

|||||  
 論 文  
 |||||

## 고액 공존영역 온도 열처리에 의한 Al-Si합금의 초정 구형화

안중호\*, 송인혁\*\*, 한유동\*\*

### Sphering of Primary Dendrites in Al-Si alloys by Mushy Zone Heat Treatments

Jung-Ho Ahn\*, In-Hyuk Song\*\* and Yoo-Dong Hahn\*\*

#### Abstract

In the present work, we have investigated the strain-induced melt activation (SIMA) process in Al-8%Si and Al-25%Si alloys. Primary dendrites were transformed into spherical microstructures by mushy zone heat treatments of the cold-worked alloys. Various processing parameters which govern the sphering of the dendrites have been examined. The result showed that semi-solid alloys having a typically nondendritic spherical microstructure can be easily produced by this method.

(Received July 24, 1996)

#### 1. 서 론

일반적으로 합금을 성형하는 방법으로는 크게 액상에서 행하는 주조와, 고상에서 행하는 단조를 들 수 있다. 그런데 주조재는 액상에서 작업을 행하므로 성형성은 좋으나 기공과 같은 주조 결함을 가지게 되기 쉬워 고품질의 부품으로 활용하는데 통상 많은 제약이 따른다. 반면 단조재는 냉간 혹은 열간가공을 통해 기계적 성질과 같은 특성은 크게 향상시킬 수 있으나 고체상태에서 성형하므로 높은 응력이 필요하고 복잡형상 부품제조에 한계가 있다. 이러한 기존의 양대 합금성형기술을 조합하면서 새로운 제3의 성형기술로 고안된 것이 '반응고(半凝固)합금성형기술', 혹은 'Semi-solid 합금기술'이다. 즉, 반응고합금공정은 기존의 주조나 단조공정이 가지는 단점을 최소화하면서 양 공정의 장점을 극대화함을 목표로하고 있다[1].

반응고합금을 제조하는 가장 대표적인 방법에는 용융합금을 응고하는 도중 고액상공존영역(mushy zone)에서 격렬히 교반시키는 리오캐스

팅(rheocasting)이 있다. 이 공정 중 수지상정조 직은 파괴되고 초정입자는 구형화되게 된다. 즉 이렇게 얻어진 반응고합금에서는 일반 주조합금에서와 같이 수지상정의 가지들이 서로 얽혀있는 네트워크가 형성되어 있지 않고 구형의 미세조직을 갖는다. 그 결과 반응고합금들은 고액공존온도에서 낮은 점도를 가지어 성형이 용이해지는데, 이는 고상입자들이 구형인 관계로 액상 사이에서 쉽게 미끄러지기 때문이다. 즉 리오캐스팅에서의 교반의 주역할은 수지상정을 파괴하여 고상입자를 구형화 시키는데 있다[2-7]. 특히 Al-Cu, Al-Si계 등을 중심으로 리오캐스팅에 의한 반응고합금 제조연구가 많이 있었다[8-12]. 입자구형화를 위해 현재 사용되고 있는 리오캐스팅 공정의 교반방법에는 기계적교반과 전자기적교반 두 가지로 대별 할 수 있다. 기계적교반법은 용탕과 교반기의 반응 때문에 고융점 금속에의 적용이 쉽지 않은 점 등, 세부 기술적 문제와 대량생산이 어렵다는 단점이 있다. 이 방법에 의해 제조되는 Al계 반응고합금의 구형입자 크기는 100-400 $\mu\text{m}$ 로 비교적 큰 편이다. 반면, 전자기적

\*안동대학교 재료공학과(Materials Research Center for Energy Systems Dept. of Materials Eng., Andong National Univ.)

\*\*한국기계연구원 재료공정연구부(Korea Institute of Machinery & Metals, Dept. of Materials Processing)

교반법은 제조시 에너지 소비는 많으나 생산성에 유리하고 고상입자의 크기도 기계적교반의 경우보다 작은 편이어서 현재 상용화되고 있는 기술은 MHD리오키캐스팅(Magnetohydrodynamic rheocaster)이 대부분이다. 그러나 이러한 리오키캐스팅에 의한 반응고합금 제조는 모두 높은 강도의 교반에 의존하기 때문에 기술적으로 매우 복잡한 특수장치가 필요하며, 따라서 경제성의 측면에서 볼때 기존의 주,단조공정에 비해 불리한 경우가 많다. 이와 같은 기술적, 경제적 이유로 인해 반응고합금기술의 상업적 응용은 그 중요성에도 불구하고 일부 합금계에 제한되어 있다.

본 연구에서 이와같이 기술적, 경제적으로 어려움이 따르는 교반을 통한 리오키캐스팅방법 대신, 교반이 없이 반응고합금을 제조할 수 있는 변형유도 용융활성법(stain-induced melt activation)을 Al-Si 합금을 대상으로 연구하였다. 즉, 액,고상 공존온도구간에서 냉간가공된 주조재를 열처리하여 구형미세조직을 가지는 반응고합금 제조에 대해 검토하였다.

## 2. 실험방법

본 연구에서 사용된 합금은 아공정 Al-8% Si (이하 wt%), A356(Al-7.0Si-0.25Cu-0.35Mg-0.1Mn) 및 과공정 Al-25% Si의 세 종류이다. 먼저 이들 합금을 800~850°C로 용해한 후  $\phi$  30mm×400mm의 봉재와 30×100×400mm의 판재로 금형주조하였다. 금형은 주조전 토치로 예열하였다. 주조된 봉재와 판재는 스웨징(swaging)이나 냉간압연을 통하여 단면감소율이 각기 2.5%, 5%, 7.5%, 10%, 12.5%로 가공하였다. 이들 합금, 특히 아공정 Al-8wt%Si와 A356합금은 가공성이 좋지 않아 10% 이상의 가공에서 균열이 자주 발생하였다. 가공된 합금은 부피 20cm<sup>3</sup>정도의 일정한 크기로 절단하여 mushy zone열처리 실험을 하였다. 열처리는 먼저 노(Lindeberg 박스로)를 열처리온도로 미리 가열해 안정화시킨 후 절단된 시편을 실온으로 부터 급속히 노내에 장입하는 방법으로 행하였다. 열처리온도는 590°C, 대기 중에서 행하였으며 정해진 시간의 열처리 후 시편을 급냉(수냉)하였다.

## 3. 실험결과

먼저 아공정합금인 Al-8% Si과 A356의 경우, 열처리 전후 대동소이한 미세조직의 변화를 보여주었는데, Fig. 1 및 2에는 Al-8% Si합금의 미세조직변화가 예시되어있다. Fig. 1은 냉간가공을 하지 않은 합금의 열처리에 따른 조직의 변화를 보여주고 있다. Fig. 1(a)에서 보는 바와 같이 열처리를 하지 않은 아공정합금의 주조재는 기공(검은 부분)을 포함하는 전형적인 수지상정조직을 가지고 있다. 이러한 조직은 고액공존구간인 590°C에서 10분 열처리하여도 큰 변화가 없었다. 그러나 20분 열처리 후에는 수지상정이 부분적으로 와해되기 시작하여(Fig. 1(b)), 30분 후에는 형상이 변화된 조대조직을 보이고 있다(Fig. 1(c)). 이때의 고상입자들은 일부 구형입자도 관찰되나 전체적으로 불규칙한 형상을 취하고 있다. 또 이들 고상입자 사이의 액상부분에는 미세한 2차 수지상정들이 분포되어 있음을 알 수 있다. 이러한 조대 고상입자의 불규칙 형상은 이후 열처리시간을 40분~1시간으로 연장하여도 형상은 크게 변화하지 않았다(Fig. 1(d,e)). 그러나 액상부분에 분포된 미세 2차 수지상정의 숫자는 30분에 비해서 증가하였다. 일반적으로 미세 수지상정은 큰 고상입자와는 달리 열처리시간을 증가하여도 뚜렷한 조대화가 발생하지 않았으며 특히 조대 고상입자의 표면에서 많이 관찰되었다. 미세수지상은 원래 액상이었던 것이 급냉시에 형성된 것으로 생각된다. 불규칙 형상 미세조직도 열처리를 매우 장시간(예: 15시간) 행하면 구형화되었는데 이때의 입자크기는 수 백  $\mu$ m에 달하였다(Fig. 1(f)).

한편 냉간가공한 시편을 열처리한 경우 이와는 매우 다른 미세조직의 변화를 보여주었다(Fig. 2). 먼저 냉간압연(단면감소율 10%)한 시편의 미세조직(Fig. 2(a))을 살펴보면 가공을 하기전과 큰 차이가 없었다(Fig. 1(a)와 비교). 즉 압연에 의한 뚜렷한 방향성 조직은 관찰되지 않았으며 다만 판재표면 1~2mm 깊이에 약간의 압연조직이 있을 뿐이었다. 이 경우도 냉간가공하지 않은 시편에서와 같이 10분 열처리 후에는 미세조직의 변화가 거의 없었으며 20분 후에야 수지상정조직이 와해되기 시작되었다(Fig. 2

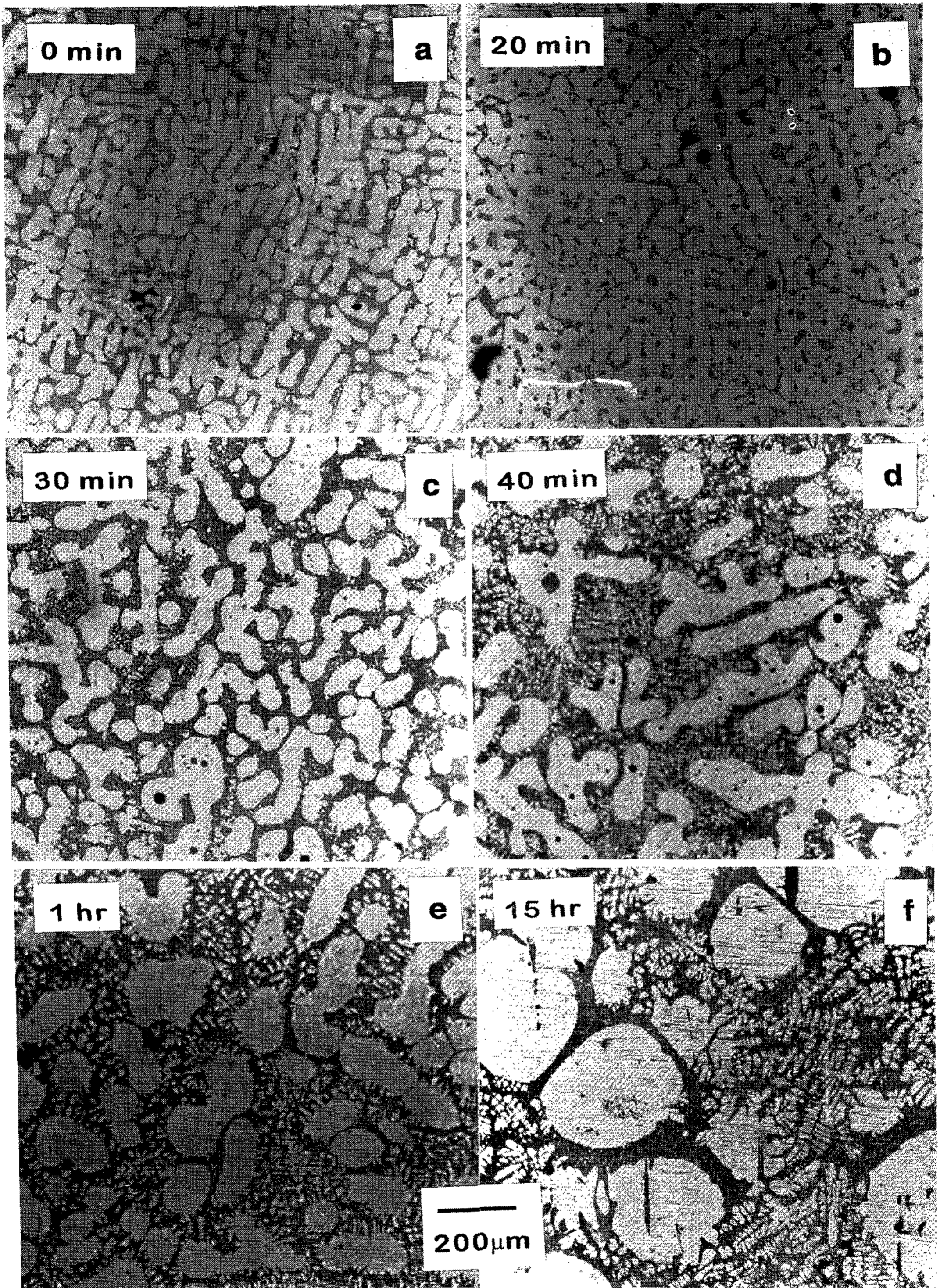


Fig. 1. Microstructures of Al-8%Si alloys (without cold-working), heat-treated at 590°C in air for different durations.

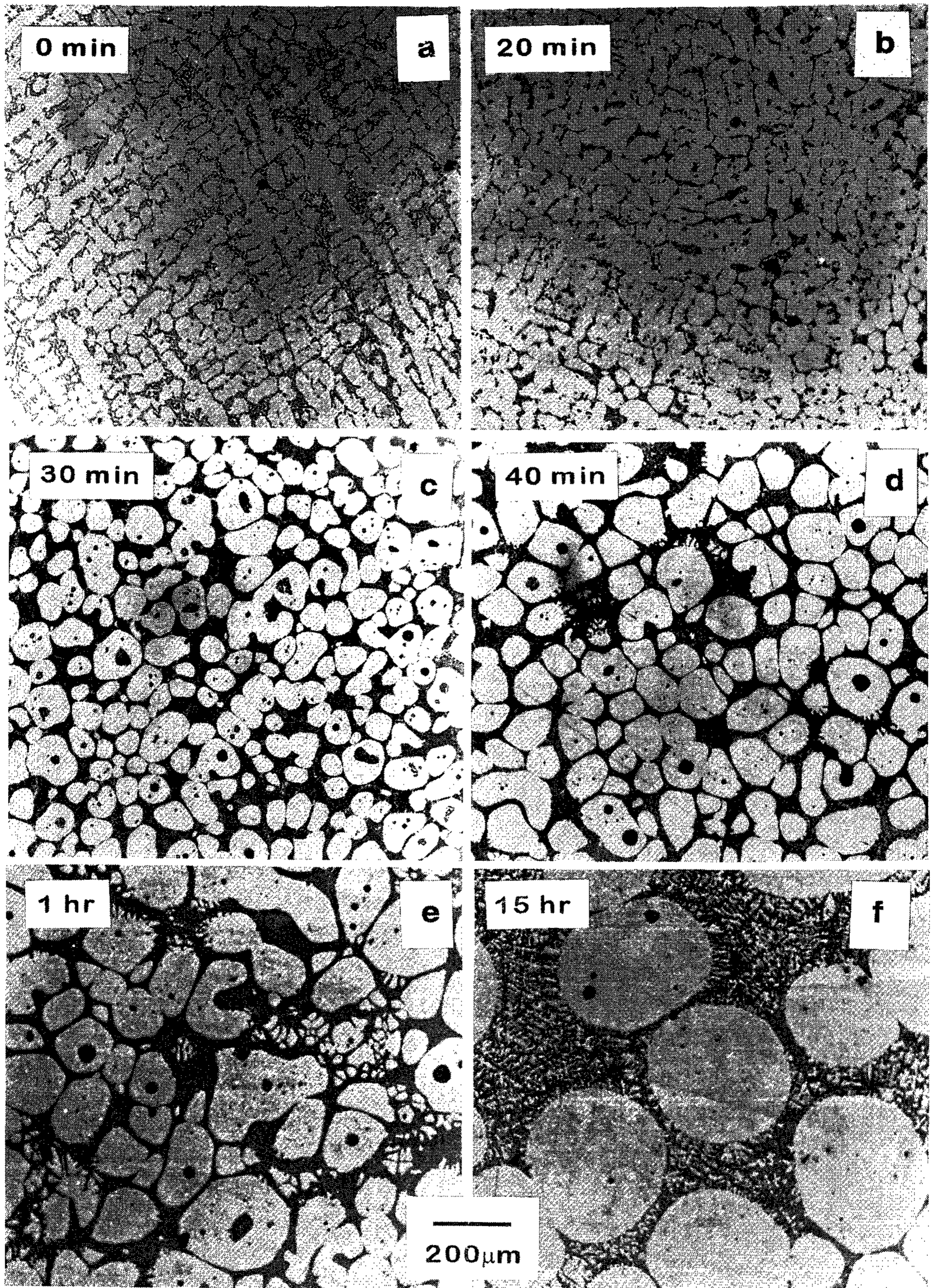


Fig. 2. Microstructures of Al-8%Si alloys (cold-worked with 10% area reduction), heat-treated at 590°C in air for different durations.

(b)). 그러나 열처리시간을 증가함에 따라 냉간가공하지 않은 시편과는 달리 고상입자의 구형화가 뚜렷히 진행되었다. 먼저 30분 후의 조직을 살펴보면 수지상정조직이 사라지고 고상입자들이 20~100 $\mu\text{m}$  크기로 구형화 되었음을 알 수 있다(Fig. 2(c)). 열처리시간을 40분으로 증가하면 구형입자들이 50~150 $\mu\text{m}$ 로 성장하였으나 30분에 비해 형상의 큰 변화는 없었다. 다만, 일부 구형입자표면에 꽃잎 모양으로 미세 수지상정들이 간혹 관찰되었다(Fig. 2(d)). 이후 열처리시간을 1시간으로 증가하면 구형입자가 조대화되며 다소 불규칙한 형상을 띠는 경향이 있으며, 이들 사이에 미세 수지상정의 분포도 많아지고

있다(Fig. 2(e)). 다시 열처리 시간을 15시간 이상 크게 증가하면 수 백  $\mu\text{m}$  크기의 조대 구형입자가 형성하였다(Fig. 2(f)).

다음은 10% 냉간가공한 시편의 열처리를 10분+10분(10분 열처리→급냉→10분열처리→급냉), 10분+20분, 15분+15분 및 20분+20분의 두 단계로 나누어 행하여보았다. 먼저 10+10분 시편의 경우 전체 열처리시간은 20분에 달했으나 미세조직에는 뚜렷한 변화가 없었다. Fig. 3(a)에는 10% 냉간가공한 시편을 20분+10분 열처리한 미세조직이 예시되어 있는데 동일시간(30분)을 1회에 열처리한 Fig. 2(c)과 비교하여 볼 때 구형화가 아직 진행되지 않았음을 알 수

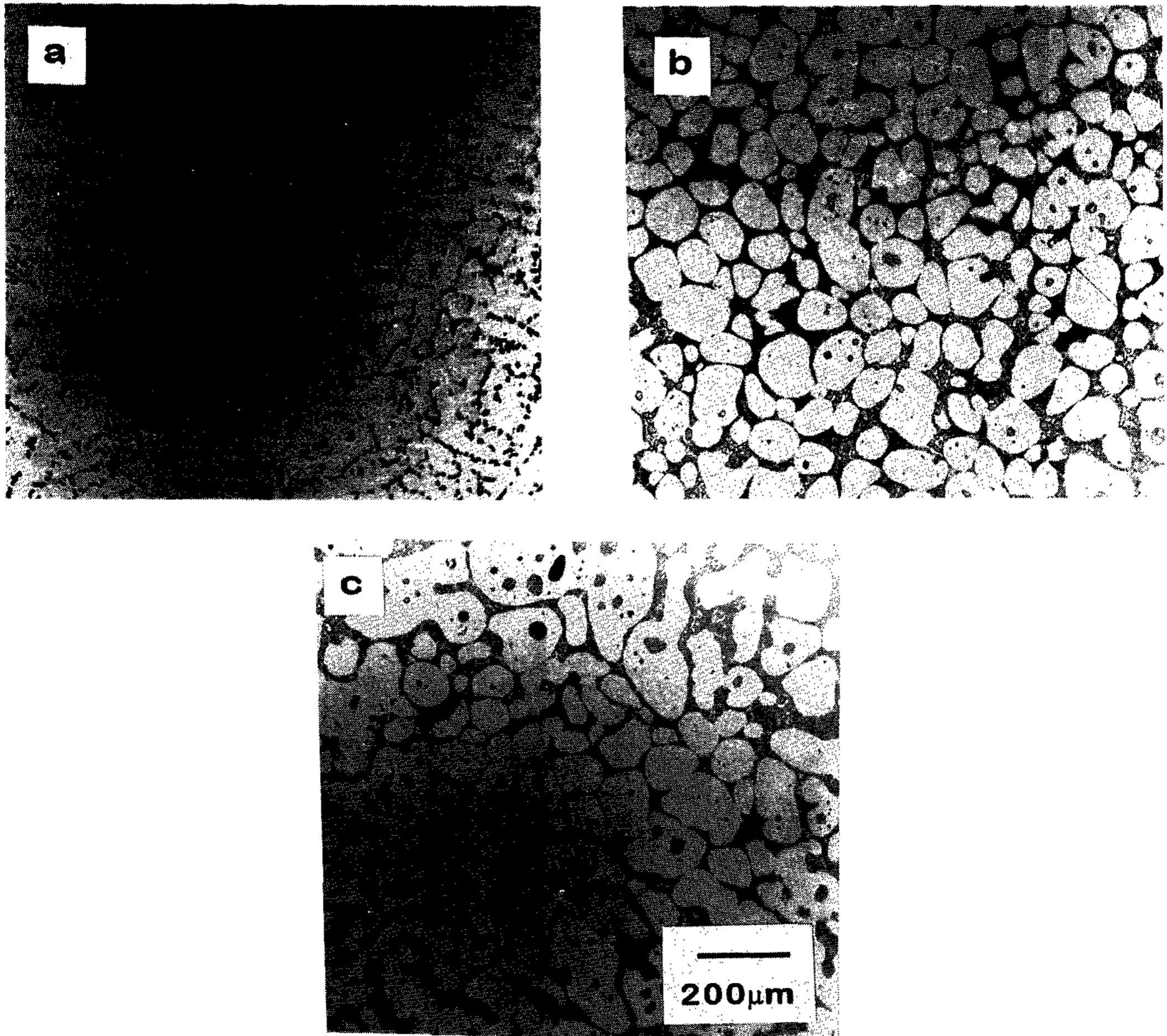


Fig. 3. Microstructures of Al-8%Si alloys, heat-treated at 590 $^{\circ}\text{C}$  in air : (a) 20+10 min. (cold-worked with 10% reduction), (b) 20+20 min. (cold-worked with 10% reduction) and (c) 20+20 min. (without cold working).

있다. 15분+15분 열처리한 시편에서도 마찬가지로 조직이 관찰되었다. 그러나 20분+20분 열처리한 시편(Fig. 3(b))에서는 완전한 구형화가 이루어졌으며 평균입자크기도 동일시간(40분)을 1회 열처리한 시편(Fig. 2(d))에 비하여 약간 작았다. 이들 반복열처리 시편의 경우에도 역시 냉간가공 하지 않은 시편에서는 구형화가 현저히 덜 진행되었다(Fig. 3(c)).

Al-Si 아공정합금에서의 초정수지상정 구형화 조건을 보다 분명히 알아보기 위해 몇가지 보충 실험을 하였으며, 그 결과가 Fig. 4에 예시되어 있다. 첫째, 구형화되는 경향은 냉간가공도가 클수록 뚜렷했다. 예를 들어 단면감소율 5%인 시

편을 590℃에서 30분 열처리한 경우 부분적인 구형화만 이루어져(Fig. 4(a)), 불규칙 형상을 가지는 0% 냉간가공 시편(Fig. 1(c))과 완전 구형화 된 10% 냉간가공시편(Fig. 2(c))의 중간적 조직을 가졌다. 일반적으로 냉간가공도가 단면감소율로 10% 보다 큰 경우(예 : 12%), 입자크기, 구형화정도, 미세조직 등에 있어서 10% 시편과 크게 다르지 않았다. 또 동일한 가공률이 라면 압연이나 스웨징 등 냉간가공 방법에 무관하게 동일한 조직을 얻었다. 따라서 이들 합금을 구형화 시키기 위해 적당한 냉간가공도는 단면감소율 약 10% 정도로 생각된다. 둘째, 냉간가공 시 소성변형을 직접 받은 표면부위와 그렇지 않

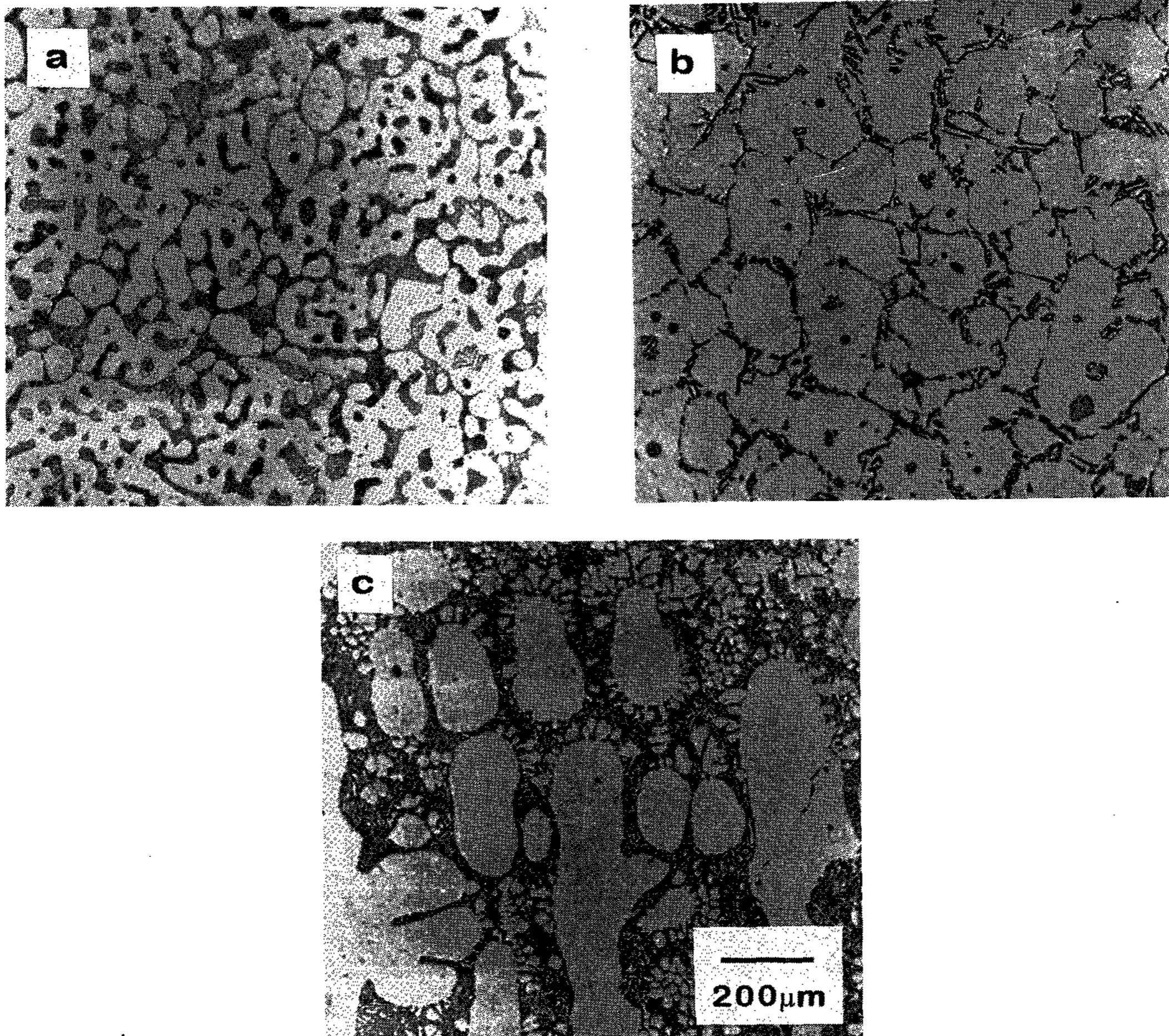


Fig. 4. Microstructures of Al-8%Si alloys, heat-treated at 590℃ in air for 30 min : (a) cold-worked sample (5% reduction), (b) slowly (air-) cooled sample (cold-worked with 10% reduction), and (c) sample heat-treated directly during solidification from melt.

은 시편내부의 미세조직 사이에 전혀 차잇점이 없었으며 동일한 구형조직을 보여 주었다. 셋째, 구형화된 조직은 급냉된 시편에서 잘 나타났다. 즉 냉간가공된 합금이라도 상술한 조건에서 열처리 후 공냉을 하면 잘 발달된 구형조직을 얻을 수 없었다. Fig. 4(b)는 10% 냉간가공한 시편을 30분 열처리 후 공냉한 시편의 미세조직으로 동일열처리 후 수냉한 Fig. 2(c)와 비교해볼 때 입자조대화는 물론 구형화 정도도 크게 약화되었음을 알 수 있다. 이때 액상은 양도 매우 적을 뿐 아니라 침상으로 구성되어 있는데 이와 같은 침상조직은 Al-Si합금의 서냉시 발달하는 전형적인 조직으로 알려져있다. 넷째, 통상의 리오캐스팅에서 처럼 용탕으로 부터 냉각 도중 직접 이러한 열처리를 하면 구형조직이 얻어지지 않았다. 즉, 상술한 구형화된 미세조직은 일단 주조된 합금을 사용할 때 가능했다. Fig. 4(c)는 750℃ 용탕으로 부터 합금을 냉각하여 590℃에서 30분 열처리 후 급냉한 시편으로 매우 조대한 수지상정과 함께 미세 수지상정이 액상 사이에 공존해 있는 조직을 보여주고 있다. 리오캐스팅은 이와 같은 조대 조직을 대상으로 교반을 통해 수지상정 파괴→구형화 시키는 작업이라 할 수 있겠다.

이상 살펴본 Al-Si 아공정합금의 열처리 방법은 Si조성이 25%로 매우 높은 과공정합금을 구형화 할 때도 동일하게 적용 할 수 있었다. Fig. 5(a)는 냉간가공하지 않은 Al-25% Si합금을 590℃에서 30분간 열처리한 후의 미세조직으로, 초정 Si(각이 진 입자) 주변에 α-Al(밝은 상)이 선별적으로 몰려있는 모습을 보여주고 있다. α-Al상은 기지에도 미세한 수지상정의 형태로 관찰 된다. 한편 동일 합금을 10% 냉간가공한 후 동일 열처리한 미세조직에서는 α-Al상이 구형화 되어 있을 뿐 아니라 균일하게 기지에 분포되어 있음을 알 수 있다(Fig. 5(b)). 초정Si입자는 냉간가공 중 여러 조각으로 파편화 되었으며 일부는 polishing중 이탈하여 사진 중에 검은 부분으로 나타나고 있다.

#### 4. 검 토

액상기지에 구형 고상입자가 분포된 미세조직은 gas atomization, 용접, 특히 액상소결에서는 자주 접할 수 있는 것으로 이에 대하여는 많은 연구가 있어왔다. 그러나 일반합금의 경우 액상이 상당량 존재하는 고,액공존 구간온도에서의

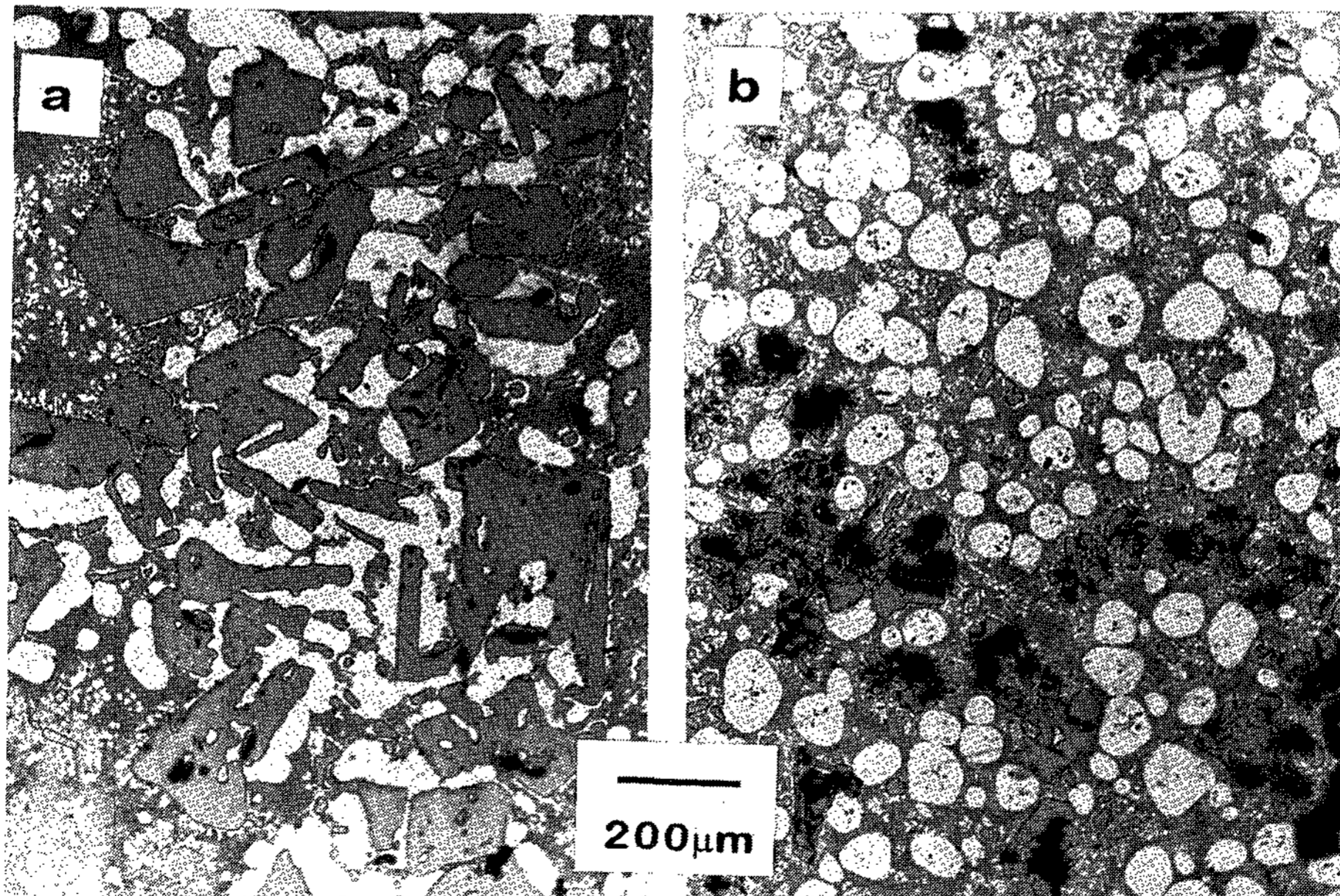


Fig. 5. Microstructures of Al-25%Si alloys, heat-treated at 590℃ in air for 30 min. : (a) sample without cold working and (b) sample cold-worked with 10% reduction.

등온열처리는 그 실용적 필요성이 크게 없었기 때문에 많이 연구되지 않았다. 예외적으로 리오캐스팅은 이 온도구간에서의 등온공정이라 할 수 있으나, 이 경우 교반이 주요 공정변수로 인식되었기 때문에 순수한 등온 열처리만의 효과에 대하여는 체계적인 연구가 없었던 것 같다. 리오캐스팅에서는 고상입자의 구형화를 위해 교반이 보다 중요한 공정변수였기 때문이다[13,14]. 그러나 본 연구의 결과에서 보듯이 교반의 효과가 없어도 단순한 mushy zone 열처리만으로 고상입자의 완전한 구형화가 가능하였다. 더구나 입자미세화를 위해 첨가원소를 전혀 사용하지 않았음에도 불구하고 얻어진 구형입자의 크기는 20~150 μm로 비교적 작았다. 이는 동일합금계를 기존 기계적교반에 의해 얻을 수 있는 입자크기 100~400 μm 보다는 훨씬 작은 것이다. 향후 연구를 통해 첨가원소 등을 사용하면 높은 에너지를 사용한 전자기적 교반법에 의한 상용 반응고합금의 입자크기 50 μm[15]보다 미세한 조직을 얻을 수 있으리라 생각된다.

일반적으로 고·액 두 상이 공존하는 미세조직에서 고상입자가 구형으로 조대화되는 것은 Ostwald ripening, 즉 계면에너지의 감소로 설명되어 질 수 있다. 이러한 구형화된 조직으로의 변화 모습은 etching조건을 변화시키어 직접 관찰 할 수 있었는데, Fig. 6에서 볼 수 있는 바와 같이 구형화 전의 고상입자 이력이 검은 상으로 나타나있다. Ostwald ripening에 의한 구형 입자 조대화의 구동력은 수지상정이 가지는 과잉의 계면에너지와 냉간가공 중 발생한 내부에너지의 증

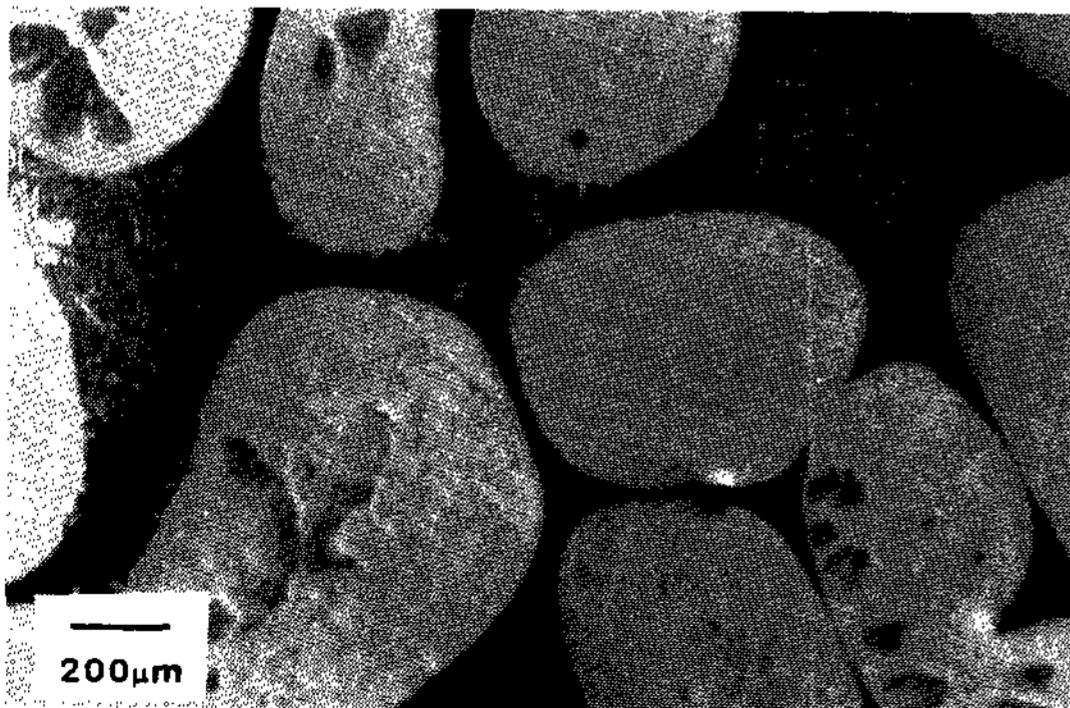


Fig. 6. SEM microstructures of Al-8%Si alloys (cold-worked with 10% reduction), heat-treated at 590°C in air for 20 hours.

가분이 액상의 화학포텐셜 변화로 유도된다고 생각 할 수 있다. 이는 Thomson-Freundlich의 식으로 표시될 수 있는데, 즉 액상내 평평한 계면의 용해도( $C_0$ )와 곡면을 가진 계면의 용해도( $C_r$ )의 차이는,

$$C_r - C_0 = C_0 \frac{2\gamma\Omega}{\gamma RT}$$

로 나타낼 수 있다. ( $\gamma$ : 액, 고상의 계면에너지,  $\Omega$ : 몰부피 분율,  $\gamma$ : 계면의 곡률반경,  $R$ : 기체상수,  $T$ : 절대온도) 열처리후 관찰된 고상입자의 모양이 구형인 점으로 미루어 조대화는 확산지배기구(diffusion controlled process)[16]에 의한 것으로 생각된다. Ostwald ripening시의 입자성장에 관한 LSW이론[17]에 의하면 시간변화에 따른 구형입자의 크기변화는  $\bar{R}(t)^n \gg \bar{R}(0)^n = Kt$ 의 식으로 나타내어 질 수 있다. ( $\bar{R}(t)$ : t시간후의 입자크기,  $\bar{R}(0)$ : 최초의 입자크기,  $K$ : 온도 및 합금계에 따른 상수) 이 식에서  $\bar{R}(t) \gg \bar{R}(0)$ 라 본다면  $\bar{R}^n = Kt$ 로 쓸 수 있으며, n의 값에 따라 계면반응지배기구(n=2)인지 혹은 부피확산지배반응(n=3)인지를 구분 할 수 있다. Fig. 7에는 본 실험에서 측정된 시간 경과에 따른 구형입자의 평균크기변화가 관계  $\log t / \log \bar{R}$  도표로 나타내어져 있는데, 이 도표로 부터 얻어진 값은 n=2.

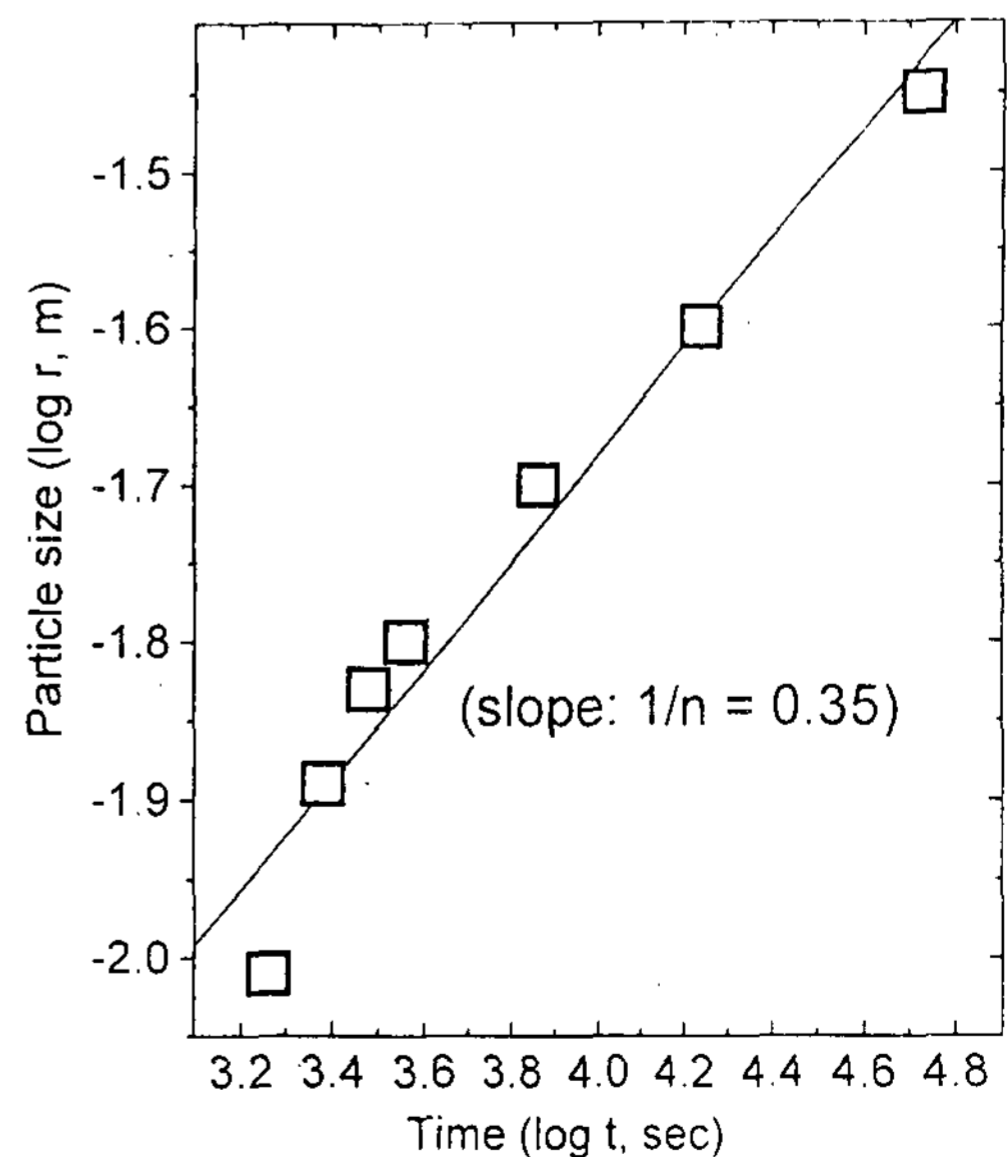


Fig. 7. Change of average size of spherical grains with heat-treatment time for Al-8% Si alloy.



86(1/n=0.35)으로 대략 3에 근접해 확산지배기구에 의한 조대화임을 유추할 수 있다.

이와 같은 구형으로의 조대화는 어느 정도의 화학평형반응을 전제로 한 것임을 미세조직관찰로 확인 할 수 있다. 이것은 구형화 직전의 조직과 구형화된 조직을 비교해 볼 때 매우 적은 양의 액상만이 존재한다는 사실과 이를 합금상태도로 부터 유추해 봄으로서 알 수 있다. 즉, 구형화 직전단계에서는 액상이 불연속적으로 매우 적은 양만이 분포되어 있음을 알 수 있다(Fig. 3(a)). 이는 수지상정의 초정 $\alpha$ -Al과 기지(공정 $\alpha$ -Al+Si)조직으로 된 주조재를 상온으로 부터 가열함에 따라 먼저 공정선상에서  $\alpha$ -Al중의 Si의 용해도가 ~0%에서 ~1.5%로 증가하면서 Si가  $\alpha$ -Al내로 확산되기 때문으로 보인다. 이후 시간 경과에 따라 반응은 공정선 위의 반응고 온도(590°C)에서 진행되어  $\alpha$ -Al중의 Si 용해도가 고상선을 따라 다시 감소하고 액상pool이 형성되면서 궁극적으로 액상과 고상의 평형반응에 따른 Ostwald ripening에 의해 구형입자 조대화가 진행되는 것으로 생각된다(Fig. 3(b)). 이때의 구형화는 과잉의 내부에너지가 더 많이 축적된 냉간가공 시편에서 더욱 분명히 진행되고 있다(Fig. 3(b)와 (c)의 비교). 한편 이와 같이 일단 구형화된 조직을 다시 서냉하면 액상이 고상선을 따라 응고되면서 액상의 양은 감소되었다(Fig. 4(b)). 그러나 주조재를 대상으로 하지않고 직접 용탕으로 부터 냉각도중 등은 열처리하여 급냉한 경우라든지(Fig. 4(c)), 구형화된 조직을 다시 장시간 열처리 할 경우 불규칙 형상으로 다시 복귀하려는 경향(Fig. 2(e)) 등은 Ostwald ripening만으로는 설명할 수가 없다. 이에 대하여는 앞으로 더 연구가 진행되어야 할 것으로 생각된다. 그러나 이러한 조직에서 공통적으로 액상 사이에  $\alpha$ -Al가 미세 수지상정을 이루는 점으로 미루어 이러한 시편에서는 원인미상의 열적 fluctuation이 존재하여 국부적으로 비평형반응도 일부 진행되고 있으리라 생각된다. 일반적으로 구형조직에 비하여 수지상정의 형성은 비평형반응과 밀접한 관계가 있는 것으로 알려져 있다 [18]. 한편, 열처리를 나누어서 행한 경우 일반적으로 동일 시간을 단번에 행한 경우에 비하여 반응이 약간 지연되는 경향을 보여주었다. 그러나

실용적인 측면에서 볼때 이와같이 열처리를 나누어 행함으로서(특히 20분+20분) 완벽한 구형화와 입자미세화를 도모할 수 있는 잇점 이외에 깨끗한 외양의 반응고합금을 얻을 수 있었다. 즉 열처리를 나누어 행한 시편의 외양은 대기중에서 열처리 하였음에도 불구하고 비교적 깨끗하였다. 반면 동일시간을 1회에 걸쳐 열처리한 시편들은 외양이 매우 거칠며 많은 조대기공이 표면에 발생하였다. 일반적으로 냉간가공 유무에 관계없이 모든 시편은 1시간 이상 열처리하면 시편원형이 액상에 의해 상당히 와해되어있을 뿐 아니라 많은 조대기공을 포함하고 있어 실용성에는 문제가 있으리라 생각된다. 본 연구에서는 각 시편의 점도는 측정하지 않았으나 집게 등으로 누르는 방법으로 대략 살펴본 결과 구형화된 합금의 경우 버터정도의 점도값을 가지며, 이는 반응고합금 성형에 적절한 점도로 알려져 있다. 미세조직상 구형화되지 않은 시편은 너무 단단하거나 너무 무른 특성을 가지고 있었다.

## 5. 결 론

본 연구에서는 Al-Si계를 대상으로 용탕교반 없이 냉간가공한 합금을 고액공존구간에서 열처리하는 방법으로 고상입자를 구형화 시키는 여러 공정조건에 대해 검토하였다. 이를 요약하면,

- 1) 주조합금을 고·액상 공존온도 구역에서 적절히 열처리함으로서 기존의 리오캐스팅 합금과 동일한 구형조직을 얻는 것이 가능하였다.
- 2) 이러한 구형화가 최적으로 이루어지기 위하여는 용탕으로 부터 냉각도중 직접 열처리하기 보다는 이미 냉각된 주조 합금을 사용한다거나, 10% 내외의 냉간가공, 열처리 후 급냉 등 몇 가지의 선행조건이 요구되었다.
- 3) 이러한 열처리는 동일 시간을 1회에 행하는 것 보다 2회에 나누어 반복 열처리를 행함으로서 외형이 깨끗하고 미세조직이 잘 제어된 반응고합금을 얻을 수 있었다. 이상 살펴 본대로 구형조직이 잘 발달된 반응고합금은 리오캐스팅에서와 같은 용탕교반이 없더라도 고·액상 공존온도·구역에서의 단순한 열처리를 통해 제조가 가능하며, 특히 첨가원소 등을 사용하여 입자 미세화를 병행한다면 mushy zone 열처리 방법은

유망한 반응고합금제조 공정이 될 수 있으리라 기대된다.

### 참 고 문 헌

[ 1 ] S. B. Brown and M. C. Flemings *Advanced Mat. & Processes* 1/93 (1993) 36

[ 2 ] D. B. Spencer, R. Mehrabian and M. C. Flemings : *Metal Trans., Vol.3* (1972) 1925

[ 3 ] P. A. Joly and R. Mehrabian : *J. Mat. Sci., Vol.11* (1976) 1393

[ 4 ] R. D. Doherty, H. I. Lee and E. A. Feest : *J. Mat. Sci., Vol.65* (1984) 181

[ 5 ] M. Kikuchi and S. Sugiyama : *Proc. of Spring Conf. of Jpn Soc. for Tech. of Plasticity* (1991) p.5

[ 6 ] M. C. Flemings : *Metal. Trans. A. Vol. 22A* (1991) 957

[ 7 ] C. Vives : *Met. Trans. B, Vol.23B* (1992) 189

[ 8 ] K. Ichikawa, Y. Kinoshita and S. Shimamura : *J. Jpn Inst. Metals, 48(6)* (1984) 626

[ 9 ] T. Z. Kattamis and T. J. Piccone : *Mater. Sci. Eng., A131* (1991) 265

[10] N. G. Henderson, A. K. A. McLelland, H. V. Atkinson and D. H. Kirwood : *Proc. of Int. Conf. on the Semi-solid Processing and Alloys, TMS, (1992)* 349

[11] H. K. Moon : *Ph. D. Thesis, M. I. T* (1990)

[12] J. I. Lee, H. I. Lee and M. I. Kim : *Scripta Metall. Mater., 28* (1994)

[13] A. Vogel, R. D. Doherty and B. Cantor : *Proc. Int. Conf. on Solidification and Casting of Metals, Metal Society, (1979)* 518

[14] H. Garabedian and K. F. Strickland-Constable : *J. of Crystal Growth, 22* (1974) 188

[15] US Patent, No.4, 804, 034

[16] 박영준, 윤덕용, 황농문 : *한국분말야금학회 '95춘계학술강연회 초록, (1995)* p.5

[17] I. M. Lifshitz and V. V. Slyozov : *J. Phys. Chem. Solids, Vol.19* (1961) 315

[18] B. Perrin and P. Tabeling : *La Recherche, No.232, (1992)* p.656-665