

분무 주조 과공정 Al-Si 계 합금의 응력이완 및 Creep 천이 거동

김민수¹ · 방원규² · 박우진² · 장영원[#]

Load Relaxation and Creep Transition Behavior of a Spray Casted Hypereutectic Al-Si Alloy

M. S. Kim, W. Bang, W. J. Park, Y. W. Chang

(Received May 12, 2005)

Abstract

Hypereutectic Al-Si alloys have been regarded attractive for automotive and aerospace application, due to high specific strength, good wear resistance, high thermal stability, low thermal expansion coefficient and good creep resistance. Spray casting of hypereutectic Al-Si alloy has been reported to provide distinct advantages over ingot metallurgy (IM) or rapid solidification/powder metallurgy (RS/PM) process in terms of microstructure refinement. In this study, hypereutectic Al-25Si-2.0Cu-1.0Mg alloy was prepared by OSPREY spray casting process. The change of strain rate sensitivity and Creep transition were analyzed by using the load relaxation test and constant creep test. High temperature deformation behavior of the hypereutectic Al-Si alloy has been investigated by applying the internal variable theory proposed by Chang et al. Especially, the creep resistance of spray casted hypereutectic Al-Si alloy can be enhanced considerably by the accumulation of prestrain.

Key Words: Spray Cast, Hypereutectic Al-Si Alloy, Load Relaxation Test, Constant Creep Test, Internal Variable Theory

1. 서 론

경량 구조용 재료로서 과공정 Al-Si 계 합금은 높은 비강도, 열적 안정성, 우수한 크리프 저항성과 내구성, 낮은 열팽창 계수 등의 기계적 성질을 바탕으로 자동차 및 항공 산업의 널리 사용되고 있다. 특히 자동차 및 운송기기 분야의 연료 절감과 환경 개선의 관점에서 차체 구조의 경량화와 엔진 효율의 향상은 중요한 문제로 작용하고 있으며 과공정 Al-Si 계 합금은 내마모성 및 윤활성이 우수할 뿐만 아니라 비중과 열팽창 계수가

작고 뛰어난 주조성으로 인한 저렴한 제조 단가로 엔진의 피스톤과 직접 접촉하는 실린더 라이너용 소재로 사용되고 있다. 또한, 구조용 재료의 요구 조건이 엄격해짐에 따라 고품질을 유지하면서 저비용이 드는 소재 제조 공정으로 분무 주조 성형 공정이 연구 되고 있으며 경량 소재에 대한 관심과 결합되어 과공정 Al-Si 계 합금에 분무 주조 성형 공정을 적용하기 시작하였다. 분무 주조 성형은 기존의 일반 주조법에 비해 편석 등의 결함, 조대한 초정 Si 입자와 금속간 화합물 등의 생성을 억제해 보다 균일하고 미세한 조직 특성을

1. 포항공과대학교 신소재공학과
2. 포항산업과학연구원 부품·신소재연구센터
마그네슘 프로젝트팀
교신저자: 포항공과대학교 신소재공학과
E-mail: ywchang@postech.ac.kr

얻을 수 있으며 고비용의 급냉 응고/분말 야금법에 비해 대용량을 저렴한 비용에 공급할 수 있으며 신합금 제조 방법으로 철강재와 알루미늄 합금 재료에 광범위하게 응용되고 있다[1~4].

따라서 본 연구에서는 분무 주조된 과공정 Al-Si 계 합금의 높은 변형의 주된 변형 기구를 분석하기 위해 응력이완 시험을 행하였으며 그 결과를 바탕으로 하여 최근 Chang 등[5]의 제한한 비탄성 변형 이론을 적용하여 전위 활주(glide)에 의한 변형 기구와 전위 크리프(climb)에 의한 변형 기구로 정량화하고 각 변형 기구의 재료 상수를 구하였다. 또한, 이론적인 해석 결과의 실험적인 검증에 위하여 응력이완 시험에서 얻어진 유동 곡선 구간에서 일정한 응력 조건에서 크리프 시험을 행하여 온도와 변형량에 따른 크리프 거동을 분석하고 비탄성 변형 이론에 의한 해석 결과와 일치함을 규명하고자 하였다.

2. 비탄성 변형 이론[5~6]

내부 변수를 도입한 비탄성 변형 이론은 모든 변형을 재료 내부의 전위 집적에 의한 내부 변형의 증가와 이로 발생하는 이완에 의한 소성 변형이라는 물리적 현상을 기초로 전위 키네틱스에 입각한 정량적인 구성 방정식을 제시하고 있다.

일반적으로 분무 주조 과공정 Al-Si 계 합금의 주된 변형기구는 전위 활주에 의한 도움 기구와 전위 크리프에 의한 도움 기구로 알려져 있다. 따라서 결정립내 변형의 구성 방정식으로 내부의 전위가 결정립계나 개재물 등의 장애물을 만나 전위 활주에 의해 방출되는 부분과 climb 과 같은 비활주를 통해 외부로 나타나는 부분으로 나누어 새로운 구성 방정식을 기술할 필요가 있다. 다음의 Fig. 1은 분무 주조 과공정 Al-Si 계 합금의 재료 내부의 전위 거동을 모식적으로 나타낸 것이다. Fig. 1과 같이 외력에 의한 전체 비탄성 변형률($\dot{\epsilon}$)은 결정립계와 같은 장애물을 만나게 되면 전위 활주를 통해 방출($\dot{\alpha}$) 되거나 climb 과 같은 비활주를 통해 외부로 방출($\dot{\beta}$) 되며 이는 다음의 식 (1)과 같이 전위 유속에 대한 일종의 보존 법칙으로 다음과 같이 기술할 수 있다.

$$\dot{\epsilon} = \dot{a} + \dot{\alpha} + \dot{\beta} \quad (1)$$

이때 정상 상태 유동에서의 전위의 생성/소멸에 해당하는 내부 변형률(\dot{a})은 무시한다.

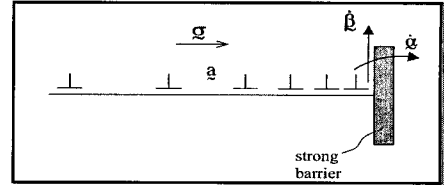


Fig. 1 Dislocation model for inelastic deformation

또한 소성변형을 일으키는 전위 활주에 필요한 응력을 전위와 결정격자 및 전자간의 상호 작용에 의해 국부적으로 작용하는 마찰 저항에 의한 마찰응력(σ^f)과 집적된 전위들의 상호 작용에 의해 발생하는 내부응력(σ^l)으로 나누어 다음의 식 (2)와 같이 생각할 수 있다.

$$\sigma = \sigma^l + \sigma^f \quad (2)$$

식 (1)과 식 (2)의 관계식으로부터 다음의 Fig.2와 같은 비탄성 변형의 유변학적 모델을 제시할 수 있다.

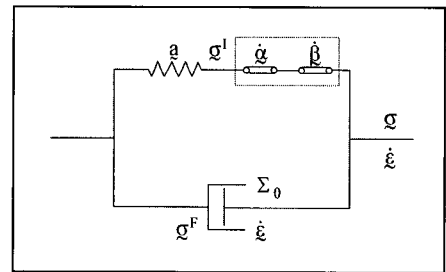


Fig. 2 Rheological model for inelastic deformation

이때 집적된 전위들 중 선단 전위가 장애물을 극복하고 방출되어 소성 변형으로 나타나는 과정은 물리적으로 내부응력에 의한 mechanical activation 형태의 현상이라고 볼 수 있다. 이러한 활성화 과정에서의 flux는 저항을 나타내는 재료의 내부 강도에 비하여 외력이 커질수록 지수적으로 증가하게 되고 반대로 구동력이 되는 외력에 의한 응력이 존재하지 않으면 전혀 flux가 발생하지 않게 된다. 따라서 다음의 식 (3)과 (4)와 같이 재료의 물성과 관련된 상태 변수들로 구성된 구성 방정식을 얻을 수 있다.

$$(\sigma_\alpha^* / \sigma^l) = \exp(\dot{\alpha}^* / \dot{\alpha})^{P_\alpha} \quad (3)$$

$$(\sigma_{\beta}^* / \sigma^l) = \exp(\dot{\beta}^* / \dot{\beta})^P \quad (4)$$

여기서 σ^* 는 전위의 활주를 방해하는 내부 장애물 (결정립계, 개재물)의 강도를 나타내는 값으로서 Hart 에 의해 Hardness Parameter 라고 정의된 바 있으며 $\dot{\alpha}^*$ 와 $\dot{\beta}^*$ 는 기준 변형률 속도를 말한다. 그리고 소성 변형률에 대한 지수 P 는 구동력인 내부 응력에 의한 전위 flux 의 투자율로서 기하학적인 형상을 포함한 장애물의 성질에 의존한다.

3. 시험 방법

본 연구에 사용된 과공정 Al-Si-Cu-Mg 합금은 신합금 개발 목적으로 RIST 에서 OSPREY 형 분무 성형 장치로 이용하여 제조되었으며 시편의 화학적 조성은 다음의 Table 1 과 같다.

Table 1 Chemical composition of a Al-Si alloy (wt.%)

Al	Si	Cu	Mg
Bal.	25.0	2.0	1.0

전형적인 분무 주조 과공정 Al-Si 계 합금의 미세 조직은 등축정의 상대적으로 soft 한 Al matrix 주위에 hard 한 Si 입자와 금속간 화합물이 미세하고 균일하게 분산되어 있다. 다음의 Fig.3 은 분무 주조된 과공정 Al-Si 계 합금의 미세 조직을 나타낸 광학 사진이다.

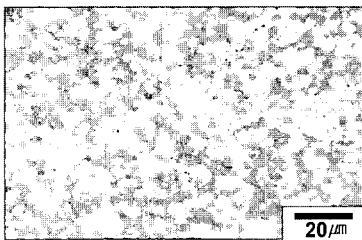


Fig. 3 Microstructure of a hypereutectic Al-Si based alloy

분무 주조 과공정 Al-Si 계 합금의 온도와 변형률 축적에 따른 고온 변형 특성을 알아 보기 위해 다양한 온도 범위에서 응력이완 시험을 행하였다. 먼저 온도에 따른 고온 변형 특성을 알아 보기 위해 300~500℃에서 10^{-2} 의 변형률 속도로 2% 인장 변형을 가한 후 cross-head 를 정지 시켜

시간에 따른 응력의 감소를 관찰하였다. 또한, 변형률 축적에 따른 유동 응력 곡선의 변화를 알아보기 위해서 500℃에서 예비변형률(pre-strain)을 2~8% 까지 증가 시키면서 응력이완 실험을 수행하였다. 또한, 온도에 의한 크리프 경향을 알아보기 위해 300~500℃의 온도 범위에서 각각 전위 크리프에 의해 변형이 예상되는 구간의 유동 응력을 정하고 변형률을 증가 시키면서 크리프 시험을 행하여 최소 크리프 속도(Minimum creep rate)를 구하였으며 변형률 축적에 따른 크리프 경향을 알아보기 위해 300℃ 에서 40Mpa 과 20Mpa, 400℃ 에서 10Mpa 과 6Mpa, 500℃에서 2Mpa 과 1Mpa 의 전위 활주 성분과 전위 크리프 성분의 응력 구간을 정하고 동일한 방법으로 크리프 시험을 수행하였다.

4. 시험 결과

4.1 응력이완 시험 결과

응력이완 시험을 통해 얻어진 유동 응력 곡선 Fig.4 (a) 와 같고 이를 분석해보면 고온으로 갈수록 낮은 응력 및 빠른 변형률 속도 영역으로 유동 응력이 이동하는 것을 알 수 있으며 변형률 속도가 낮은 부분에서 급격하게 응력이 낮아짐을 알 수 있다.

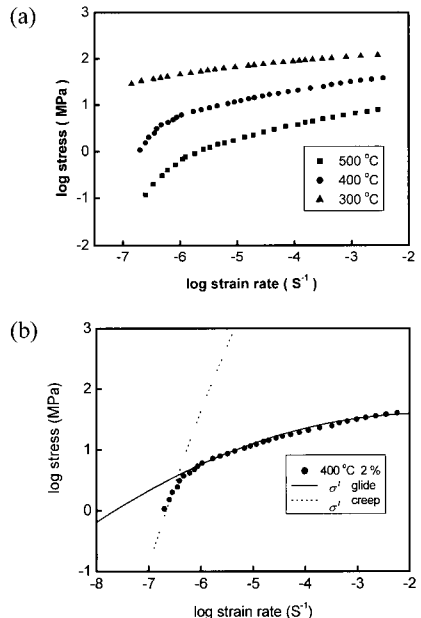


Fig. 4 (a) Flow stress curve obtained from load relaxation test at various temperature (b) resolution of glide and creep components

또한 분무 주조 과공정 Al-Si 계 합금의 고온 유동 응력 곡선은 Fig.4 (b)와 같이 소성 변형율이 높은 응력 구간에서의 전위 활주 성분과 낮은 응력 구간에서의 전위 크리프 성분으로 분리 되는 것을 확인할 수 있다. 위의 유동 응력 곡선을 바탕으로 비선형 회귀 분석법(nonlinear regression method)을 이용하여 구성 방정식내의 각 재료상수를 구하여 Table 2 에 나타내었다.

Table 2 Constitutive parameters of various temperature

Temp. (°C)	Dislocation Glide			Dislocation Creep		
	Logσ* _α	Logα*	P _α	Logσ* _β	Logβ*	P _β
300	2.17	-3.70	0.15	10.3	1.95	0.15
400	1.85	-3.21	0.15	9.47	2.36	0.15
500	1.38	-2.09	0.15	8.95	2.60	0.15

그리고 Fig. 5(a)와 같이 변형량이 증가할수록 낮은 변형률 속도 영역에서의 유동 응력이 높은 변형률 속도 구간에서 보다 급격하게 증가하는 것을 알 수 있으며 낮은 변형률 속도 영역과 고온에서 크리프 유동이 관찰될 것으로 예상된다. 이는 변형률 축적에 의해서는 전위 크리프 성분만이 가공경화 효과가 일어나 유동 응력이 증가하는 것으로 설명할 수 있다.

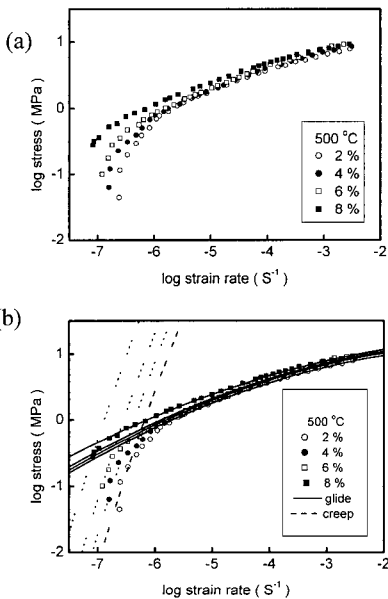


Fig. 5 (a) Flow stress curve obtained from load relaxation test at various pre-strain (b) resolution of glide and creep components

또한 Fig. 5(b)와 같이 소성 변형률이 전위 활주와 전위 크리프 성분으로 분리되는 것을 확인할 수 있으며 동일한 방법으로 재료 상수를 구하여 Table 3에 나타내었으며 크리프 성분에 해당하는 재료 상수 만이 변화가 뚜렷함을 알 수 있다.

Table 3 Constitutive parameters of various pre-strain

ε _{pre} (%)	Dislocation Glide			Dislocation Creep		
	Logσ* _α	Logα*	P _α	Logσ* _β	Logβ*	P _β
2	1.38	-2.09	0.15	8.95	2.60	0.15
4	1.39	-2.18	0.15	9.24	2.52	0.15
6	1.40	-2.30	0.15	9.45	2.41	0.15
8	1.42	-2.59	0.15	9.73	2.07	0.15

4.2 크리프 시험 결과

앞의 응력이완 시험 결과에서 보듯이 300 °C 이상의 고온에서 낮은 변형률 속도 구간에서 급격하게 응력이 낮아지는 크리프 유동이 발생할 것으로 예상되고 500 °C에서 변형률 축적에 따라 유동 응력 곡선을 분석한 결과 전위 크리프 성분의 구간에서 유동 응력의 증가가 현저하므로 낮은 변형률 속도 구간에서 크리프 저항성이 보다 크게 증가할 것으로 예상된다.

다음의 Fig. 6 은 온도에 의한 크리프 경향을 알아보기 위해 실험한 결과로 온도가 증가할수록 변형 구간의 최소 크리프 속도가 증가함을 알 수 있으며 예비변형량이 증가할수록 최소 크리프 속도가 감소함을 알 수 있다.

Fig. 7 는 변형률 축적이 크리프 거동에 미치는 영향을 도시한 그래프로, 300 °C에서는 변형량이 증가할수록 전위 활주 성분 응력 구간의 최소 크

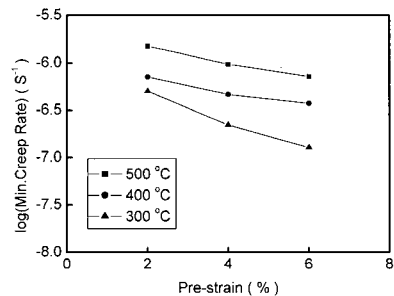


Fig. 6 Minimum creep rate at various temperature and prestrain

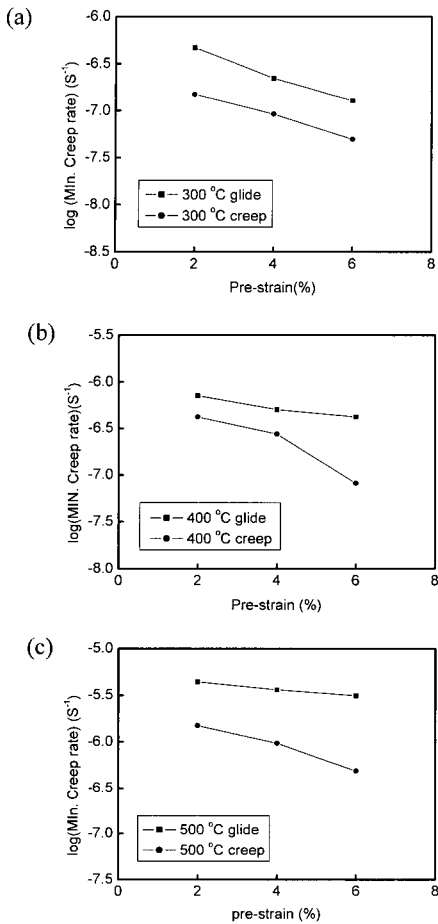


Fig. 7 Comparison of minimum creep rate at glide and creep component at (a) 300 °C, (b) 400 °C, (c) 500 °C

리프 속도의 감소량과 전위 크리프 성분 구간에서 최소 크리프 속도의 감소량이 비슷한데 반해 400°C 와 500°C에서는 변형량이 증가 할수록 전위 활주 성분 응력 구간의 최소 크리프 속도의 감소량 보다 전위 크리프 성분 응력 구간의 최소 크리프 속도의 감소량이 현저하게 커짐을 알 수 있다. 이는 변형량 축적됨에 따라 낮은 응력 구간에서 집중적으로 유동 응력이 증가하고 가공 경화에 의한 크리프 저항성이 증가함을 알 수 있다.

5. 고찰

온도 변화와 변형량 축적에 따른 유동 응력 곡선을 살펴보면 분무 주조 과공정 Al-Si 계 합금의

고온 변형 거동은 비탄성 변형 이론의 적용을 통하여 전위 활주와 전위 크리프의 성분으로 정량적인 분석이 가능하며, 온도가 증가할수록 변형량이 축적될수록 낮은 변형률 속도 구간에서 유동 응력이 급격하게 낮아지는 변형률 속도 민감 지수의 천이가 발생함을 알 수 있다.

분무 주조 과공정 Al-Si 계 합금의 고온 변형 거동은 온도가 증가함에 따라 전위의 활주를 방해하는 내부장애물의 강도를 나타내는 σ_{α}^* 와 climb 과 같은 비활주를 방해하는 재료 내부의 강도를 나타내는 σ_{β}^* 가 온도가 상승할수록 그 값이 감소함을 Table 2의 재료 상수를 통해 알 수 있으며 온도가 상승함에 따라 재료 내부의 강도는 감소하여 전반적으로 유동 응력 곡선이 낮은 응력 및 빠른 변형률 속도 구간으로 이동함을 알 수 있다.

또한, 변형량 축적에 따른 유동 응력 곡선의 변화를 보면 예비변형량이 증가함에 따라 높은 응력 구간의 전위 활주 성분은 유동 응력의 증가량이 아주 작은 반면에 낮은 응력 구간의 전위 크리프 성분은 유동응력이 집중적으로 증가함을 알 수 있다. 이는 변형량 축적에 의해 전위 크리프 성분에 집중적으로 가공 경화가 일어나고 소량의 소성 변형을 거친 소재의 경우 크리프 저항성이 증가하는 크리프 천이가 발생함을 의미한다. 이때의 재료 상수를 보면 전위 활주 성분의 재료 내부강도를 나타내는 σ_{α}^* 의 값은 증가가 매우 작으나 낮은 응력 구간의 전위 크리프 성분의 내부강도를 나타내는 σ_{β}^* 는 변형량이 축적될 수록 증가량이 현저하게 커지며 크리프 저항성이 증가됨을 알 수 있다. 또한, 입내변형률의 내부 응력에 대한 전위 투자율을 나타내는 P_{α} 와 P_{β} 의 값을 살펴보면 온도와 변형량 축적에 상관없이 모두 일정한 값인 0.15 를 나타내었다. 이는 내부 응력에 대한 전위 투자율 값이 온도, 변형률 등의 외부적인 환경 변수와는 무관한 변형기구의 특성을 나타내는 기구학적인 상수임을 알 수 있다[7].

일반적으로 분무 주조 과공정 Al-Si 계 합금의 경우 크리프 거동은 크게 전위 활주(viscous glide)와 전위 크리프(climb)에 의해 지배되는 부분으로 크리프 천이가 발생하며, 고온에서 변형량이 축적됨에 따라 최소 크리프 속도가 감소하고 전위 활주 성분 구간보다 전위 크리프 성분 구간에서 최소 크리프 속도의 감소량이 현저하게 증가함을 알 수 있다. 이는 변형량이 축적됨에 따라 낮은

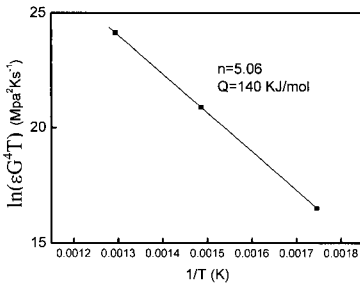


Fig. 8 Calculation of the activation energy for creep

변형률 속도 구간에서 크리프 저항성이 증가함을 나타낸다. 위의 변형률 축적에 따른 크리프 시험을 바탕으로 온도 의존성으로부터 낮은 변형률 속도 구간에서의 활성화 에너지(Q)와 응력지수(n)를 구할 수 있으며 구해진 활성화 에너지와 응력지수는 140KJ/mol 과 5.06 이었으며 다음의 Fig. 8에 나타내었다. 이는 일반적으로 크리프의 자기 확산 활성화 에너지 값으로 일반적으로 보고되는 140KJ/mol 의 값과 일치함을 알 수 있다[8~10].

그리고 분무 주조 과공정 Al-Si 계 합금의 변형률 축적이 크리프 저항성을 현저하게 증가시키는 현상은 다음과 같이 해석 가능하다. 분무 주조 과공정 Al-Si 계 합금은 soft 한 Al-matrix 에 hard 한 Si 입자가 균일하게 분포되어 있는 형태로 변형률이 축적 될수록 가공경화에 의해 전위 밀도가 증가하고 이러한 분산상이 전위 이동 시 장애물로 작용하게 되고 분산상과 전위 사이에 상호 작용이 발생하게 되어 변형률이 축적됨에 따라 크리프 저항성이 증가한다. 또한, 고온에서도 미세하고 hard 한 분산상이 안정한 상태로 존재하기 때문에 크리프 변형이 억제되며 변형률이 증가 할수록 손상 축적(damage accumulation)에 의해 분산상들의 균열이나 파쇄등의 미세 결함이 발생하게 되어 조직의 치밀성이 증가되어 크리프 저항성이 증가된다고 판단된다[11~13].

6. 결론

본 연구에서는 분무 주조 과공정 Al-Si 계 합금의 고온 변형 거동을 알아 보았으며 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

(1) 분무 주조 과공정 Al-Si 합금의 고온 변형 거동은 변형률 속도 민감 지수의 천이가 발생하며 내부 변수를 도입한 비탄성 변형 이론을 적용

하여 유동 곡선을 전위 활주(glide)와 전위 크리프(climb) 성분으로 정량적인 해석이 가능하다.

(2) 응력이완 시험 결과 예비변형률(prestrain)이 축적됨에 따라 전위 크리프 성분만 현저하게 유동응력이 증가하는 쪽으로 이동하였다.

(3) 고온 크리프 시험 결과 분무 주조 과공정 Al-Si 계 합금의 크리프 저항성은 온도에 의존하나 예비 변형률(prestrain) 축적으로 인한 가공경화에 보다 크게 의존함을 알 수 있었다.

(4) 고온에서 낮은 변형률 속도 구간의 크리프 활성화 에너지는 140KJ/mol 이었다.

참 고 문 헌

- [1] T. K. Ha, W. J. Park, S. Ahn, Y. W. Chang, 2002, Fabrication of Spray-formed Hypereutectic Al-25Si Alloy and its Deformation Behavior, J. Mat. Proc. Tech. 103-131, p. 691.
- [2] V. C. Srivastava, R. K. Mandal, S. N. Ojha, 2001, Microstructure and Mechanical Properties of Al-Si Alloys Produced by Spray Forming Process, Mat. Sci. Eng. A 304, pp. 555~558.
- [3] W.J. Kim, J.H. Yeon, J.C.Lee, 2000, Superplastic Deformation Behavior of Spray-deposited Hypereutectic Al-25Si Alloy, Journal Of Alloys and Compounds 308, pp. 237~243.
- [4] T. S. Kim, K. H. Kim, W. T. Kim, C. W. Won, S. s. Cho, B. S. Chun, 1998, Microstructure and Mechanical Properties of Rapidly Solidified Al-20Si-xFe-3Cu-1Mg (x=0 and 5wt%) Extrudates, METALS AND MATERIALS, Vol.4 No.6, pp. 1163~1169.
- [5] Y. W. Chang and E. C. Aifantis, 1987, Constitutive Laws for Engineering Materials, C.S. Desai(Ed.), Elsevier Science Publishing Co., 293
- [6] T. K. Ha, Y. W. Chang, 1998, An Internal Variable Theory of Structural Superplasticity, Acta Mater, 46, p. 2741.
- [7] 하태권, 1996, 내부 변형 변수를 이용한 PbSn 공정 합금의 초소성 변형 특성, 포항공대 박사학위논문.
- [8] F. Carreno, O. A. Ruano, 1997, Separated Contribution of Particles and Matrix on the Creep Behaviors of Dispersion Strengthened Materials, Acta Mater Vol. 46, pp. 159~167.

- [9] S. Spigarelli, M. Cabibo, E. Evangelista, S. Cucchieri, 2002, Evaluation of the Creep Properties of an Al-17Si-1Mg-0.7Cu alloy, *Materials Letters* 56, pp. 1059~1063.
- [10] Yan Ma, Terence G. Langdon, 1997, Creep Behavior of an Al-6061 Metal Matrix Composite Produced by Liquid Metallurgy Processing, *Mat. Sci. Eng. A230*, pp. 183~187.
- [11] A. Madgwick, C. Ungpinitpong, T. Mori, P. J. Withers, 2003, Observation and Quantitative Analysis of Damage Caused by Creep in an Al A359/SiC_p Composite, *Mat. Sci. Eng. A* 342, pp. 201~206.
- [12] R. Pandorf, C. Broeckmann, 1998, Damage Mechanisms in the Particle Reinforced Aluminum Alloy 6061 under Creep Loading, *METALS AND MATERIALS*, Vol, No.4, pp. 605~609.
- [13] D. J. Lahaie, J.D.Embury, F.W.Zok, 2004, Damage Accumulation and Mechanical Properties of Particle-Reinforced Metal-Matrix Composites during Hydrostatic Extrusion, *Composites Science and Technology* 64, pp. 1539~1549.