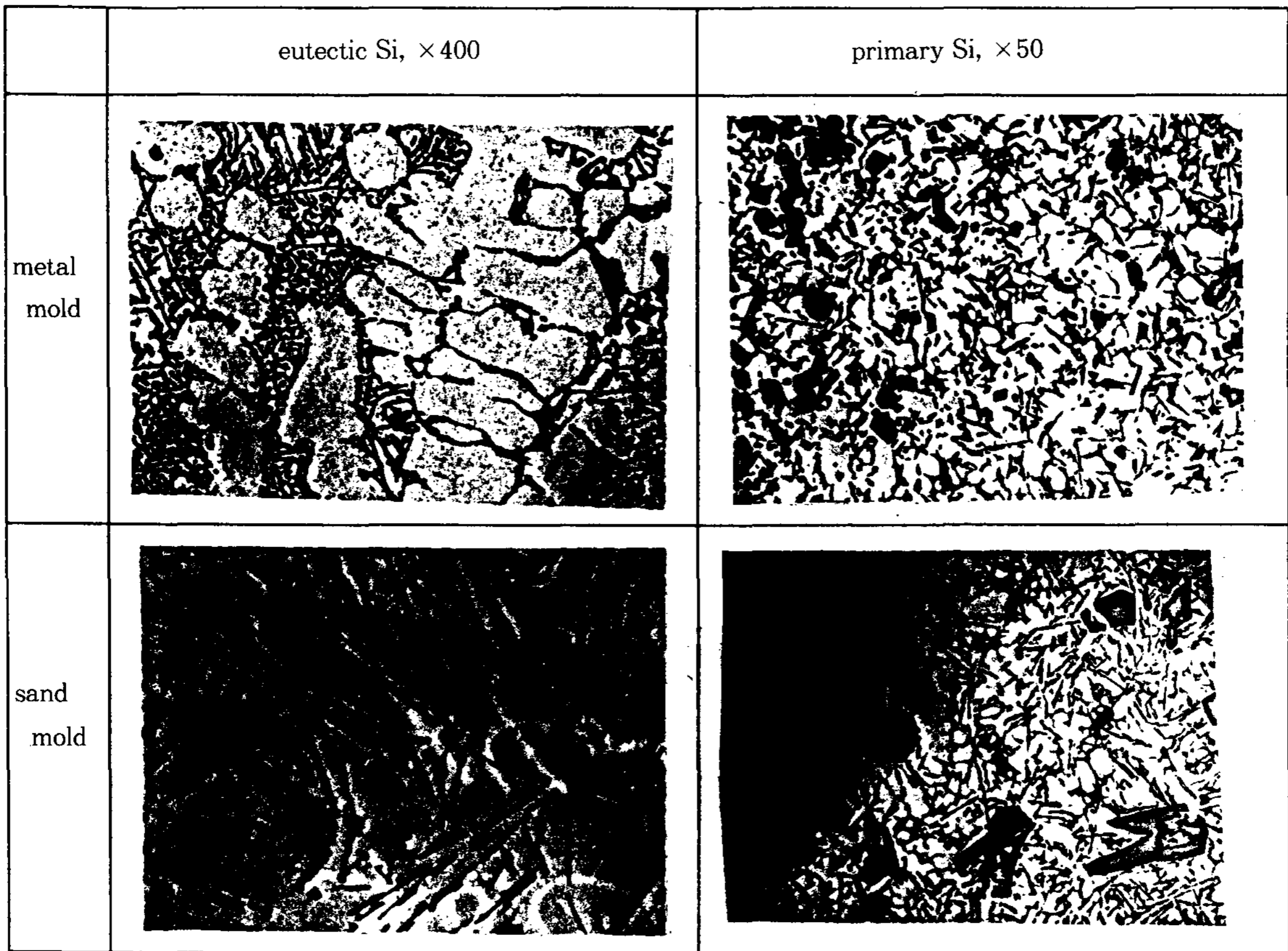


Photo 5. Change of structure of 0.3%P added specimen on cooling rate. ×400

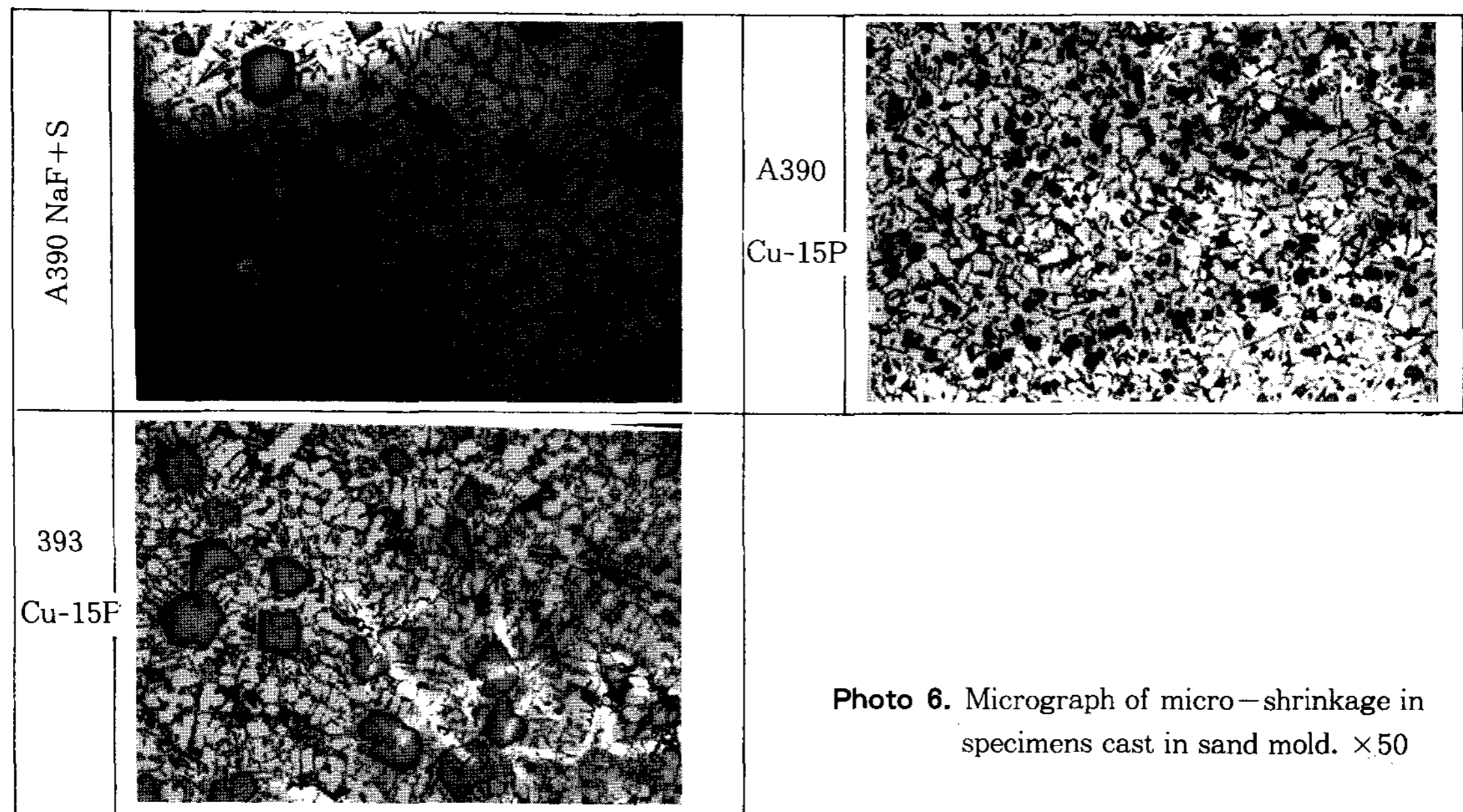


Photo 6. Micrograph of micro-shrinkage in specimens cast in sand mold. ×50

3.5 Si입자 미세화의 기계적 성질

초정Si이 나타나는 과공정합금은 일반적으로 강도 및 연신율이 Si함량이 증가될수록 감소한다. 본 실험의 경우도 22%Si합금의 인장강도는 17%Si합금의 75% 정도이며 연신율도 50% 정도 수준이었다. 그리고 Fig. 2에 나타난 바와 같이 17%Si의 A390합금에서도 NaF와 S에 의해

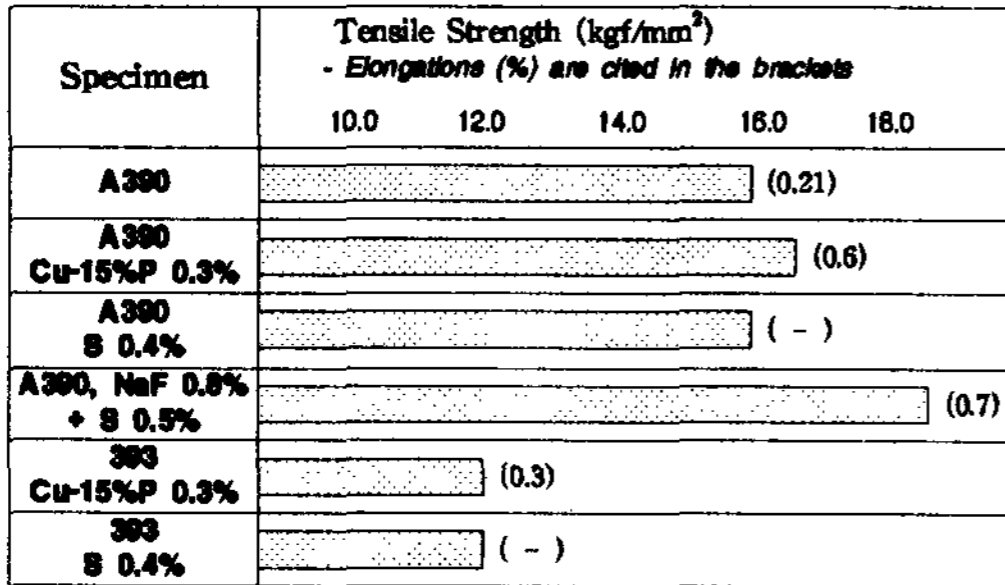


Fig. 2. Change of mechanical property according to addition agents(cast in sand mold).

서 초정 및 공정Si이 미세화된 경우는 미세화되지 않은 합금보다 25%의 인장강도가 증가하였으며 초정 및 공정Si의 미세화 여부에 관련없이 A390과 393합금의 인장파단면은 취성파괴를 나타내었다.

3.6 조직미세화와 내마모성

Si함유량이 15~35% 범위인 과공정 Al-Si합금은 기지조직 중에 분포되어 있는 단단한 초정Al의 영향으로 내마모성이 우수하다. 이 다각형 초정Si의 크기와 분포상태는 주로 냉각속도와 용탕의 미세화처리에 좌우된다. 일반적으로 이들 과공정 Al-Si합금의 내마모특성과 기계가공성은 초정Si이 미세하고 균일하게 기지조직에 분포되어 있을 때 향상된다⁹⁾고 알려져 있다. 그러나 본 실험에서는 Table 4와 같이 초정Si의 미세화에 의한 내마모성특성은 저속의 마모조건에서 내마모성이 약간 개량되었다.

Fig. 3은 초정Si 미세화에 의한 내마모성의 영

Table 4. Wear loss of various alloys(sliding distance : 6km).

wear loss:mg, surface roughnesses are written in the bracket:μm

Specimen	Speed Load	1.6m/sec			3.2m/sec			4.0m/sec		
		1.5kg	3.0kg	4.0kg	1.5kg	3.0kg	4.0kg	1.5kg	3.0kg	4.0kg
A390	Metal mold	-	-	-	14.7 (3.2)	30.3 (3.9)	44.9 (4.1)	-	-	-
	Sand mold	24.8 (2.2)	40.9 (2.8)	57.1 (3.3)	20.2 (2.4)	35.4 (2.7)	45.2 (3.0)	-	-	-
A390 Cu-15%P 0.3%	Metal mold	23.6 (2.3)	35.8 (2.9)	49.5 (3.6)	12.9 (3.1)	32.0 (2.9)	41.1 (3.8)	9.5 (3.6)	25.4 (3.9)	27.8 (4.0)
	Sand mold	22.4 (2.1)	42.6 (2.4)	52.8 (3.7)	19.1 (2.8)	31.4 (3.0)	46.0 (3.3)	13.0 (3.9)	33.2 (4.4)	49.4 (5.1)
A390 S 0.4%	Metal mold	19.9 (2.4)	39.3 (2.7)	45.4 (3.3)	14.1 (2.8)	29.7 (2.9)	41.0 (3.5)	-	-	-
	Sand mold	21.7 (1.8)	48.2 (2.0)	55.3 (2.2)	17.9 (2.4)	37.3 (2.9)	39.0 (3.4)	-	-	-
A390 NaF 0.8% + S 0.5%	Metal mold	12.1 (2.9)	36.4 (3.3)	42.4 (4.6)	13.6 (3.0)	30.6 (4.4)	36.5 (5.8)	10.8 (5.1)	27.0 (5.3)	31.0 (5.5)
	Sand mold	20.3 (3.2)	41.9 (3.6)	58.5 (5.2)	15.2 (2.5)	31.2 (3.3)	49.9 (5.3)	16.1 (5.5)	36.1 (6.1)	38.2 (7.0)
A390 Cu-15%P 0.3%	Metal mold	22.9 (2.3)	36.4 (3.7)	52.8 (4.2)	12.5 (2.4)	30.9 (3.7)	44.3 (4.0)	14.6 (3.3)	21.7 (3.7)	35.8 (5.3)
	Sand mold	22.4 (2.4)	36.2 (2.9)	58.8 (3.4)	15.0 (2.7)	34.9 (3.4)	38.0 (3.9)	-	-	-
393 S 0.4%	Metal mold	25.8 (2.3)	52.4 (2.8)	57.5 (2.3)	12.2 (2.6)	27.9 (3.7)	33.4 (4.3)	-	-	-
	Sand mold	28.1 (2.0)	54.6 (3.0)	72.7 (3.2)	14.4 (2.7)	32.9 (3.3)	44.4 (3.8)	-	-	-

Specimen		Wear Loss (mg) *					Size of Primary Si (μm)		
		10	20	30	40	50	20	40	80
A390	Metal Mold	[Horizontal bars for wear loss]					[Horizontal bars for Si size]		
	Sand Mold	[Horizontal bars for wear loss]					[Horizontal bars for Si size]		
A390 Cu-15%P 0.3%	Metal Mold	[Horizontal bars for wear loss]					[Horizontal bars for Si size]		
	Sand Mold	[Horizontal bars for wear loss]					[Horizontal bars for Si size]		
A390 S 0.4%	Metal Mold	[Horizontal bars for wear loss]					[Horizontal bars for Si size]		
	Sand Mold	[Horizontal bars for wear loss]					[Horizontal bars for Si size]		
A390 NaF 0.8% + S 0.5%	Metal Mold	[Horizontal bars for wear loss]					[Horizontal bars for Si size]		
	Sand Mold	[Horizontal bars for wear loss]					[Horizontal bars for Si size]		
393 Cu-15%P 0.3%	Metal Mold	[Horizontal bars for wear loss]					[Horizontal bars for Si size]		
	Sand Mold	[Horizontal bars for wear loss]					[Horizontal bars for Si size]		
393 S 0.4%	Metal Mold	[Horizontal bars for wear loss]					[Horizontal bars for Si size]		
	Sand Mold	[Horizontal bars for wear loss]					[Horizontal bars for Si size]		

* Load is 1.5, 3.0 and 4.0kg respectively from the upper row.

Fig. 3. Relation between primary Si size and wear loss at 3.2m/sec sliding speed, 6km sliding distance.

향을 조사한 것으로 마모속도가 3.2m/sec일 경우, 마모하중의 변화에 따른 마모량의 변화를 함께 나타내었다. 3.2m/sec의 마모속도에서 초정 Si의 미세화에 의한 내마모성의 향상은 나타나지 않았으며 공정Si의 미세화 또한 내마모성에 대한 영향은 없었다. 그러나 금형시편은 사형시편에 비해 약 20% 가량 마모손실이 감소되었다. 또한 Si의 함량이 증대되면 초정Si 크기에 관계없이 마모손실이 감소되어 393합금(22%Si)이 A390 합금(17%Si)보다 약 8% 가량 마모량이 적었다.

Fig. 4와 Fig. 5는 마찰속도와 마모하중에 따른 마모량의 변화를 나타냈다. 일정한 마모하중에서 마모속도가 증가할수록 마모량은 감소하였는데, 이것은 하중이 가해진 상태에서 마모시험편과 상대마모재의 접촉시간이 길어질수록 마모량이 증가한 것이다. 마모하중의 증가에 따른 마모량의 증가는 당연하나 마모하중이 1.5kg에서 3.0kg으로 변화하면 마모형태가 abrasive에서 adhesive로 변화되는 것으로 판단되며, 이것은 상대 마모

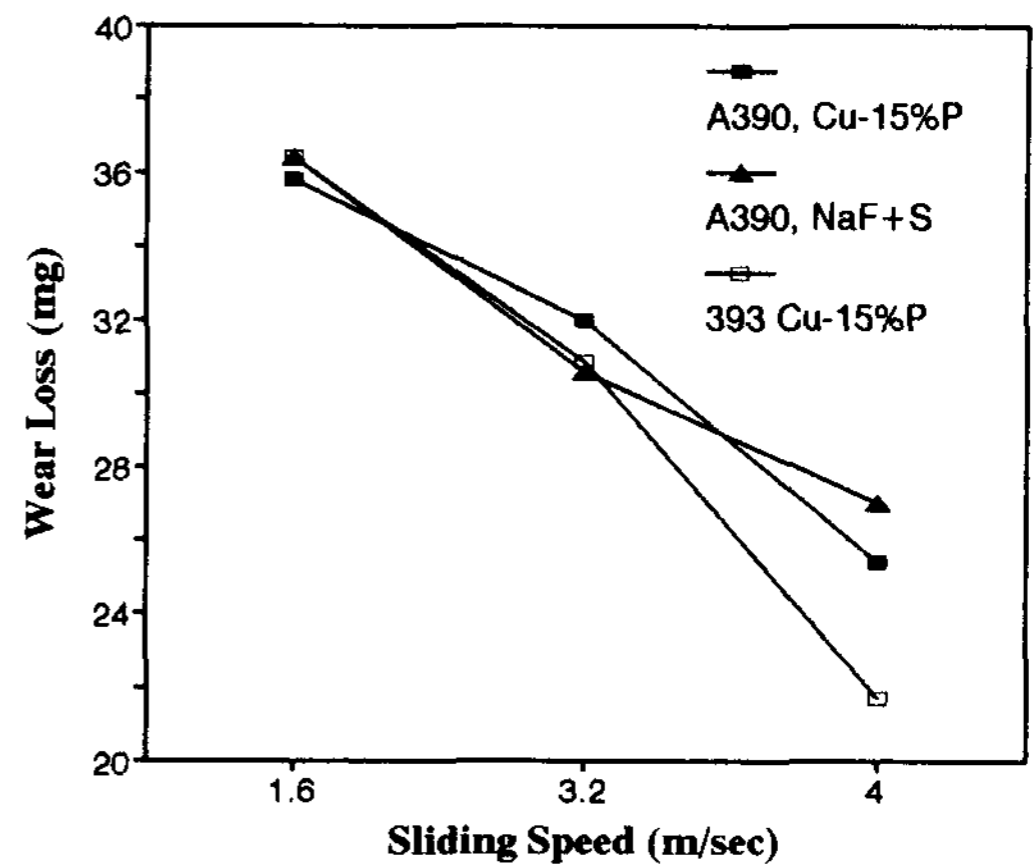


Fig. 4. Relation between sliding speed and wear loss at 3.0kg load(cast in metal mold).

재에 마모시험편의 일부가 융착된 것으로부터 확인할 수 있었다. 그러나 NaF와 S로 초정과 공정 Si이 미세화된 A390합금의 금형 마모시험편은 마모속도 1.6m/sec, 마모하중 1.5kg인 마모조건에서 다른 미세화제를 첨가한 A390합금에 비하

여 마모량이 약 40% 감소하였다. 이것은 공정Si의 효과보다는 20 μ m 정도로 잘 미세화된 초정Si이 상대 마모재와 접촉시간이 길고 마모하중이 적은 abrasive 마모형태의 내마모특성을 나타낸 것으로 생각된다.

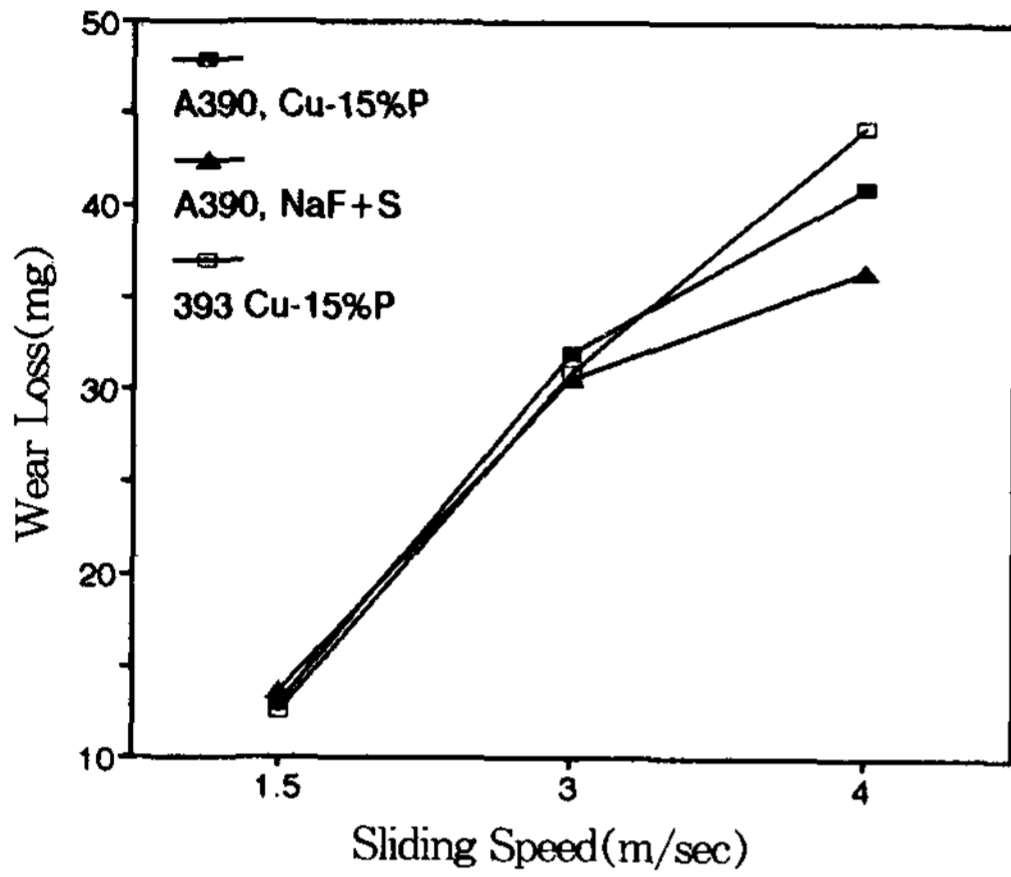


Fig. 5. Relation between sliding speed and wear loss at 3.2m/sec speed (cast in metal mold).

3.7 열처리와 마모량의 관계

시효경화성인 A390인 393합금의 열처리 후 내마모성을 조사하기 위하여 T6열처리를 행하였다. Fig. 6와 같이 열처리 후 약 30% 경도가 상승하였고 마모량이 3~18% 감소하는 경향을 나타내었는데, 이것은 기지조직의 경도상승이 내마모성을 상승시킨 것으로 생각된다. 이같은 기지조직의 경도상승에 의한 마모량의 감소는 금형시편과 사형시편의 마모량 차이에서도 알 수 있다.

Fig. 7에서와 같이 금형시편은 사형시편에 비

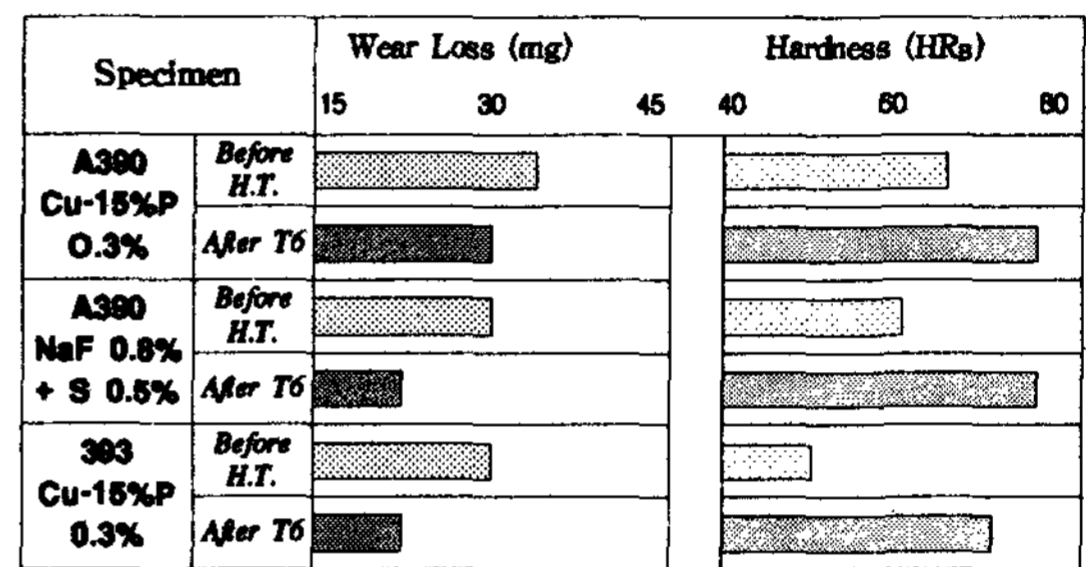
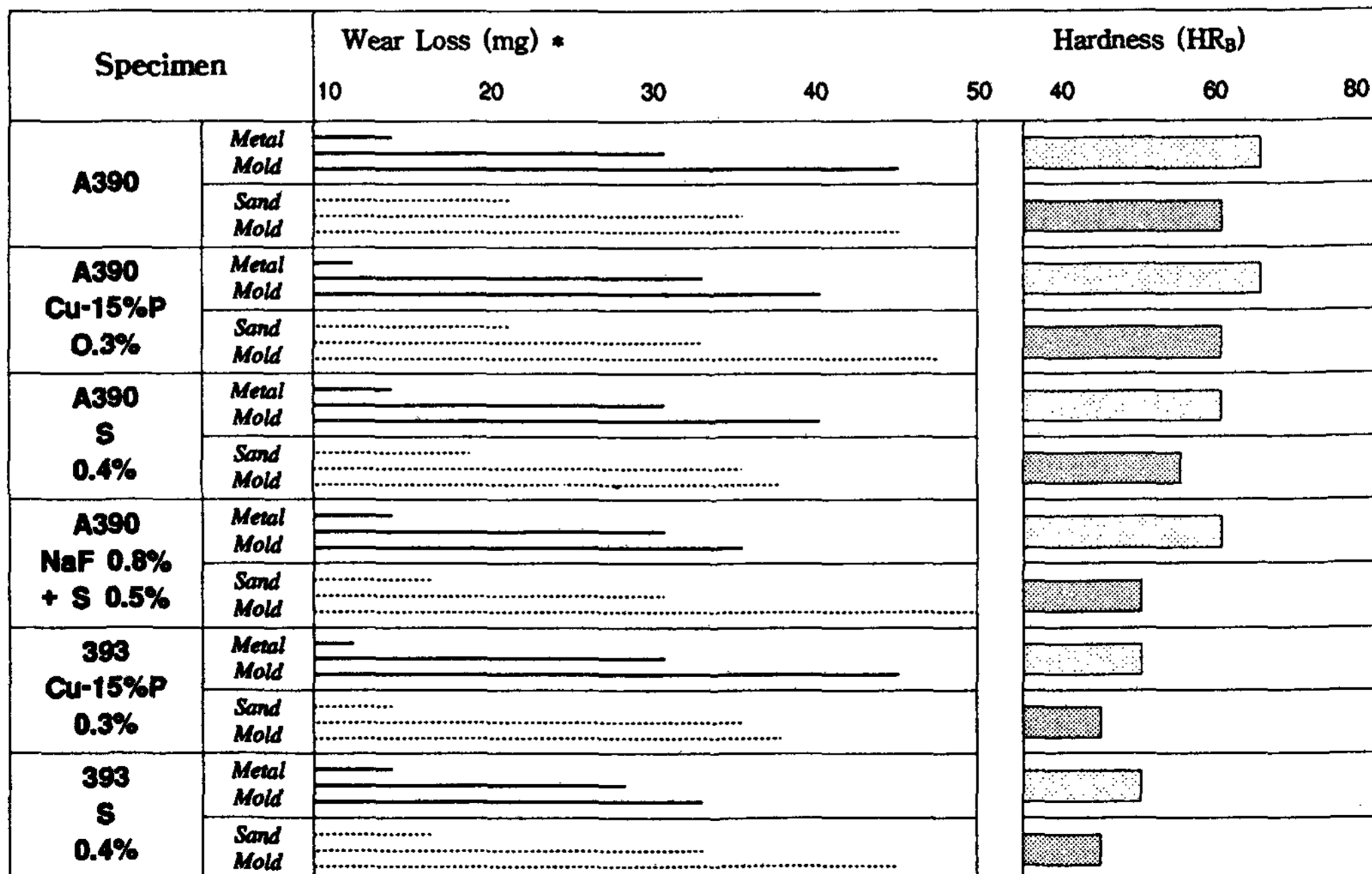


Fig. 6. Relation between wear loss and heat treatment (sliding speed : 3.2m/sec, load 3.0kg, cast in metal mold).



* Load is 1.5, 3.0 and 4.0kg respectively from the upper row.

Fig. 7. Relation between wear loss and hardness.

해 빠른 냉각속도에 의한 조직의 미세화로 6~30%의 경도 상승효과가 있었으며, 이로 인해 약 20%인 마모량 감소효과가 있었다. 그러나 사형 조직의 마모원인에는 기지조직의 경도저하 외에도 미세 수축공의 영향이 함께 고려되어야 할 것으로 판단된다.

4. 결 론

과공정 Al-Si합금의 초정Si 미세화처리와 이에 의한 내마모성 향상으로 내마모 Al합금 개발을 시도한 연구에서 얻은 결론은 다음과 같다.

1) NaF와 S를 동시에 첨가한 합금이 미세화처리를 행하지 않을 경우보다 초정Si 입자크기가 1/5로 미세화되었으며 공정Si도 미세화되는 복합미세화효과를 거둘 수 있었다.

2) 초정Si의 미세화에 의한 내마모성의 향상은 adhesive형태에서 나타나지 않았으나, NaF와 S로 미세화된 A390 금형마모시험편은 1.6m/sec, 1.5kg의 abrasive마모에서는 다른 형태에서 상이한 미세화제를 첨가한 동종의 합금보다 40%의 마모량 감소를 나타내었다.

3) 금형시험편은 사형시험편에 비해 약 20%의 마모손실이 감소되었으며 합금성분 중 Si의 함량이 증대되면 초정Si의 크기에 관계없이 마모량이 감소되어 22%Si의 393합금은 17%Si의 A390합금

보다 8% 가량 마모손실이 적었다.

4) 일정한 하중에서 마모속도가 증가할수록 마모량은 감소하였으며 하중의 증가에 따라 마모량은 증가하여 본 마모실험조건에서 하중이 1.5kg에서 3.0kg으로 될 때 마모형태는 abrasive에서 adhesive wear로 변화되었다.

5) T6열처리에 의한 기지조직의 경도가 약 30% 증가하였고, 이로 인해 마모량이 3~18% 감소하는 경향을 나타내었다.

참 고 문 헌

1. A. J. Clegg : Int. Molten Al Proc. (1986) 269
2. J. B. Andrews : AFS Trans., 53 (1984) 209
3. Y. Shimizu et al. : 輕金屬, 37 (1987) 517
4. H. Fredriksson et al. : J. Inst. Met., 101 (1973) 285
5. V. de L. Davies and J. M. West : J. Inst. Met., 92 (1963) 175
6. G. K. Sigworth : AFS Trans., 52 (1983) 7
7. 津田 et al. : 鑄物, 45 (1973) 577
8. 橋本 et al. : 輕金屬學會 第59回 講演概要 (1980) 19, 25
9. H. J. Heine : Foundry M&T, Jul. (1982) 64