

技術講座

Semi-Solid Process 법으로 제조된 Al-Si-Mg 주조재의 피로특성

김석원[†] · 이의종 · 한상원

Fatigue Characteristics of Al-Si-Mg Cast Alloys by Semi-Solid Process

Sug-Won Kim[†], Ui-Jong Lee and Sang-Won Han

1. 서론

지구환경 문제의 중요성이 인식되면서 항공 및 수송기 부품의 경량화에 중요성이 높아지고 있다. 이에 따라서 비강도가 크고, 특히 경제성이 뛰어난 알루미늄 합금 주조재의 자동차, 항공기의 기기 부품 등에 사용이 급속도로 증가되고 있다. 그러나 지금까지 Al 주조 합금은 강도가 요구되는 부품에 이용되는 것이 극히 제한되었고 특히 우수한 피로특성이 요구되는 부분에서는 거의 사용되고 있지 않다. 하지만 최근 재료와 주조기술의 발달로 인해 점차 알루미늄 합금 주조재의 이용이 증가되고 있으며, 피로균열의 발생 및 전파에 대한 연구가 많이 진행되면서 고강도 및 우수한 피로 특성이 요구되는 부분에 알루미늄 주조 합금의 이용이 증가되고 있다.

일반적으로 주조합금은 특유의 응고조직을 가지고 있기 때문에 피로특성은 재료의 미세조직으로부터 가장 큰 영향을 받는다. 보통 알루미늄 합금 주조재로 널리 이용되고 있는 Al-Si-Mg 합금의 경우 응고조직 인자로는 α-Al, 공정 Si 입자, 기공 및 개재물 등을 포함하고 있으며, 이들의 크기, 형상에 따라 기계적 특성에 큰 영향을 미친다. 그러므로 응고조직의 제어가 피로 특성 뿐만 아니라 기계적 특성을 향상시키는데 중요하다. 이러한 이유 때문에 조직을 제어하기 위한 다양한 주조법이 소개되고 있다. 본 자료에서 사용된 Al-Si-Mg 합금은 semi-solid process법으로 조직을 제어하였다. Semi-solid process 중에서도 액상의 알루미늄 합

금을 전자기력으로 교반한 후 성형한 rheocast와 제조된 합금을 다시 재가열하여 반응고 상태에서 가압주조한 thixocast 합금을 사용하였다. 제조된 합금으로부터 시험편을 가공하여 합금의 응고조직, 특히 공정 Si의 크기 및 형상이 피로특성에 미치는 영향을 조사하였다.

2. Semi-Solid Cast 합금의 피로균열 성장특성

그림 1은 피로균열 성장거동을 개략적으로 나타낸 것이다. 1950년대 중반에 파괴인성평가를 위해 Irwin에 의해 체계화된 선형탄성파괴역학은 1960년대 초기에 들어와 Paris에 의해 피로균열전파에 적용되었다. 피로균열성장곡선은 log-log 그래프로 표현되며 종축이 피로균열성장속도(da/dN), 횡축이 응력확대계수범위 ΔK(MPa√m)이다. 일반적으로 곡선은 크게 세 부분으로 구분되는데 A영역이 threshold부분으로 미세조직의 영향을 많이 받으며 B영역은 paris zone으로 불리는 안정적 균열성장 영역으로 미세조직의 영향이 적으며 C영역은 불안정 파괴영역으로 미세조직에 현저하게 영향을 받는다고 알려져 있다[1,2]. ΔK는 식 (1)에 나타낸 것처럼 균열의 길이 (a)와 CT시험편에 가해진 응력 (σ)의 함수이다.

ΔK = A f(a,σ) (1)

여기서 A는 시험편의 규격에 따라 변하는 상수이다. 그림 2에 본 자료에서 사용된 합금의 응고조직을 나

전북대학교 신소재공학부, 공학연구원 공업기술연구소(Division of Advanced Materials Engineering, Chonbuk National University, The Research Center of Industrial Technology, Engineering Research Institute.)

[†]E-mail : ksw@moak.chonbuk.ac.kr

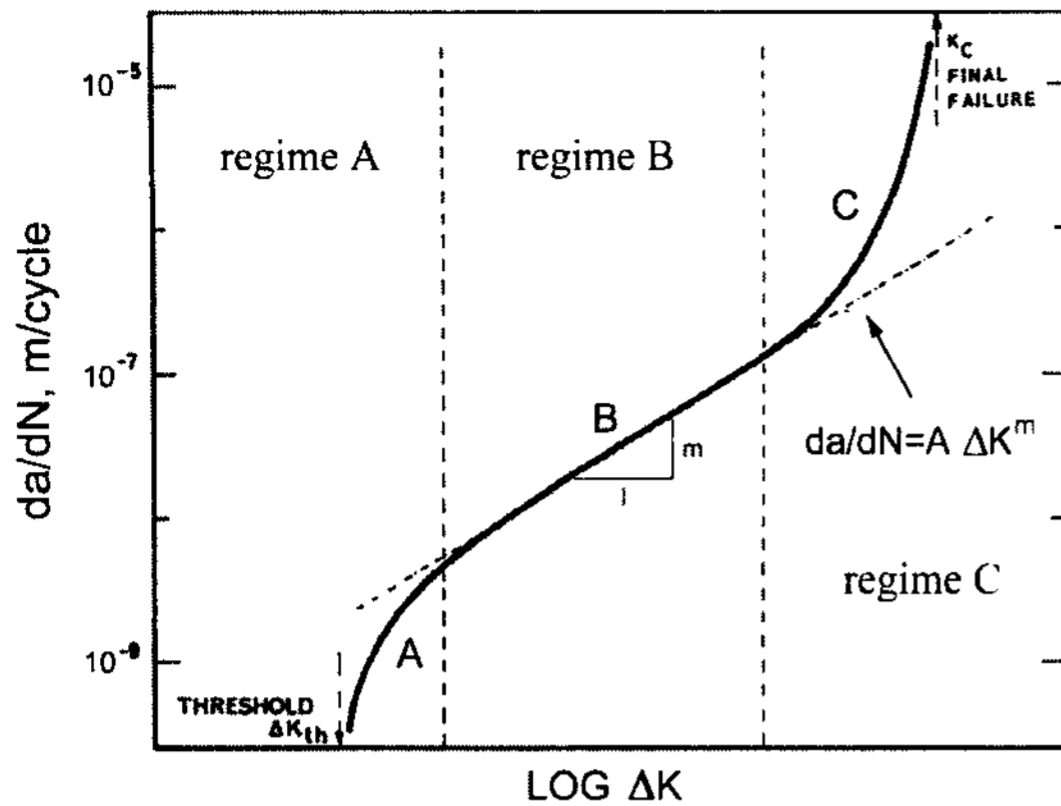


Fig. 1. Schematic illustration of the different regimes of stable fatigue crack propagation.

타내었다. 그림 2(a)는 중력금형주조합금의 조직이다. 그림 2(b), (c), (d)는 전자기교반법에 의해 반응고 상태 (semi-solid state)에서 각각 150 mm/min(S-150), 250 mm/min (S-250), 500mm/min(S-500)의 인출속도로 제조된 잉곳트의 조직이다. 우측의 상단에 공정Si입자의 SEM사진을 나타내었다. 중력금형주조합금은 semi-solid cast 합금에 비해서 조대한 수지상의 형상을 가지고 있으며 공정 Si 입자도 조대한 침상의 형태를 가지고 있다. 한편 응고 중에 전자기 교반이 가해지는 semi-solid cast합금은 상대적으로 구상의 α -Al과 미세한 공

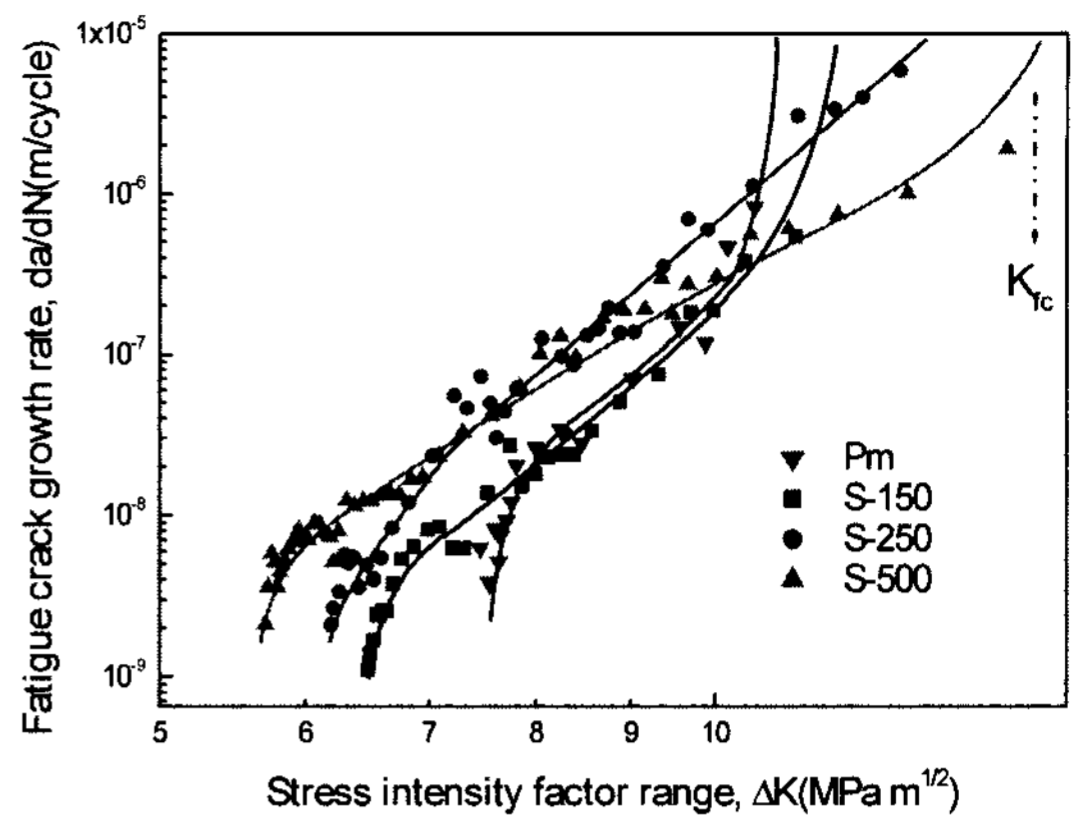


Fig. 3. Fatigue crack growth rate for four samples; Pm(permanent mold cast), S-150(semi-solid die cast; 150 mm/min), S-250(semi-solid die cast; 250 mm/min) and S-500(semi-solid die cast; 500 mm/min).

정 Si 입자를 가지고 있다.

그림 3은 그림 2의 합금을 이용한 피로균열성장실험의 결과이다. 가장 조대한 수지상정조직을 갖는 금형주조합금의 피로균열 성장속도가 다른 semi-solid cast 합금에 비해서 ΔK 가 증가함에 따라 빠르게 증가하고 있음을 보여주고 있으며, 결국 가장 낮은 ΔK 영역에서 파단이 발생하고 있음을 보여주고 있다. Semi-solid cast 합금 사이의 비교에서도, 조대한 결정립과 침상의 Si상을 갖는 S-150 합금은 구상의 공정Si 입자를 갖는

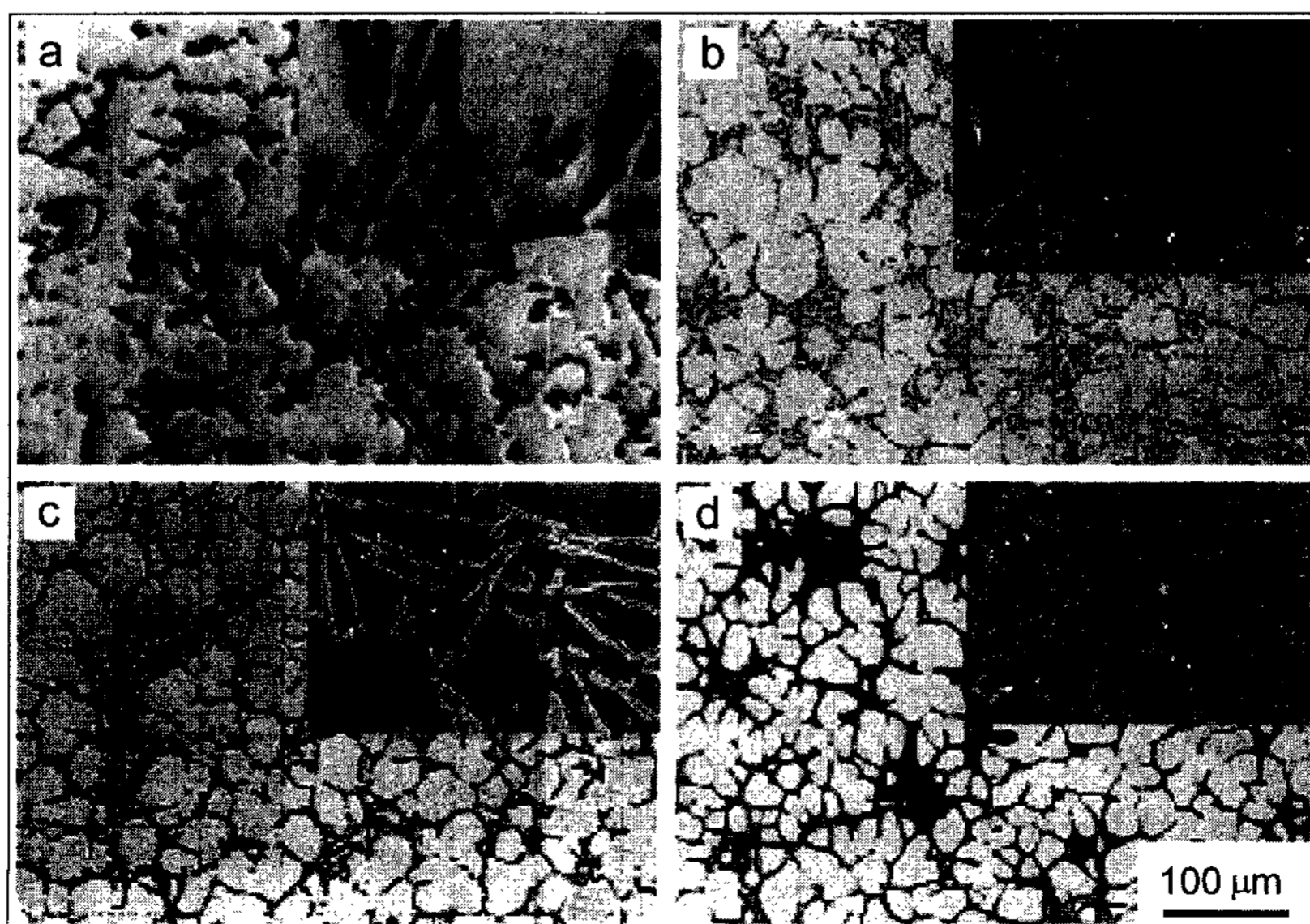


Fig. 2. Typical optical microstructures of (a) Pm(permanent mold cast), (b) S-150(semi-solid die cast; 150 mm/min), (c) S-250(semi-solid die cast; 250 mm/min) and (d) S-500(semi-solid die cast; 500 mm/min).

S-250과 S-500합금에 비해 낮은 ΔK 영역에서는 성장속도가 감소하나 ΔK 가 증가할수록 전파속도는 증가하여 기울기 m 은 증가하고 있으며, 11 MPa \sqrt{m} 의 낮은 ΔK 에서 최종파단이 발생한다. 반면, S-250과 S-500합금은 낮은 ΔK 에서부터 높은 ΔK 의 넓은 영역에 걸쳐서 균열은 안정적으로 성장하며 S-150합금에 비해 보다 높은 ΔK 에서 파단이 발생한다. 특히 결정립과 공정 Si입자가 미세한 S-500합금에서 위와 같은 안정적 균열성장특성은 향상되었다. 파단이 발생한 응력확대계수 K_{fc} 를 파괴인성을 나타내는 K_{IC} 로 인정한다면[3,4], 본 연구에서는 본 시험편에 대한 파괴인성측정실험은 행하지 않았으나 결정립과 공정 Si입자가 미세한 합금인 S-500합금에서 K_{fc} 이 가장 높은 것으로 보아 파괴인성도 가장 크다고 생각된다. 특히, 그림 3에서와 같이 조대한 결정립과 침상의 공정Si입자를 갖는 S-150합금이 낮은 ΔK 영역에서 오히려 균열성장속도가 낮음을 알 수 있다. 이 원인은 다음과 같이 생각해 볼 수 있다. S-150과 S-250합금은 조대한 응고조직 때문에 초기 ΔK 영역에서 균열단합 현상이 높게 발생하여 균열침단에로의 응력전달이 감소되기 때문이다[5]. 1970년대 초반에 Elber등은 피로균열성장속도는 단순히 ΔK 에 의해 결정되지 않고, 피로균열파면의 접촉에 의해 균열단합이 발생하므로 실제로 균열침단에 전달되는 ΔK_{eff} 의 크기를 고려해야 한다고 제안했다[6,7]. 균열경로의 편향이 존재할 때 균열침단에 전달되는 응력은 감소하게 된다. 즉, (2)식에 나타낸 것처럼[8]

$$K_{eff} = K_{max} - K_{cl} \quad (2)$$

여기서 K_{cl} 은 균열단합응력확대계수, K_{eff} 은 유효응력확대계수이다. 다시 말하자면, 균열침단의 실질적인 응력확대계수 K_{eff} 는 K_{cl} 의 크기에 크게 의존하게 된다. 따라서 결정립이 큰 S-150합금의 피로균열성장속도가 낮은 ΔK 에서 오히려 낮게 나타난다고 생각된다.

그림 4는 S-150, S-250 및 S-500의 3종류의 합금에 대하여 균열단합수준(K_{cl})을 나타내고 있다. 종축은 최대응력확대계수 K_{max} 에 대한 균열단합 응력확대계수 K_{cl} 의 비율을 의미한다. 모든 합금에 있어서 ΔK 가 증가할수록 K_{cl} 은 감소하고 있다. 이는 높은 ΔK 가 될수록 피로균열성장에 미치는 응고미세조직의 영향이 감소함을 나타낸다. 그러나 그 정도는 세 종류의 합금에서 다르게 나타내고 있다. 응고조직이 조대 할수록 즉,

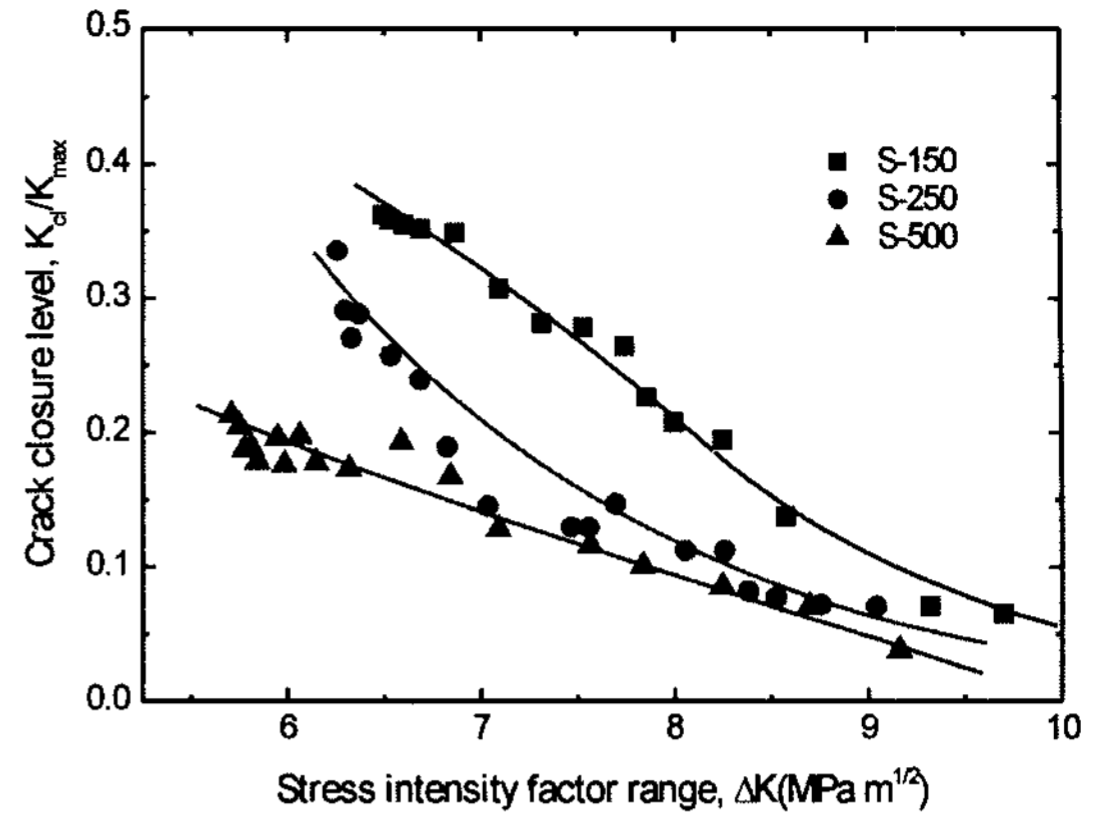


Fig. 4. Relationship between the K_{cl}/K_{max} and ΔK in three samples; S-150(semi-solid die cast; 150 mm/min), S-250(semi-solid die cast; 250 mm/min) and S-500(semi-solid die cast; 500 mm/min).

인발속도가 감소할수록 낮은 ΔK 영역에서 균열단합수준이 높음을 나타낸다. CT시험편 notch부근의 낮은 ΔK 영역에서는 피로균열성장경로의 편향은 결정립의 크기 및 방위와 깊은 관계가 있는 것으로 알려져 있다. 즉, 결정립이 조대한 합금에서는 notch로부터 먼 거리까지 결정립 단위로 피로균열편향이 발생하여 균열단합수준이 현저하게 높게 나타난 것으로 생각된다. 또한 수 μm 에 불과 하는 균열침단개구변위(CTOD)보다 침상의 Si입자가 더 크므로 균열단합의 요인이 될 것이다.

3. Thixocast 합금의 피로균열 성장특성

그림 5는 rheocast(S-250)과 thixocast(T-250)의 미세조직 사진을 나타내었다. T-250은 S-250 합금을 585°C로 재가열 한 다음 50 MPa의 압력으로 가압하여 제조하였다. S-250과 T-250의 초정 α -Al의 크기는 거의 비슷하지만, 공정 Si 입자의 크기는 T-250의 것이 S-250의 것보다 크게 미세하다. 또한 thixocasting 하는 동안에 공정 Si 입자의 크기와 구상화비는 감소되었지만, grain의 형상은 구상화 되었고 결정립의 크기는 증가되었다.

그림 6은 S-250합금과 T-250합금의 균열성장속도 및 균열단합수준을 나타내고 있다. 낮은 ΔK 영역에서는 S-250합금의 균열성장속도는 낮으나 응력확대계수가 증가할수록 침상의 Si입자는 쉽게 파단 되면서 성장속도는 증가하였다. 반면 T-250은 균열 성장속도의

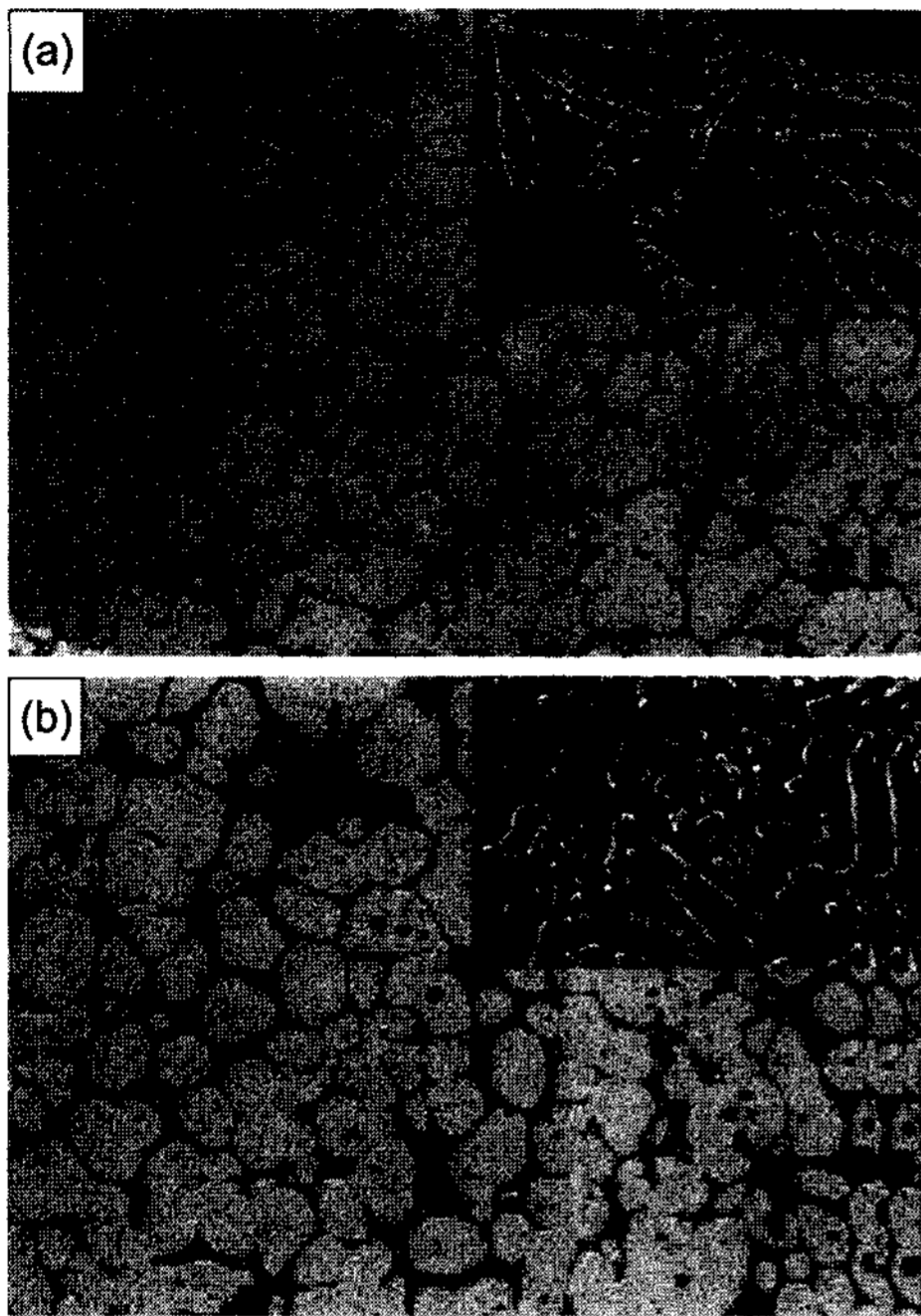


Fig. 5. Optical microstructure of (a) S-250(Semi-solid die cast; 250 mm/min), (b) T-250(Thixo cast; 250 mm/min).

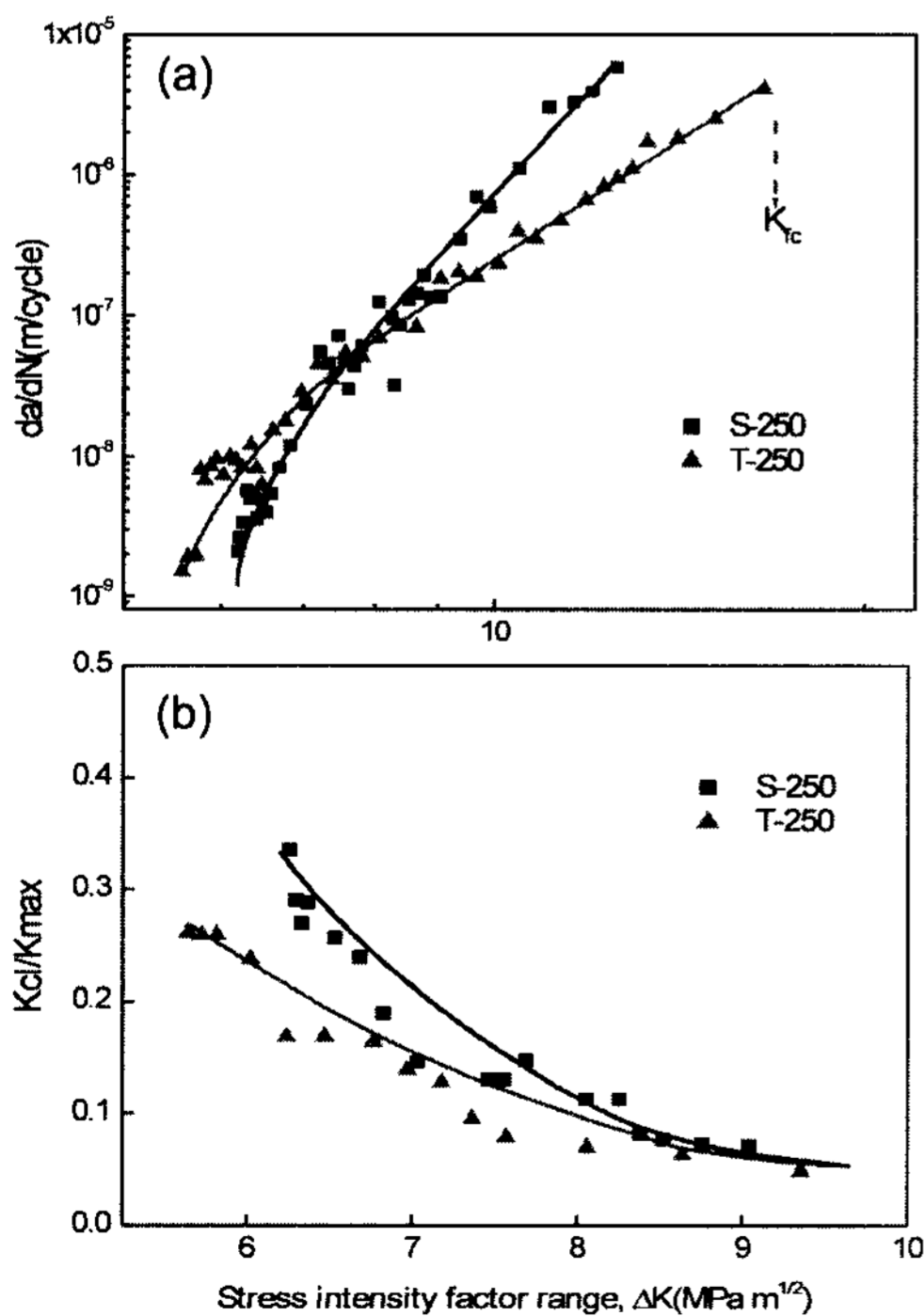


Fig. 6. Relationship between $da/dN-\Delta K$ and $K_{cl}/K_{max}-\Delta K$ for S-250(Semi-solid die cast; 250 mm/min), T-250(Thixo cast; 250 mm/min).

기울기 m 이 낮고 넓은 응력확대계수범위에 걸쳐서 균열이 안정적으로 성장하였다. 또한, 앞에서 설명한 것처럼 파단응력확대계수 K_{fc} 가 향상되어 파괴인성 K_{IC} 이 증가할 것으로 생각된다. 이는 고인성의 재료를 얻기 위해서는 thixocasting이 요구됨을 의미한다. T-250 합금에 비해 침상의 Si입자를 갖는 S-250 합금이 낮은 ΔK 영역에서 균열성장속도가 낮은 원인은 반복변형항복응력(σ'_y)과 관련이 있다. 피로균열첨단에는 소성역(plastic zone)이라고 하는 변형장이 존재하며, 침상의 Si입자를 갖는 합금과 미세한 구상의 공정Si입자를 갖는 합금에서 이 변형장내의 내부응력은 다르게 된다. 이를 확인하기 위해 항복강도 이상의 응력에서 변형률 제어 low cycle 피로시험을 실시하여 그 결과를 그림 7에 나타내었다. 종축은 cycle 수가 증가함에 따라 변화되는 응력진폭을 나타내며 횡축은 cycle 수 대신 축적변형률을 사용하였다. 두 합금에 있어서 소성완화현상은 관찰되지 않았고 cycle 수의 증가와 함께 응력진폭이 증가하는 가공경화현상(cyclic hardening)이 관찰되었다. 그러나 응력진폭의 차이는 현저하게 존재한다. 조대하고 침상의 공정 Si입자를 갖는 합금은 수 cycle의 반복변형 후 급격히 응력이 증가하여 높은 가공경화현상이 발생하고 있음이 확인되었다. 이는 침상의 Si입자에 보다 많은 양의 전위가 pile up 되기 때문으로 생각된다. 이와 같은 결과는 각각의 반복변형에 있어서의 항복응력 σ'_y 가 침상의 공정 Si입자를 갖는 합금에서 증가함을 나타낸다. 즉, 침상의 공정 Si입자는 피로균열첨단의 소성역내에서 높은 가공경화(또는 σ'_y)를 유발한다. 식 (3)은 σ'_y 와 피로균열성장 속도와의 관계를 나타낸다. σ'_y 의 증가는 피로균열성장속도를 감소시

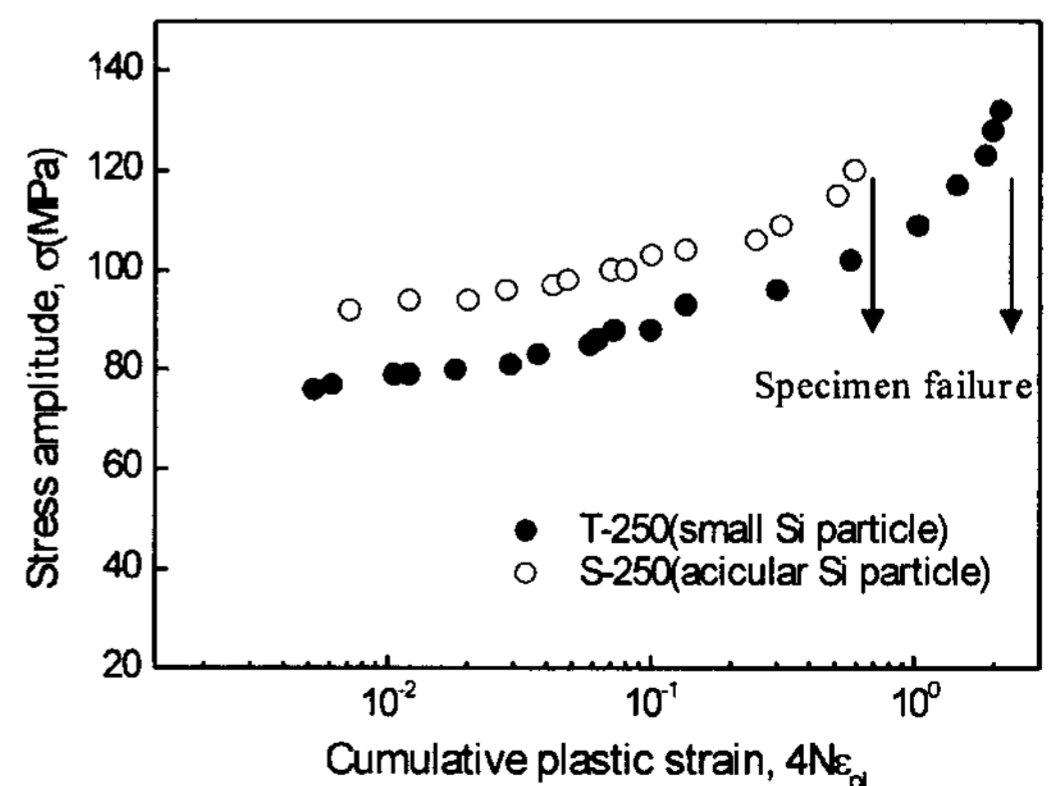


Fig. 7. Effect of eutectic Si particle shape on cycle hardening behavior.

킴을 알 수 있다[9].

$$da/dN \approx C(\Delta K)^2 / (\sigma'_y E') \quad (3)$$

그러나 침상의 공정Si입자가 균열전파속도를 감소시키는 효과는 낮은 ΔK 에서 유효하고 ΔK 가 증가할수록 그 효과는 점점 무시된다. 응력확대계수 ΔK 는 식 (1)에서 나타낸 것처럼 균열의 길이와 응력의 함수이므로 균열이 성장할수록 ΔK 는 증가하고 이때 조대하고 침상의 Si입자들은 cracking이나 계면분리가 용이하게 발생하여 균열의 성장속도를 오히려 촉진시키는 요인이 된다. 따라서 공정Si입자가 조대하고 침상일수록 균열성장속도 기울기 m 은 증가하고 파단응력확대계수 K_{fc} 도 감소한다. 그러나 미세하고 구상인 공정 Si 입자를 갖는 합금은 ΔK 가 증가되어도 그 손상이 적어 피로균열은 보다 낮은 속도로 높은 ΔK 영역까지 성장할 수 있다.

4. Rheocast 합금의 피로강도

일반적으로 피로강도 측정은 고사이클 피로시험을 통해서 얻어진다. 고 사이클 피로시험은 보통 봉상의 시험편을 이용하여 회전굽힘이나 일축 인장압축 응력상태에서 피로강도 또는 피로한을 조사하기 위해 행해진다. 사용되는 응력진폭은 항복응력보다 훨씬 높은 응력에서부터 피로균열이 성장할 수 없을 정도의 낮은 응력까지 폭 넓게 사용된다. 그 결과 응력(S)-사이클 수(N) 곡선으로 얻어지며, 10^7 사이클 수까지 시험편이 파단 되지 않을 경우 이를 피로강도 또는 피로한으로 인정한다. 알루미늄 합금의 경우 피로한은 최대인장강도의 20-35% 정도에서 나타난다.

피로강도는 비커스 경도 H_v 계재물이나 기공 같은 결함의 최대크기의 평방근 및 응력비를 변수로 갖는 실험식으로 나타낼 수 있으며, 시험편에 존재하는 결함의 위치에 따라 수식은 변환된다.[10,11]

[결함이 자유표면에 존재하는 경우]

$$\sigma_w = 1.43(H_v + 120) / (\sqrt{area})^{1/6} \times [(1-R)/2]^\alpha \quad (4)$$

[결함이 자유표면과 접하면서 내부에 존재하는 경우]

$$\sigma_w = 1.41(H_v + 120) / (\sqrt{area})^{1/6} \times [(1-R)/2]^\alpha \quad (5)$$

[결함이 내부에 존재하는 경우]

$$\sigma_w = 1.56(H_v + 120) / (\sqrt{area})^{1/6} \times [(1-R)/2]^\alpha \quad (6)$$

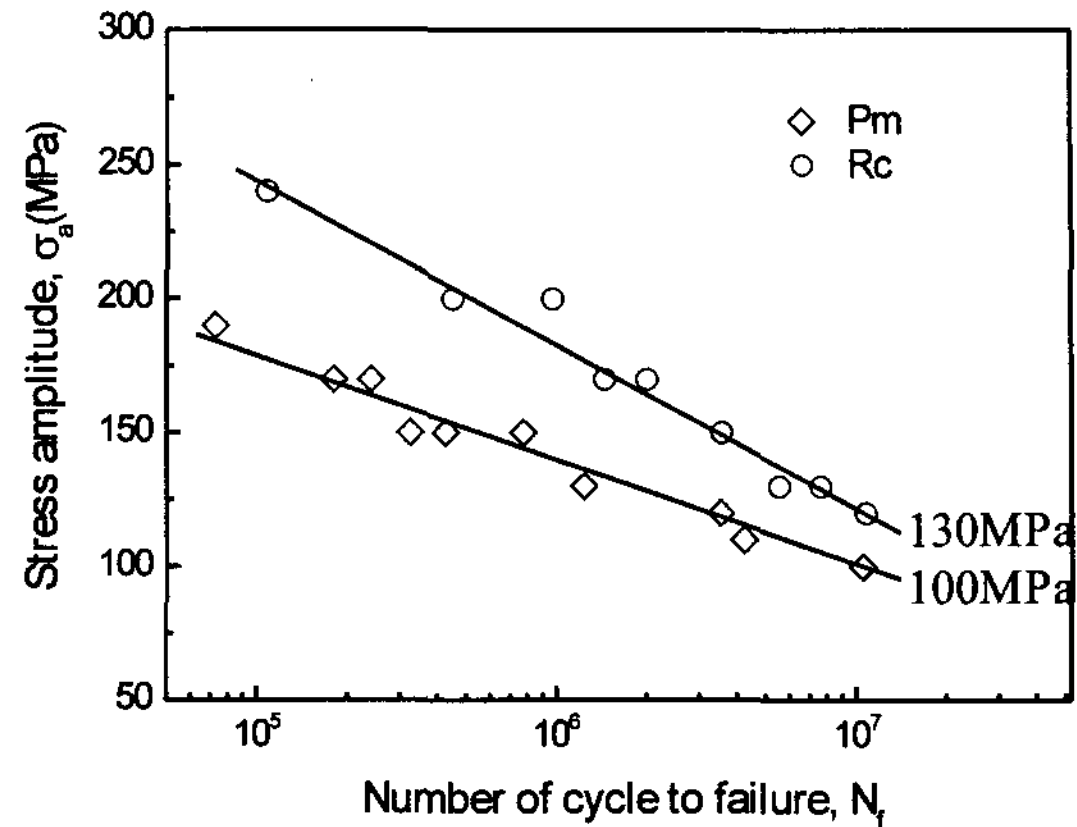


Fig. 8. Fatigue S-N curves for permanent mold cast(Pm) and semi-solid die cast(Rc) specimens.

여기서 σ_w 는 피로강도, H_v 는 비커스 경도, \sqrt{area} 는 가장 큰 계재물이나 결함의 면적 평방근, R은 응력비, α 는 $0.226 + H_v \times 10^{-4}$ 이다. 위의 식들은 연성이 높거나 주조상태의 합금에서 잘 일치하는 것으로 알려져 있다.

그림 8은 그림 2와 다른 방법으로 제조한 금형주조 합금과 rheocast 합금의 고사이클 피로시험 후 S-N 곡선을 나타낸 것이다. 금형주조합금(P_m)은 Al-Si-Mg 합금의 일반적인 조직인 수지상정형태와 기공을 포함하고 있는 반면, rheocast 합금(R_c)은 응력집중부인 기공이 현저하게 감소하며, 구상의 α -Al 및 미세한 공정 Si 입자를 가지고 있기 때문에 피로강도가 증가한다. 최대주조결함이 $200 \mu m$ 이상이면 균열발생인자로 강력히 작용한다. 금형 주조합금의 경우에는 기공이 결함인자로 크게 작용하여 피로강도에 큰 영향을 미친다. 하지만 rheocast 합금의 경우, 공정 Si 입자가 균열 발생인자로 작용하였다. 그러나 한 개의 공정 Si 입자 독립적으로 피로균열 발생인자로 작용했다고 보기는 어렵다. 왜냐하면, $3-5 \mu m$ 크기의 Si 입자를 식 (4)에 대입하여 계산하면 실험값보다 2배 정도 높은 피로강도가 구해진다. 그 다음으로 가장 큰 공정영역을 식 (4)에 대입하여 계산하면 실험값과 비교해서 다소 높지만 근사한 피로강도를 얻을 수 있다. 따라서, 피로균열은 거대한 공정영역의 내부나 그 주위의 공정 Si 입자에서 우선적으로 발생하여 성장하는 것으로 생각된다.

그림 9는 저사이클(low cycle) 피로시험을 통해 금형주조합금과 rheocast 합금에서 초기균열발생시까지의 사이클 수(N)를 나타낸 것이다. 임의로 초기균열길이

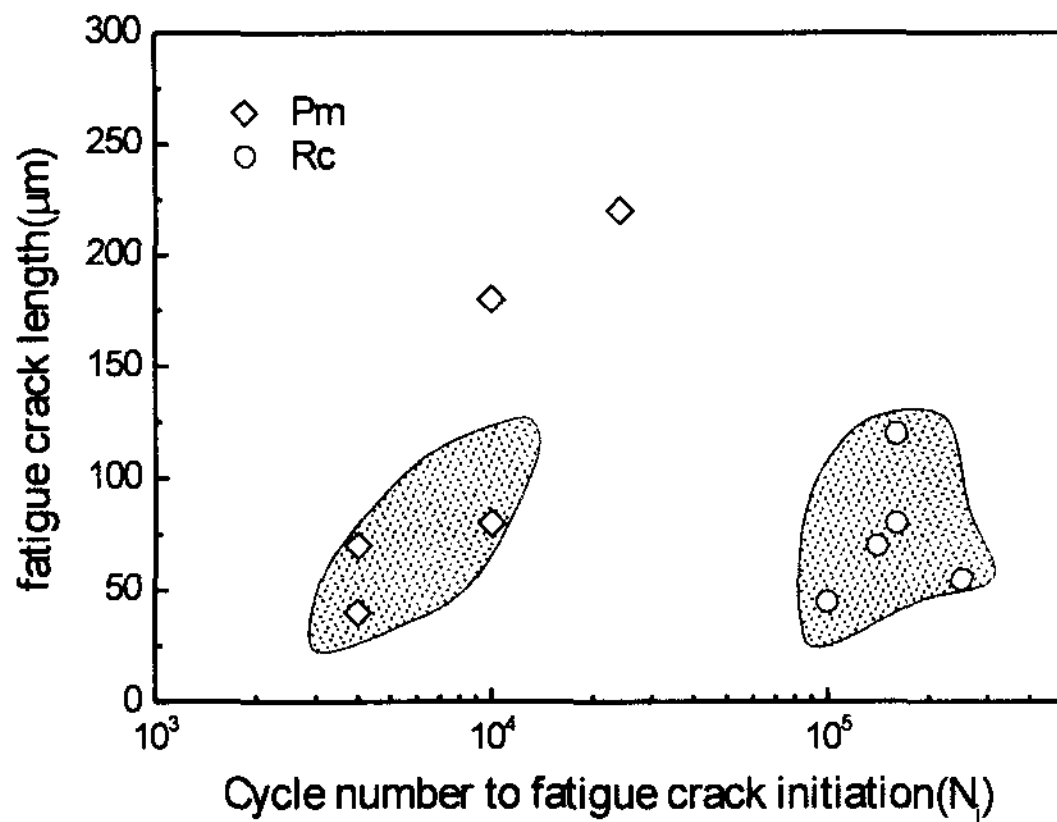


Fig. 9. Comparison of cycle number to fatigue crack initiation between Pm(permanent mold cast) and Rc(semi-solid die cast).

의 정의를 약 $100 \mu\text{m}$ 까지의 균열로 정했을 때 rheocast 합금의 사이클 수는 $2\sim 4 \times 10^5$ 이고 금형주조 합금의 경우에는 $2\sim 5 \times 10^4$ 로 나타났다. 이를 볼 때 rheocast 합금의 초기균열이 발생시까지의 사이클 수는 금형주조재 보다 약 10배 정도 크다. 이 결과 rheocast 재가 초기피로 균열발생시까지의 피로수명이 큰 것을 알 수 있다.

5. 결 론

주물용 알루미늄 합금으로서 Al-Si-Mg계 합금이 많이 사용되어 왔으나 조대한 dendrite조직 및 주조결함 등으로 인해 그 사용이 제한되었다. 하지만 주조기술의 발달로 인해서 주조용 알루미늄 합금도 고강도 알루미늄 합금인 2000계 및 7000계를 대신해 항공기 및 자동차 부품에 사용하고자 하는 연구가 활발히 진행되고 있다. 본 강좌에서는 반응고(semi-solid process) 법으로 제조된 Al-Si-Mg 합금을 사용하였다. 구상의 α -

Al 및 미세한 공정Si입자를 가진 재료를 제조할 수 있었다. 침상의 공정Si입자는 낮은 ΔK 에서는 균열성장속도를 감소시키나 ΔK 가 증가할 수록 파괴형태(fracture mode)가 발생하여 균열의 성장속도를 증가시킨다. 반응고 다이캐스팅합금 일반 중력금형주조합금에 비해서 피로균열성장 거동이 안정적이며, 높은 ΔK 에서 최종파단에 이른다. 이와 같은 사실은 반응고 다이캐스팅 합금의 피로수명의 예측이 용이하고 파괴인성이 향상됨을 의미한다. 피로강도는 중력금형주조재에 비해 반응고 다이캐스팅합금에서 공정 Si입자의 미세화로 인해서 30% 정도 향상되었다.

참 고 문 헌

- [1] P. Paris and F. Erdogan: Trans. ASME J. Basic Eng., 85 (1963) 528.
- [2] T.C. Lindley, C.E. Richards and R.O. Ritchie: Metallurgia and Metal Forming 43 (1976) 268.
- [3] R.O. Ritchie and J.F. Knott: Acta. metallurgical 21 (1973) 639.
- [4] B.F. Brown: Stress-corrosion cracking in high strength steels and in titanium and aluminum alloy Ed. Brown, B.F., Naval Research Laboratory (1972) 1.
- [5] W.J. Drrury, M. Arun and S.D. Antolovich: Metallurgical and Materials transactions 26A(1995) 2651.
- [6] S.Suresh, D.M.Park and R.O.Ritchie: Proc. 1st Int. Symp. "On Fatigue Thresholds" Stockholm. UK (1982) 391-408.
- [7] A.T.Stewart: Engng. Fracture Mech., 13 (1980) 463-478.
- [8] R.A. Smith: Fatigue Crack Growth Printed in UK A. Wheaton Co Ltd., Exeter.
- [9] S. Kumai, S. Aoki, S.W. Han and A. Sato: Materials Transactions 40 (1999) 685.
- [10] M.Kobatashi, T.Matsui : Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.(A) 62 (1995) 14-21.
- [11] Y. Murakami, M.Kobatashi, T.Makino : Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng(A) 57(1991) 2305-2313.