승용디젤엔진 실린더 헤드용 Al-Si-Mg-(Cu) 합금의 저주기 피로 특성에 미치는 첨가원소 효과

진보라·정창열*

동국대학교 원자력·에너지시스템공학과

Effect of Alloying Elements on the Low-Cycle Fatigue Properties of Al-Si-Mg-(Cu) Alloys for the Cylinder Head of a Passenger Diesel Engine

Bo-Ra Jin and Chang-Yeol Jeong*

Dept. of Nuclear and Energy System Engineering, Dongguk University, Gyeongju-si 38066, Republic of Korea

Abstract: To improve automobile fuel efficiency and reduce emissions, there has been a growing demand for more durable alloys for engine components with improved high temperature fatigue resistance. This study examined the effect of alloying elements on the high temperature mechanical behavior of Al-Si-Mg-(Cu) casting alloys for diesel cylinder heads. Depending on the effect of the alloying elements on the strength of the matrix, hardness at high temperatures increased with increasing Cu and Ti content with a concomitant increase in tensile strength. The LCF (low cycle fatigue) lives decreased with increasing alloy content according to the Coffin-Manson relation, due to smaller elongation. On the other hand, an analysis of fatigue lives with hysteresis loop energy, which consists of both strength and elongation, showed that the fatigue lives were normalized with an alloy of the same strengthening mechanisms, regardless of the test temperature. In the case of the alloy without Cu, an obvious cyclic softening behavior was observed, whereas the cyclic softening decreased significantly and the peak stress was maintained at 250 °C for the alloy with Cu. Dynamic mechanical analysis results showed that the mechanical properties of the Al₂Cu precipitate hardened alloy were maintained at temperatures over 250 °C, whereas the degradation of mechanical properties of the Mg containing alloy occurred at 170 °C due to coarsening of the Mg₂Si precipitation phase.

(Received November 19, 2015; Accepted April 5, 2016)

Keywords: alloys, casting, fatigue, hardness test, dynamic mechanical analysis

1. 서 론

최근 환경규제 강화 흐름에 따라 배기가스를 저감할 수 있는 에너지 효율적인 경량 자동차의 개발에 많은 연구를 집중하고 있다. 차량 경량화의 가장 효율적인 방법은 알루미늄과 같은 경량소재를 적용하여 기존의 재료를 대체함으로써 중량을 감소시키는 방법이다. Al-Si-Mg-(Cu) 알루미늄 주조재 합금은 우수한 기계적 특성과 주조성 때문에 자동차 엔진 부품에 매우 많이 사용되고 있지만 [1-3], 배기가스 및 연비 저감을 위한 연소압의 증가에 따라 그 내구성 확보가 주요 현안으로 대두되고 있다. 특히 최근 급격한 수요 증가가 나타나고

있는 승용디젤엔진의 경우 연소압이 20 MPa에 근접하고 있어서 고온, 고연소압에 견딜 수 있는 합금 및 제조공정 개발을 필요로 하고 있다. 위와 같은 가혹 운전 조건에 따라 많은 엔진 부품들은 고온에서 복잡한 응력조건을 겪기 때문에 [4-7], 응력이 가해지는 정확한 기구와 손상의 축적에 대한 이해와 더불어 주어진 조건에서 피로 수명을 증대시키는 방안이 매우 중요하게 여겨지고 있다 [8,9]. 또한, dendrite arm spacing, 공공 (porosity), Si 및 2차 상들의 크기와 형상 등과 같은 미세구조적 인자들은 고온 피로 및 기계적 특성에 매우 중요한 인자로 작용하고 있다 [10]. 이에 본 연구의 목적은 승용디젤엔진 실린더 헤드 부품의 소재로 사용되는 Al-Si-Mg-(Cu) 알루미늄 주조재 합금에 대하여 첨가원소에 따른 고온 기계적 특성을 평가하여 그 효과 및 원인을 파악하고자 하였다. 중력 금형주조 공법으로 제조된 알루미늄 주조재 시편에 대

*Corresponding Author: Chang-Yeol Jeong

[Tel: +82-54-770-2858, E-mail: jcy@dongguk.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

Table 1. Chemical compositions and heat treatment steps of the Al-Si-Mg-(Cu) alloys (wt%).

	Cu	Si	Mg	Fe	Mn	Ti	Sr	Al
Alloy	0 ~ 1.0	9.5	0.42	0.15	0 ~ 0.2	0 ~ 0.1	0.13	Rem
Heat treatment								
Solution treatment: 535 °C / 6 h → water quenching								
Aging: 180, 200 °C / 5 h → air cooling								

한 기계적 특성을 평가하였고, Cu, Mn 및 Ti 첨가에 따른 고온 저주기 피로 특성을 비교 분석하였다. 첨가원소에 따른 기계적 특성 결과를 토대로 하여, 합금 성분 및 제조 공정을 개량을 함으로써 엔진 부품의 내구성을 향상시킬 수 있음을 확인하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용한 알루미늄 합금 조성은 표 1과 같으며, 디젤엔진 실린더 헤드 소재로 사용되는 A356 알루미늄 주조재 합금을 기본으로 하여 Cu, Mn, Ti 등의 성분조절을 통하여 첨가원소에 따른 기계적 특성을 비교 분석하였다. 시편 제작은 소재 자체의 특성 평가를 위하여 그림 1과 같은 두께 25 mm의 SKD61 시편 금형을 이용하여 중력주조로 제조된 공시재 시편 하면 3 mm 지점의 10×10 mm 사각형 영역에서 미세조직 관찰과 인장 및 저주기 피로 시편 가공을 실시하였다.

시편 열처리에는 표 1에 명기한 바와 같이 T6 처리를 실시하였으며 열처리는 국내 자동차 업체의 양산 조건과 동일한 조건으로 설정하였다. 시효 온도는 1.0Cu-(0~0.1Ti) 합금을 제외하고는 모든 합금에 대해 180 °C에서 실시하였다. 인장 시험은 저주기 피로 시험을 위한 조건 설정을 위해 실시하였으며 시편 규격은 ASTM E8M 규격에 근거하여 표점거리 16 mm, 직경 4 mm인 sub size 봉상으로 제작 가공하였다.

디젤엔진 실린더 헤드 부품의 내구성을 평가하기 위한 중요한 항목인 저주기 피로 시험을 실시하였으며, 실험에 사용된 장비는 기계식 피로 시험기 모델 Instron 8861이다. 실험 온도는 실제 실린더 헤드 작동 온도인 100 °C (water jacket 부) 및 250 °C (연소실부)에서 평가하였고 시편 규격은 ASTM E606에 근거 하였으며 시편 형상은 그림 2와 같다. 실험은 변형 제어 방식으로 파형은 $R = -1$ 그리고 변형속도 $1 \times 10^{-3}/s$ 조건으로 실시하였다. 대부분의 저주기 피로 시험은 연속 삼각 파형 (continuous triangle wave)으로 평가하였고, 엔진 시동 (start up) - 작동 (operation) - 엔진 끄 (shut down)의 실제 조건에 더 유사한 유지시간 저주기 피로를 모사하기 위해 유지시간 사다리꼴 파형 (hold time trapezoid wave)으로 평가를 하여 피로 수명을 비교 분석하였다. 이때 가해진 유지시간은 인장유지로 5 분 및 10 분 유지시간을 부가하였다. 피로수명의 결정은 $(-\sigma_{max}/\sigma_{min})$ 비가 급격히 감소하는 cycle로 정하였는데, 이는 균열생성 및 성장에 의해 인장 최대 응

Fig. 1. Specimens manufactured by gravity cast mold. **Fig. 2.** LCF test specimen (ASTM E606).

Fig. 3. Optical microscopy images showing the microstructure after heat treatment, (a) before Sr modification and (b) after Sr modification.

력이 급격히 감소하는 점으로 시편의 파면을 보호하고 이후에 차지하는 cycle 수는 극히 작기 때문이다 [11,12]. 이의 실험 조건하에서 실험을 행한 후 모든 정보의 분석은 피로 수명의 절반 ($0.5N_f$) 인 cycle 에서의 응력-변형 이력곡선에서 구한 값을 사용하였다. 또한 실험온도 및 피로 주기에 따른 석출상의 거동을 파악하기 위하여 고온 마이크로 경도 (Shimadzu DUH-W201S) 및 dynamic mechanical analysis (TA instruments Q800) 평가를 실시하여 첨가원소에 따른 석출상들의 변화를 분석하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세 조직

그림 3은 중력 금형 주조로 제조된 Al-Si-Mg-(Cu) 합금의 미세조직을 광학현미경을 이용하여 나타낸 것으로, 기본 조직은 초정 α -Al 수지상과 Al 수지상 사이에 분포한 공정 Si 및 금속간 화합물들이 반복적으로 셀 형태를 이루면서 구성되어 있음을 알 수 있다. Sr에 의한 개량화 처리 전에는 3(a)에서 보는 바와 같이 공정 Si 형상이 침상을 나타내지만 개량화 처리 이후에는 3(b)와 같이 공정 Si이 구상을 나타냄을 알 수 있다. 일반적으로 dendrite arm spacing은 주어진 조성에서 냉각속도가 증가함에 따라 감소한다고 알려져 있는데 [13-15], 금형 두께 25 mm 조건에 대한 중력주조 조건에서

금형 하면으로부터 3 mm 지점에서의 DAS 값을 측정한 결과, 개량화 전에는 평균 $26 \mu\text{m}$ 정도였지만 개량화 처리 이후에는 $21 \mu\text{m}$ 로 더 미세해지는 결과를 나타내었다. 이는 개량화 처리에 따라 Si 및 금속간 화합물상들의 성장이 억제됨으로써 더 미세한 α -Al의 형성에 기인하는 것으로 판단된다 [16,17].

그림 4는 첨가원소에 따른 석출상들의 SEM (scanning electron microscope) 이미지 및 x-선 회절 패턴을 나타낸 것으로, 4(a)에 나타난 바와 같이 Mg 및 Si 첨가에 따른 주 강화상인 Mg_2Si 석출상과 4(b)에 나타난 Fe 함유에 따른 Al_3FeSi 상들이 관찰됨을 확인하였다. 또한 4(c)와 같이 Mn 첨가에 따라 $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ 금속간 화합물이 형성되며 Cu 첨가에 따라 4(d)와 같은 Al_2Cu 석출상이 분포함을 알 수 있었다. 각 석출상들의 고온 안정성 및 피로 주기에 따른 연화 특성은 다음 장에 언급하였다.

3.2 기계적 특성

3.2.1 고온 경도

그림 5는 마이크로 경도계를 이용하여 Cu 함량에 따른 합금의 고온 경도를 측정한 결과인데, Cu가 전혀 첨가되지 않은 합금의 경우 실험온도가 증가함에 따라 경도는 감소하고, 특히 150°C 이상에서 경도 값이 급격히 감소하는 경향을 보이고 있다. 이와 같은 결과는 Cu가 첨가되지 않은 합금 조성의 경우,

Fig. 4. SEM images of the precipitates and x-ray diffraction patterns after heat treatment, (a) Mg_2Si , (b) $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, (c) $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ and (d) Al_2Cu .

주 강화 석출상은 Mg_2Si 이며 Mg_2Si 상은 170°C 근처에서 성장한다고 보고되고 있다 [18]. 따라서 석출상의 성장에 따른 기지의 연화에 기인하여 150°C 이상에서 경도 값이 크게 감소함을 알 수 있다. 반면에 Cu가 1.0 wt% 첨가된 합금의 경우 Mg_2Si 상 이외에 Al_2Cu 석출상이 강화 역할을 하는데, 그림 5의 결과에서 보는 바와 같이 200°C 에서도 경도의 급격한 감소 없이 점진적인 감소 경향을 보임을 알 수 있다. 이는 Al_2Cu 상의 경우 Mg_2Si 상 대비 고온 안정상으로 석출상의 성장은 250°C

$^\circ\text{C}$ 근처에서 발생한다고 보고되고 있다 [18]. 이와 같은 이유로 합금에 Cu가 첨가되는 경우 200°C 이상에서도 경도의 저하 없이 강도를 유지한다고 판단되며 이에 대한 고찰은 dynamic mechanical analysis 결과에서 다시 실시하였다.

3.2.2 인장 특성

Al-Si-Mg-(Cu) 합금에 대한 첨가원소 효과를 파악하고자 250°C 에서 인장시험을 실시하였고 그 결과를 그림 6에 나타

Fig. 5. High temperature hardness results of the Al-Si-Mg-(Cu) alloys.

Fig. 6. Tensile test results of the Al-Si-Mg-(Cu) alloys at 250 °C.

내었다. 결과에 나타난 것처럼 Al-Si-Mg 합금에 Cu 첨가량이 증가함에 따라 강도는 증가하는 결과를 보이고 있으며 이는 Al_2Cu 석출상의 증가에 기인한다고 판단된다. 반면에 Mn 첨가에 따른 효과는 0.0Cu-0.0Mn 및 0.0Cu-0.2Mn 인장곡선에서 나타난 바와 같이 강도 증가 효과는 크지 않으며 Mn 첨가에 의하여 $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ 금속간 화합물 형성에 기여한 것으로 판단된다. 또한 1.0Cu-0.0Ti 및 1.0Cu-0.1Ti 인장곡선에서 나타난 바와 같이 소량의 Ti 첨가에 따라 강도가 약간 증가하는 결과를 나타내었는데, 이는 Ti 첨가에 따른 금속간 화합물 형성 및 입자미세화 효과 [16]로 인하여 강도 향상을 나타냄을 확인하였다.

Fig. 7. Comparison of LCF lives by Coffin-Manson relation, (a) at 100 °C and (b) 250 °C.

3.2.3 저주기 피로 특성

그림 7은 Al-Si-Mg-(Cu) 합금에 대하여 첨가원소에 따른 저주기 피로 특성을 Coffin-Manson 관계로 나타낸 것으로 실험은 각각 100 °C 및 250 °C에서 실시하였다. Coffin-Manson 관계식은 저주기 피로 수명 (number of cycles to failure, N_f) 을 소성변형범위 (plastic strain range, $\Delta\epsilon_p$)로 평가하는 것으로 다음과 같이 표현된다.

$$\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (1)$$

여기에서 ϵ_f' , c 는 각각 피로연성계수, 피로연성지수를 나타내며 재료상수이다. 그림 7의 결과에서 보는 바와 같이 전체적으로 실험 온도가 100 °C에서 250 °C로 증가함에 따라 소재의 신율 증가 효과로 인하여 피로 수명이 증가하는 경향

Fig. 8. LCF results of the Al-Si-Mg-(Cu) alloys, (a) Coffin-Manson relation and (b) hysteresis loop energy.

을 나타내었다. 또한 동일한 실험 온도에서 첨가원소에 따른 피로 수명의 경우, 100 °C 실험 온도에서는 Cu 함량에 무관하게 거의 동일한 수명을 나타내었지만, 250 °C에서는 Cu 함량이 증가함에 따라 Al_2Cu 석출상의 증가에 따른 강도 증가 및 이에 따른 신율 감소로 전체적으로 피로 수명이 감소하는 결과를 나타내었다. 이와 같은 결과는 뒤의 그림 10과 11 결과에서 나타난 바와 같이 100 °C에서는 소재의 반복 연화 현상이 발생하지 않아서 Cu 함량에 무관하게 거의 유사한 피로 수명을 나타내지만, 250 °C에서는 Cu 함량이 감소함에 따라 반복 연화 현상이 가속화되어 강도 감소 및 신율 증가 효과로 인하여 피로 수명이 증가하는 결과를 나타낸다고 볼 수 있다.

그림 8(a)는 1.0Cu-(0~0.1Ti) 첨가 합금에 대한 저주기 피로 특성을 Coffin-Manson 수명 관계로 나타낸 것으로 실험 온도가 100 °C에서 250 °C로 증가함에 따라 저주기 피로 수

명은 증가하는 경향을 나타내고 있다. 이는 그림 7의 결과에서도 나타난 바와 같이, 온도 증가에 따른 소재의 신율 증가에 기인하여 피로 수명이 크게 나타나는 결과로, 온도 변화뿐만 아니라 소재의 신율이 큰 합금의 피로 수명이 더 길게 나타나는 결과를 보여주고 있다. 또한 Ti이 0.1 wt% 첨가된 합금의 경우, 100 °C에서는 거의 동일한 저주기 피로 수명을 나타내었지만 250 °C의 실험 온도에서는 Ti이 첨가되지 않은 합금보다 피로 수명이 더 큰 결과를 나타내었는데, 이는 Ti 첨가에 따른 결정립 미세화 효과로 소재의 신율 증가에 기인한 결과로 판단된다. 또한 1.0Cu-0.0Ti 합금에 대하여 시효 조건을 변화시킨 합금 (시효온도 180, 200 °C/5 h)에 대한 결과는 시효온도의 변화에 무관하게 거의 유사한 저주기 피로 수명을 나타내었으며 이는 100 °C 및 250 °C에서 모두 동일한 결과를 보였다. 그림 8(b)는 실험 온도 변화에 따른 저주기 피로 수명을 hysteresis loop 에너지로 비교 평가한 것인데, hysteresis loop 에너지는 한 주기당 소모된 에너지로 hysteresis loop의 면적과 같으며 소성변형범위 ($\Delta\epsilon_p$)와 최대 응력범위 ($\Delta\sigma$)의 곱에 비례하는 값으로 이에 대한 수명 관계식은 다음과 같다.

$$\Delta W = D(2N_f)^d \quad (2)$$

여기에서 ΔW 는 한 주기당 hysteresis loop 에너지를 나타내고 D , d 는 각각 재료상수와 재료지수이다. 일반적으로 저주기 피로수명을 나타낼 경우 Coffin-Manson 관계식이 이용되는데, 이는 피로 수명과 소성변형범위 사이의 경험식으로서 log-log scale에서 직선관계를 만족하며 이를 이용하여 특정 소성변형범위에 대해 피로 수명을 예측할 수 있게 된다. 그러나 실험 온도가 다른 경우에 대해 피로 수명을 소성변형범위로 비교할 경우, 실험 온도에 따른 정확한 수명 비교가 불가능한데, 특히 실험 온도가 증가함에 따라 신율이 증가하는 재료에 대해서는 피로 수명의 온도 의존성을 제시하기 어렵다는 단점이 있다. 즉, 피로 수명을 가해진 최대응력범위로 비교할 경우 큰 강도를 가지는 재료가 우수한 피로 특성을 나타내게 되고, 반대로 피로 수명을 소성변형범위로 평가할 경우 연성이 우수한 재료가 더 우수한 피로 특성을 보이게 된다. 따라서 실험 온도가 증가함에 따라 연성이 증가하는 재료에 대하여 피로 수명을 소성변형범위로 평가할 경우 피로수명의 온도 의존성을 정확히 나타낼 수 없게 된다 [18-21]. 이에 반해 피로 수명을 최대응력범위와 소성변형범위를 동시

Fig. 9. Hold-time LCF results of the Al-Si-Mg-(Cu) alloys, (a) Coffin-Manson relation and (b) hysteresis loop energy.

에 고려하여, 한 주기당 재료에 소모된 에너지 개념인 hysteresis loop 에너지와 비교할 경우 실험온도가 증가함에 따라 강도 감소 및 신율 증가 효과에 따른 피로 수명의 일반적인 경향성을 잘 나타낼 수 있다 [18,19,22]. 저주기 피로 수명을 소성변형범위가 아닌 hysteresis loop 에너지로 평가하였을 경우 그림 8(b)에서 보는 바와 같이 동일 계열 소재에 대하여 실험 온도에 무관하게 거의 유사한 저주기 피로 수명을 나타내며, 그림 8(a)의 Coffin-Manson 관계와 비교하면 상대적으로 한 직선상에 normalize 됨을 알 수 있다. 이는 저주기 피로 수명을 평가 할 때 단순히 소재의 신율만을 고려하는 소성변형범위를 적용하는 것보다 신율과 강도를 동시에 고려하는 hysteresis loop 에너지를 고려하는 것이 합리적임을 나타낸다고 볼 수 있다.

그림 9(a)는 1.0Cu-(0~0.1Ti) 합금에 대한 250 °C에서의 유

지시간 저주기 피로 결과를 Coffin-Manson 수명 관계로 나타낸 것으로, 유지시간은 인장 최대 변형에서 5 분 및 10 분을 부가하여 기존의 연속 저주기 피로 특성과 비교하였다. 결과에서 보는 바와 같이 인장 최대 변형에서 유지시간이 가해진 경우, 연속 저주기 피로보다 피로 수명이 오히려 증가하는 결과를 나타내었으며, 유지시간이 5 분에서 10 분으로 증가함에 따라 저주기 피로 수명도 증가하는 경향을 나타내었다. 이는 기존의 연구 결과와는 전혀 상반되는 결과로 일반적으로 저주기 피로에 유지시간이 가해진 경우 유지시간 동안의 크리프 및 산화 효과로 인하여 연속 저주기 피로에 비하여 피로 수명이 크게 감소한다고 보고 되고 있다 [23,24]. 또한 유지시간이 증가함에 따라 이와 같은 크리프 효과 및 크리프-피로 상호작용으로 인하여 수명은 더 감소한다고 알려져 있다. 반면에 본 연구에서는 유지시간 부여 및 유지시간이 증가함에 따라 피로 수명이 증가하는 결과를 보여주고 있는데, 이와 같은 결과의 원인은 앞에서 언급한 바와 같이 고온에서 장시간 노출에 따른 시효 효과로 석출물의 성장에 따른 강도 감소 및 신율 증가에 기인하며, 이로 인하여 유지시간이 가해지고 증가함에 따라 저주기 피로 수명은 증가하는 결과를 보인다고 판단된다. 반면에 유지시간이 가해진 경우 최대 응력은 연속 피로 대비 크게 감소하는 경향을 나타내었는데 이에 대한 결과는 그림 11의 반복 연화 특성에서 나타내었다. 그림 9(b)는 유지시간에 따른 저주기 피로 수명을 hysteresis loop 에너지로 나타낸 것으로 그림 8(b)의 normalize 결과와 동일하게 피로 수명을 hysteresis loop 에너지로 나타낼 경우 유지시간의 변화에 무관하게 한 직선상에 놓이는 결과를 보임을 알 수 있으며, 이는 앞의 분석 결과와 마찬가지로 유지시간이 가해짐에 따라 시효 효과에 따른 강도 저하 및 신율 증가 효과로, 소재의 강도와 신율을 동시에 고려한 개념인 hysteresis loop 에너지로 표현할 경우 실험 조건에 무관하게 한 직선상에 놓이게 된다고 판단된다.

그림 10과 11은 고온 저주기 피로에 따른 소재의 반복 연화 특성을 나타낸 것인데, 100 °C에서는 Cu 및 Ti 함량에 무관하게 모두 반복연화 현상이 발생하지 않았지만, 250 °C 실험 온도에서는 반복 연화 현상이 관찰되며 Cu 함량이 감소하고 또한 주어진 조성에서 유지시간이 가해진 경우 반복 연화 현상이 더욱 가속되는 결과를 나타내었다. 이는 Cu가 함유되지 않은 조성의 강화상은 Mg₂Si이며 이 석출상은 100 °C 온도에서는 성장하지 않기 때문에 100 °C의 실험조건에서는 반복연화 현상이 나타나지 않음을 의미한다고 볼 수 있다. 반면에 250 °C 온도에서는 Mg₂Si 상의 성장이 발생하여 반복연

Fig. 10. Cyclic softening behavior of the Al-Si-Mg-(Cu) alloys, (a) 0.0Cu-0.0Mn, (b) 0.5Cu-0.0Mn and (c) 1.0Cu-0.1Ti at 100 °C.

화 현상이 나타나며 cycle이 진행함에 따라 최대 응력은 지속적으로 감소함을 알 수 있다. 이때 Cu 원소를 첨가함에 따라 Al_2Cu 석출상이 형성되고 Al_2Cu 상은 Mg_2Si 상보다 고온에

Fig. 11. Cyclic softening behavior of the Al-Si-Mg-(Cu) alloys, (a) 0.0Cu-0.0Mn, (b) 0.5Cu-0.0Mn, (c) 1.0Cu-0.1Ti and (d) 1.0Cu-0.1Ti with hold time at 250 °C.

서 더 안정적이어서 석출상의 성장이 지연되어 반복연화 현상을 저감시키는 것으로 판단된다.

Fig. 12. SEM micrographs showing fatigue fracture morphologies of Al-Si-Mg-(Cu) alloys, (a) 1.0Cu-0.1Ti, $\Delta\epsilon_f = \pm 0.25\%$ at 100 °C and (b) at 250 °C.

그림 12는 1.0Cu-0.1Ti 조성 합금에 대하여 실험 온도에 따른 저주기 피로 시편의 파단면을 SEM을 이용하여 관찰한 것으로, 100 °C 실험 온도에서는 그림 12(a)에서 보는 바와 같이 벽개파괴의 양상이 나타나고 공정상의 균열이 많이 관찰되며 facet 사이에서 관찰되는 dimple은 석출물의 성장이 발생하지 않아서 매우 미세한 크기를 보여주고 있다. 반면에 250 °C에서는 그림 12(b)에 나타난 바와 같이 온도 상승에 따른 신율 증가로 연성파괴 양상이 증가하고 공정상의 균열 정도가 감소하며, 또한 석출물의 성장으로 dimple의 평균크기가 증가하는 경향을 나타냄을 알 수 있다. 이는 앞의 그림 8(a)의 실험온도에 따른 저주기 피로 수명 및 그림 10, 11의 반복 연화 특성과 일치하는 결과로, 100 °C에서는 석출상의 성장이 억제되어 강도가 유지되지만 250 °C에서는 석출상의 성장에 따른 강도 저하 및 신율 증가로 저주기 피로 수명이 증가하는 경향을 나타낸다고 볼 수 있다.

3.2.4 Dynamic mechanical analysis 결과

그림 13은 dynamic mechanical analysis를 이용하여 합금 조성에 따른 동탄성 특성을 평가한 결과인데, 온도 변화에 따른 동탄성 결과로부터 기지의 특성 변화를 분석하였다. 일반적으로 재료의 연화 온도를 평가하는 표준 방법은 DTUL (deflection temperature under load)이지만 [25], dynamic

mechanical analysis는 단순히 재료의 연화온도 이외에 DTUL 방법으로는 알 수 없는 미세조직의 동적인 변화를 파악할 수 있다는 장점이 있다 [26]. Dynamic mechanical analysis 결과로부터 storage modulus, loss modulus 그리고 tangent δ 값들을 구할 수 있는데, tangent δ 는 loss modulus와 storage modulus의 비로 재료의 미세조직과 석출상들의 변화에 따른 damping 능력을 나타내며 기지의 조직 변화에 따라 peak 값의 변화를 나타내게 된다 [26]. Cu가 첨가되지 않은 합금의 경우 그림 13(a)에서 보는 바와 같이 tangent δ 의 값이 170 °C 근처에서 급격히 변화함을 알 수 있는데, 이는 기지의 강도에 영향을 미치는 Mg_2Si 상들의 성장이 일어나는 온도임을 알 수 있다. 이와 같은 결과는 Mg 첨가에 따른 알루미늄 합금의 시효를 일반적으로 160 ~ 180 °C에서 실시하는 것과 일치하는 결과임을 알 수 있다. 반면에 Cu가 1.0 wt% 첨가된 합금의 경우 그림 13(b)와 같이 tangent δ 의 값이 250 °C 근처에서 변화함을 나타내고 있다. 이는 Al_2Cu 석출상의 성장 온도로써 Mg_2Si 보다 고온에서 안정적이며 따라서 Cu 첨가에 따라 고온 강도 증가 및 반복연화 감소 경향을 나타내는 것과 일치하는 결과임을 알 수 있다. 따라서 Cu 함량의 증가는 고온 강도의 향상과 더불어 특히 고온 저주기 피로에 대한 저항성을 증대시켜, 고온 및 고압에서 장시간 운행을 겪는 엔진부품의 내구성 향상에 큰 기여를 할 수 있을 것으로

Fig. 13. Dynamic mechanical analysis results of Al-Si-Mg-(Cu) alloys, (a) 0.0Cu-0.0Mn and (b) 1.0Cu-0.1Ti.

판단되며, Cu 첨가에 따른 합금의 강도, 신율 및 주조성 등을 전체적으로 고려하여 최적 Cu 함량을 도출할 수 있는 연구가 지속적으로 요구됨을 알 수 있었다.

이상의 결과로부터 중력 주조 공법으로 제조되는 자동차용 알루미늄 엔진 부품에 대하여 강도 및 저주기 피로 특성을 동시에 만족할 수 있는 최적 합금 성분 함량을 설정하고 강도 및 신율을 확보할 수 있는 최적 열처리를 실시할 경우, 자동차 엔진 부품의 요구 물성치를 만족하고 내구성을 향상시킬 수 있음을 확인하였다.

4. 결 론

1. Al-Si-Mg-(Cu) 주조용 합금에 대하여 Sr에 의한 개량화 처리시 더 미세한 조직을 나타냄을 알 수 있었으며 Cu 및 Ti 함량이 증가함에 따라 고온 경도 및 강도는 증가함을 알 수 있었다.

2. 고온 저주기 피로 특성 평가 결과, Cu 함량이 증가함에

따라 강도 증가에 따른 신율 감소 효과로 인하여 Coffin-Manson 관계에서는 피로 수명이 감소하는 결과를 보였지만 반복연화 현상은 감소하는 결과를 나타내었다.

3. 주어진 합금조성에 대하여 실험 온도가 증가함에 따라 신율 증가로 인하여 Coffin-Manson 관계에서는 피로 수명이 증가하는 결과를 보였으나 hysteresis loop 에너지로 피로수명을 나타낼 경우, 정확한 평가가 가능하며 실험온도에 무관하게 한 직선상에 normalize되는 경향을 나타내었다.

4. 최대 인장변형에서 유지시간이 가해진 경우 연속 저주기 피로보다 수명이 증가하며 유지시간이 증가함에 따라 피로수명은 더 증가하는 경향을 나타내었는데, 이는 고온에서 장시간 노출에 따른 석출상들의 성장에 의한 신율 증가에 기인하며 반복연화 현상도 유지시간이 주어짐에 따라 가속됨을 확인하였다.

5. Dynamic mechanical analysis 분석 결과, Mg₂Si 석출상의 성장은 170 °C에서 발생하였지만 Al₂Cu 석출상은 250 °C 근처에서 발생하여 Cu 첨가가 고온 강도 유지 및 반복연화 현상 저감에 효과적임을 알 수 있었다.

감사의 글

본 연구는 교육부 이공분야기초연구사업(NRF-2014R1A1A2056201)의 연구비 지원으로 수행되었으며 이에 감사 드립니다.

REFERENCES

1. P. K. Rohatgi, D. Nath, S. S. Singh and B. N. Keshavaram, *J. Mater. Sci.* **29**, 5975 (1994).
2. J. U. Ejiofor and R. G. Reddy, *JOM* **49**, 31(1997).
3. M. Sato, M. Saito, K. Yasunaga, K. Kiyama and T. Idegomi, *J. Jpn. Inst. Light Met.* **50**, 121 (2000).
4. C. Y. Jeong and S. Ha, *Int. J. Cast Met. Res.* **21**, 235 (2008).
5. C. Y. Jeong, C. S. Kang, J. I. Cho, I. H. Oh and Y. C. Kim, *Int. J. Cast Met. Res.* **21**, 193 (2008).
6. F. Langmayr and F. Zieher, *VDI-Ber.* **1813**, 227 (2004).
7. J. Hadler, S. Flor and C. Heikel, *VDI-Ber.* **1830**, 285 (2005).
8. K. S. Kim, S. Y. Sung, B. S. Han, C. Y. Jung and K. A. Lee, *Met. Mater. Int.* **20**, 243 (2014).
9. S. H. Kim, K. S. Kim, K. S. Cho, K. J. Euh, Y. M. Rhyim and K. A. Lee, *Korean. J. Met. Mater.* **53**, 96 (2015.)
10. K. M. Lee, S. W. Choi, Y. C. Kim, Y. M. Kim, C. S. Kang, Y. M. Kim and S. K. Hong, *Korean. J. Met. Mater.* **52**, 923 (2014).

11. N. Morisada, K. Yamaguchi and K. Kobayashi, *Mater. Sci. Eng.* **40**, 89 (1979).
12. K. B. Rao, M. Baisan, R. Sandhya, S. K. Ray, S. L. Mannan and P. Rodriguez, *Int. J. Fatigue* **7**, 141 (1985).
13. J. M. Boileau, J. W. Zindel and J. E. Allison, *SAE* **970019**, 61 (1997).
14. K. Mizuno, E. Fan, S. Furutani, S. Yokota and T. Fukusako, *J. Jpn. Inst. Light Met.* **43**, 618 (1993).
15. Q. G. Wang, D. Apelian and D. A. Lados, *J. Light Met.* **1**, 85 (2001).
16. S. J. Barnes and K. Lades, *SAE Technical Paper Series* **2002-01-0493** (2002).
17. Mielke, Steffens, Beer and Henning, *SAE Technical Paper Series* **980687** (1998).
18. C. Y. Jeong, *Mater. Trans.* **54**, 588 (2013).
19. C. Y. Jeong, *Mater. Trans.* **53**, 234 (2012).
20. C. Y. Jeong, S. C. Lee and S. W. Nam, *J. Kor. Inst. Met. Mater.* **33**, 1170 (1995).
21. S. C. Lee and S. W. Nam, *J. Kor. Inst. Met.* **28**, 818 (1990).
22. C. Y. Jeong and S. W. Nam, *Scripta Mater.* **40**, 623 (1999).
23. S. W. Nam, Y. C. Yoon, B. G. Choi, J. M. Lee and J. W. Hong, *Metall. Mater. Trans.* **27A**, 1273 (1996).
24. C. Y. Jeong, J. C. Bae, C. S. Kang, J. I. Cho and H. T. Son, *Mater. Sci. Eng. A* **460-461**, 195 (2007).
25. Annual Book of ASTM Standards, Designation: ASTM D 648, 03.01 (2002).
26. I. M. Ward and J. Sweeney, *An Introduction to the Mechanical Properties of Solid Polymers*, 2nd ed., pp. 70-88, John Wiley & Sons, (2004).