

Fig. 1. Optical micrographs of the Al-7%Si-0.4%Mg cast alloys. (a) unmodified sand mold cast, (b) modified sand mold cast, (c) permanent mold cast, (d) semi-liquid die cast.

진폭과 사이클 수의 관계를 나타낸 것이다. 사용된 합금은 결정립 크기와 DAS는 거의 동일하지만, 조대한 침상의 공정Si입자를 갖는 합금과 작은 입상의 공정Si입자를 갖는 합금이다. 공정Si입자가 침상이 되면 사이클 수의 증가와 함께 높은 응력진폭을 나타낸다. 주기적인 소성변형 상태에서 aspect ratio가 큰 공정Si입자는 역 응력과 BSP(Bauschinger Stress Parameter)를 증가시키며[5-7], 점점Si입자의 내부응력은 증가하고 합금의 피로수명은 단축된다. 이는 침상의 공정Si입자는 입상의 공정Si입자보다 소성변형과 함께 발생한 슬립밴드의 활주를 더 많이 저해하여 높은 가공경화를 발생시키기 때문이다[8]. 그러나, DAS와 결정립의 미세화는 그림 1과 반대의 결과를 초래한다. 즉, DAS 및 결정립의 미세화와 함께 높은 가공경화가 유발되어 각 사이클에서 응력진폭은 증가하게 된다.

그림 3은 소성변형진폭( $\Delta\epsilon_p/2$ )  $1 \times 10^{-3}$ ,  $5 \times 10^{-4}$ ,  $1 \times 10^{-4}$  및  $1 \times 10^{-5}$ 과 파단 된 사이클 수( $2N_f$ )의 관계를 나타낸 것이다.  $\Delta\epsilon_p-N_f$ 의 관계에서는 식 (1)과 같은 Coffin-Manson식이 성립한다.

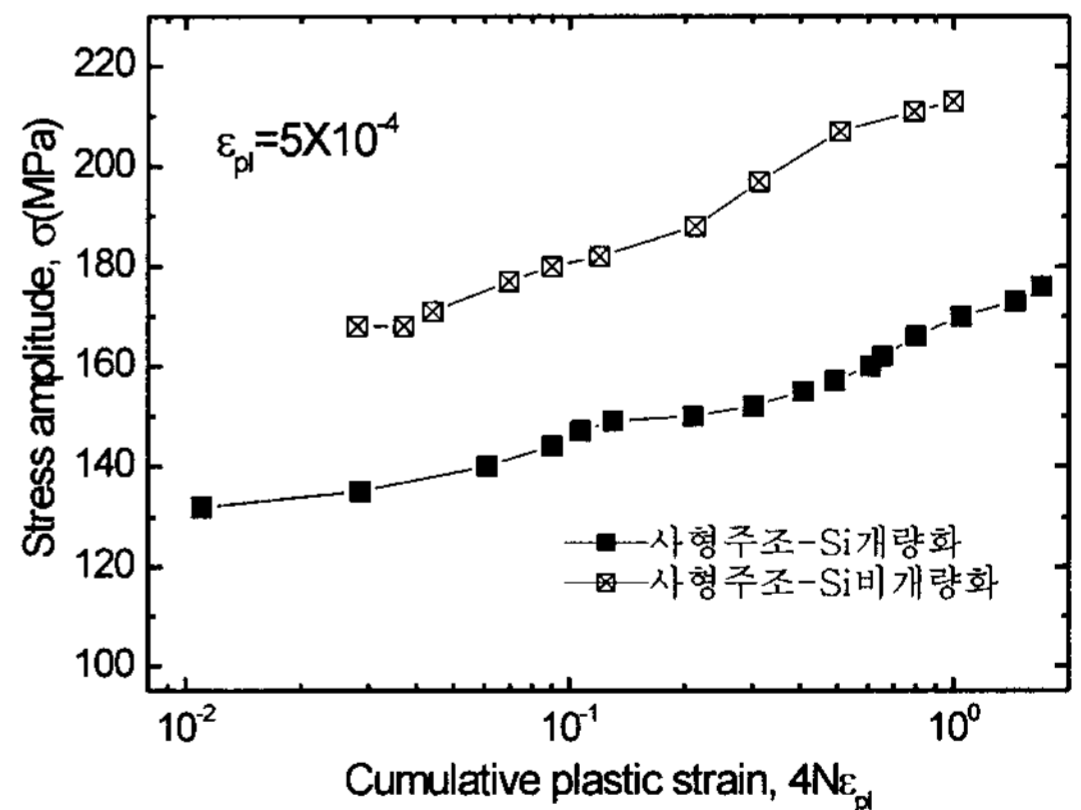


Fig. 2. Effects of the eutectic Si particle shape on cyclic hardening behavior.

$$\Delta\epsilon_p N_f^\alpha = C \tag{1}$$

대부분의 합금에서  $\alpha$ 는 0.5이다. 정적인장실험을 저 사이클 피로시험의 일부라고 생각하고,  $N_f=1/4$ ,  $\Delta\epsilon_p=2\epsilon_f$ ( $\epsilon_f$ : 일축 파단연성)으로 놓고  $\alpha=0.5$ 로 하면,

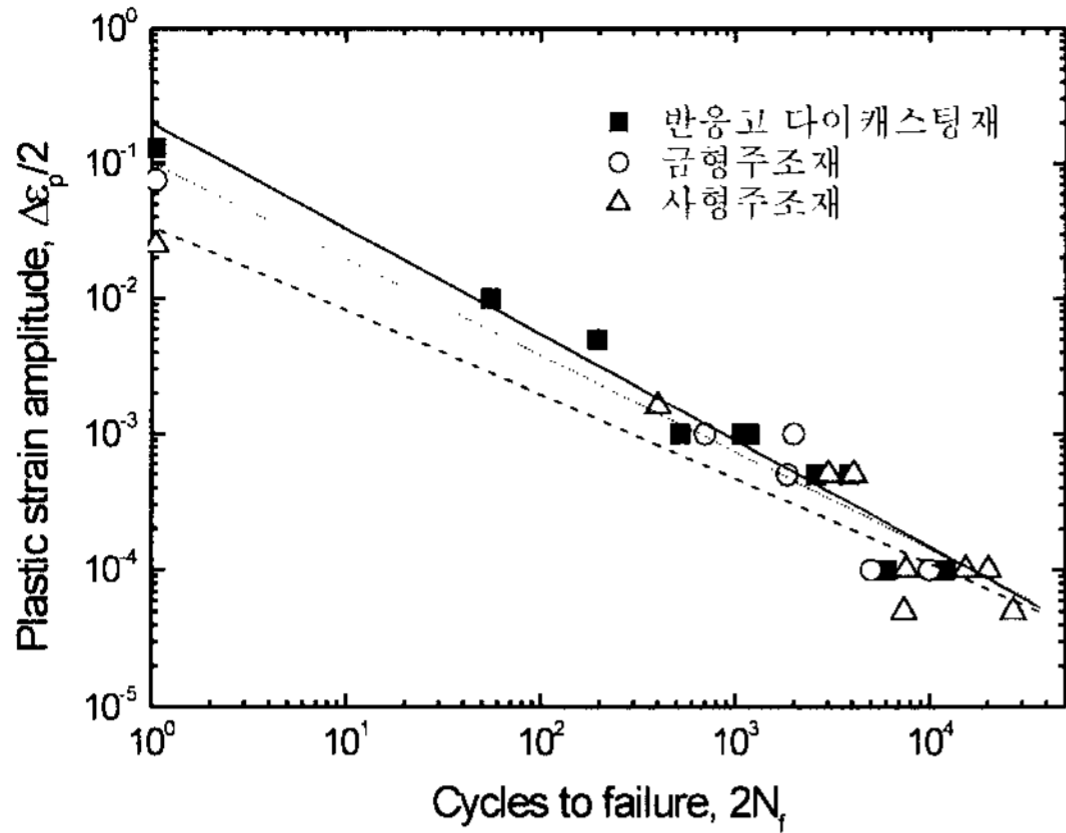


Fig. 3. Coffin-Manson curves in semi-solid die cast, permanent mold cast and sand mold cast.

$C = \epsilon_f$ 가 되어 식 (1)은 아래와 같은 식 (2)로 변환된다.

$$\Delta\epsilon_p N_f^{0.5} = \epsilon_f \tag{2}$$

$\epsilon_f$ 는 인장시험에서 얻어진 파단 연신률을 의미하며, 직선의 기울기로부터 저 사이클 피로수명을 예측 할 수 있다. 식 (2)는 정적인장시험을 이용하여 얻은 연신률로 저 사이클 피로 수명을 예측할 수 있다는 측면에서 매우 유용하다. 그러나 위와 같은 Coffin-Manson식은 연성이 낮은 주철이나 세라믹 등에는 잘 일치하지 않는다. 그리고 공정 Si와 같은 강화 입자가 기지 내에 존재하는 위치(입내 또는 입계)가 반복되는 변형률 진폭에서 파단에 미치는 효과를 고려하지 않은 것이 단점이다.

$$\Delta\epsilon_p/2 = \epsilon'_f (2N_f)^c \tag{2-1}$$

따라서 실제 반복변형률진폭 조건 하에서 사용되는 식 (2-1)의  $\epsilon'_f$ 와 식 (2)의  $\epsilon_f$ 는 미세조직의 특징에 따라 차이가 있을 것으로 생각되며, 상수 c 값도 달라진 것이다.

반응고 다이캐스팅재는 미세한 결정립으로 구성되어 있으며 특정 결정립계에 국부적인 소성이 발생하지 않고 기지 전반에 걸쳐 균일한 소성이 발생하여 연성이 증가된다. 그림 3에서 특이한 것은 일축 파단 연신률이 높은 반응고 다이캐스팅재의 저 사이클 피로수명은  $\Delta\epsilon_p/2$ 가 증가함에 따라 금형주조재 등에 비해 점점 저하한다는 것이다. 이는 기지 내에 존재하는 공정Si입자의 위치와 깊은 관련이 있는 것으로 사료된다. 즉, 수지상정 조직을 갖는 합금과 달리, 구상의 초정 알루미늄

합금과 미세한 결정립을 갖는 반응고 다이캐스팅 합금의 공정Si입자의 대부분은 입계에 존재하게 된다. 이러한 조직학적인 특징은 반복변형률진폭 조건으로 시험편이 거동할 때 슬립밴드가 결정립계를 통과하지 못하도록 조장함으로써 전위의 축적 거리를 결정립 크기 차원으로 제한하고 가공경화를 증폭시켜 낮은 사이클 수에서 파단이 발생하는 요인이 될 것으로 사료된다.

### 3. 고 사이클 피로(high cycle fatigue behavior)

고 사이클 피로시험은 일반적으로 봉상의 시험편을 이용하여 회전굽힘이나 일축 인장압축 응력상태에서 피로강도 또는 피로한을 조사하기 위해 행하여 진다.

그림 4는 응력제어시험에서 응력과 시간과의 관계를 나타낸 것이다. 응력범위  $\Delta\sigma$ , 응력진폭  $\sigma_a$ , 평균응력  $\sigma_m$ 을 나타내고 있으며 식으로 표현하면 아래의 (3)~(5)와 같이 설명된다.

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \tag{3}$$

$$\sigma_a = (\sigma_{max} - \sigma_{min})/2 \tag{4}$$

$$\sigma_m = (\sigma_{max} + \sigma_{min})/2 \tag{5}$$

사용되는 응력진폭은 항복응력보다 훨씬 높은 응력에서부터 피로균열이 성장할 수 없을 정도의 낮은 응력까지 폭 넓게 사용된다. 그 결과는 응력(S)-사이클 수(N)곡선으로 얻어지며,  $10^7$ 사이클 수까지 시험편이 파단되지 않을 경우 이를 피로강도 또는 피로한으로 인정한다. 알루미늄합금의 경우 피로한은 최대인장장도의 20~35%정도에서 나타난다. S-N곡선은 평균응력에 크게 의존하며 평균응력이 증가하면 피로수명은 감소한다. 평균응력은 식 (6)과 같이 응력비R로 표현할 수 있다.

$$R = \sigma_{min}/\sigma_{max} \tag{6}$$

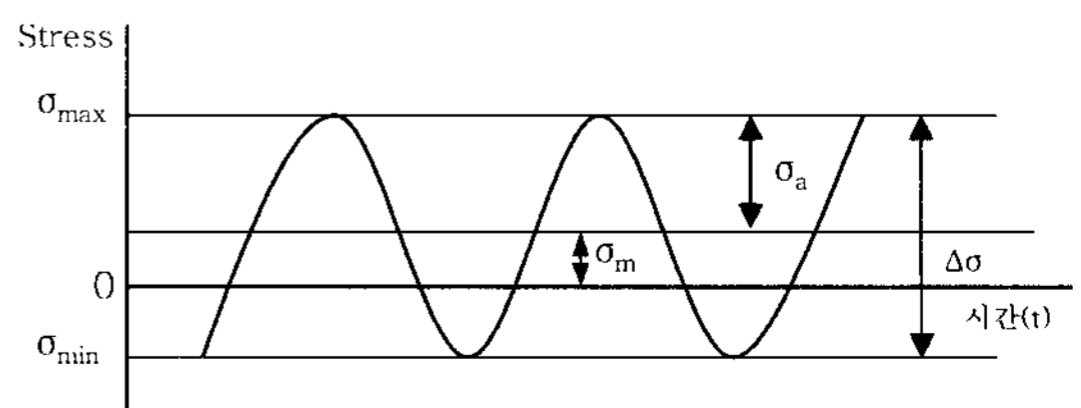


Fig. 4. Main stress parameters in stress control fatigue test.

피로강도는 비커스 경도  $H_v$ , 계재물이나 기공 같은 결함의 최대 크기의 평방근 및 응력비를 변수로 갖는 실험식으로 나타낼 수 있으며, 시험편에 존재하는 결함의 위치에 따라 수식은 변환된다[9,10].

[결함이 자유표면에 존재하는 경우]

$$\sigma_w = 1.43(H_v + 120)/(\sqrt{\text{area}})^{1/6} \times [(1-R)/2]^\alpha \quad (7)$$

[결함이 자유표면과 접하면서 내부에 존재하는 경우]

$$\sigma_w = 1.41(H_v + 120)/(\sqrt{\text{area}})^{1/6} \times [(1-R)/2]^\alpha \quad (8)$$

[결함이 내부에 존재하는 경우]

$$\sigma_w = 1.56(H_v + 120)/(\sqrt{\text{area}})^{1/6} \times [(1+R)/2]^\alpha \quad (9)$$

여기서  $\sigma_w$ 는 피로강도[MPa],  $H_v$ 는 비커스 경도[kgf/mm<sup>2</sup>],  $\sqrt{\text{area}}$ 는 가장 큰 계재물이나 결함, R은 응력비,  $\alpha$ 는  $0.226 + H_v \times 10^{-4}$ 이다. 위의 식들은 연성이 높거나 주조상태의 합금에서 잘 일치하는 것으로 알려져 있다.

주조기술의 향상과 HIP처리 같은 후처리의 발달로 수축공이나 기공의 영향은 갈수록 무시되는 추세이다. 게다가, 수십 마이크론에 불과하는 시험편 내부에 존재하는 계재물 등을 검출하는 것은 매우 어려운 문제이므로 식 (7)이 일반적으로 사용되고, 계재물의 최대 크기는 극치통계법에 의하여 구해진다[11,12]. 피로강도에 대한 위의 식들에서 알 수 있는 것처럼 피로강도는 경도의 증가와 함께 향상된다. 그러나 경도의 증가는 강도 및 연성을 저하시키므로 Al-Si-Mg합금을 구조재로 사용하기 위해서는 경도 및 강인성을 동시에 고려해야 한다. 이를 위한 방안으로 shot peening 법이 추천되고 있다. 이것은 시험편의 표면은 shot peening으로 인해 경도가 증가되고 시험편 내부는 고유의 응고조직의 영향을 받아 강인성이 그대로 유지되는 현상을 이용한 것이다.

그림 5는 사형주조재 및 사형주조를 HIP처리한 합금, 이를 다시 shot peening한 합금의 고 사이클 피로 거동을 나타낸 것이다[13]. HIP처리에 의해 응력집중부인 주조결함의 크기가 현저히 감소되기 때문에 피로강도는 증가하고, shot peening한 시험편에서는 시험편의 표면 또는 표면직하에 있는 결함으로부터 발생한 피로균열은 표면의 높은 경도로 인해 성장속도가 저하하고 높은 사이클 수에서 파단이 발생하게 된다.

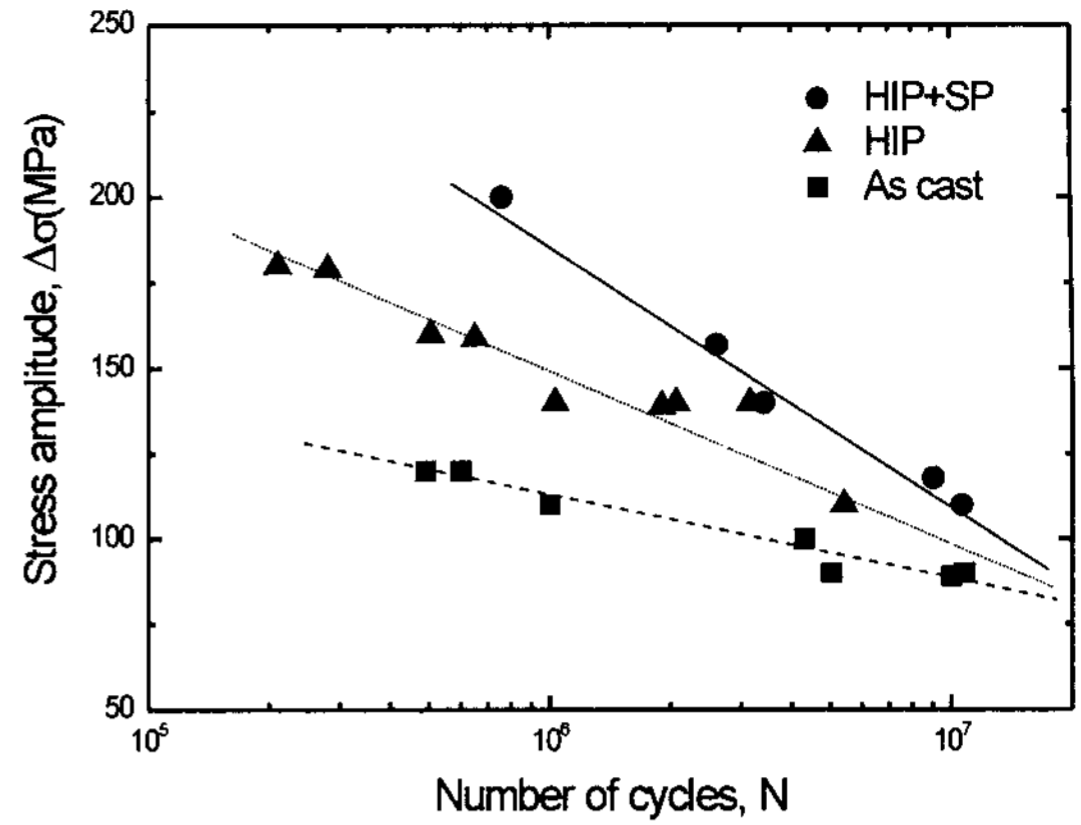


Fig. 5. Improvement of fatigue strength in post treatment alloys of A356 cast alloys[13].

최대주조결함이 200 μm 이상이면 균열발생인자로 강력히 작용하며, 공정Si합금이 개량화 되어 미세화 되고 주조결함이 엄격히 제어된 HIP재 및 shot peening합금에서 균열 발생인자는 공정Si입자인 것으로 알려져 있다[14-16]. 그러나 한 개의 공정Si입자 독립적으로 피로균열 발생인자가 작용했다고 보기는 어렵다. 3~5 μm 크기의 Si입자를 식 (7)에 대입하여 피로강도를 계산하면 실험 값보다 2배 정도 높게 나타난다. 그 다음으로 가장 큰 공정영역을 대입하여 계산하면 실험 값과 비교해서 높지만 근사한 피로강도를 얻을 수 있다. 피로균열은 거대한 공정영역의 내부나 그 주위의 공정 Si 입자에서 우선적으로 발생 하며 초기균열의 성장경로는 그림 6(a)과 같은 net-work형상을 하고 있다.

그림 6(b)은 공정영역에 존재하는 공정 셀 경계를 나타내고 있다. 이 셀 경계는 사형주조재, 금형주조재 및 반응고 다이캐스팅재 등에서 모두 관찰되는 전형적인 응고조직으로 그림 6(a)와 같은 초기 피로균열은 이러한 셀 경계를 따라 우선적으로 성장할 것으로 생각된다. 피로균열 성장경로 좀 더 구체적으로 설명하기 위하여 그림 6(c)와 같은 개략도를 도입하였다. 이를 위해서는 공정Si입자와 기지와의 계면분리에 의해 발생한 공정Si입자 크기에 해당하는 void가 피로균열 생성인자로 작용하는 것이 전제되어야 한다. 미소피로균열 침단에는 균열의 크기에 비해 큰 소성변태영역( $\gamma_p$ )이 형성되며, 크기는 연구자에 따라 차이가 있으나 식 (10)과 같이 정리된다[17-19].

$$\gamma_p = A(B \sigma_{\max} \sqrt{a/\sigma_y}) \quad (10)$$

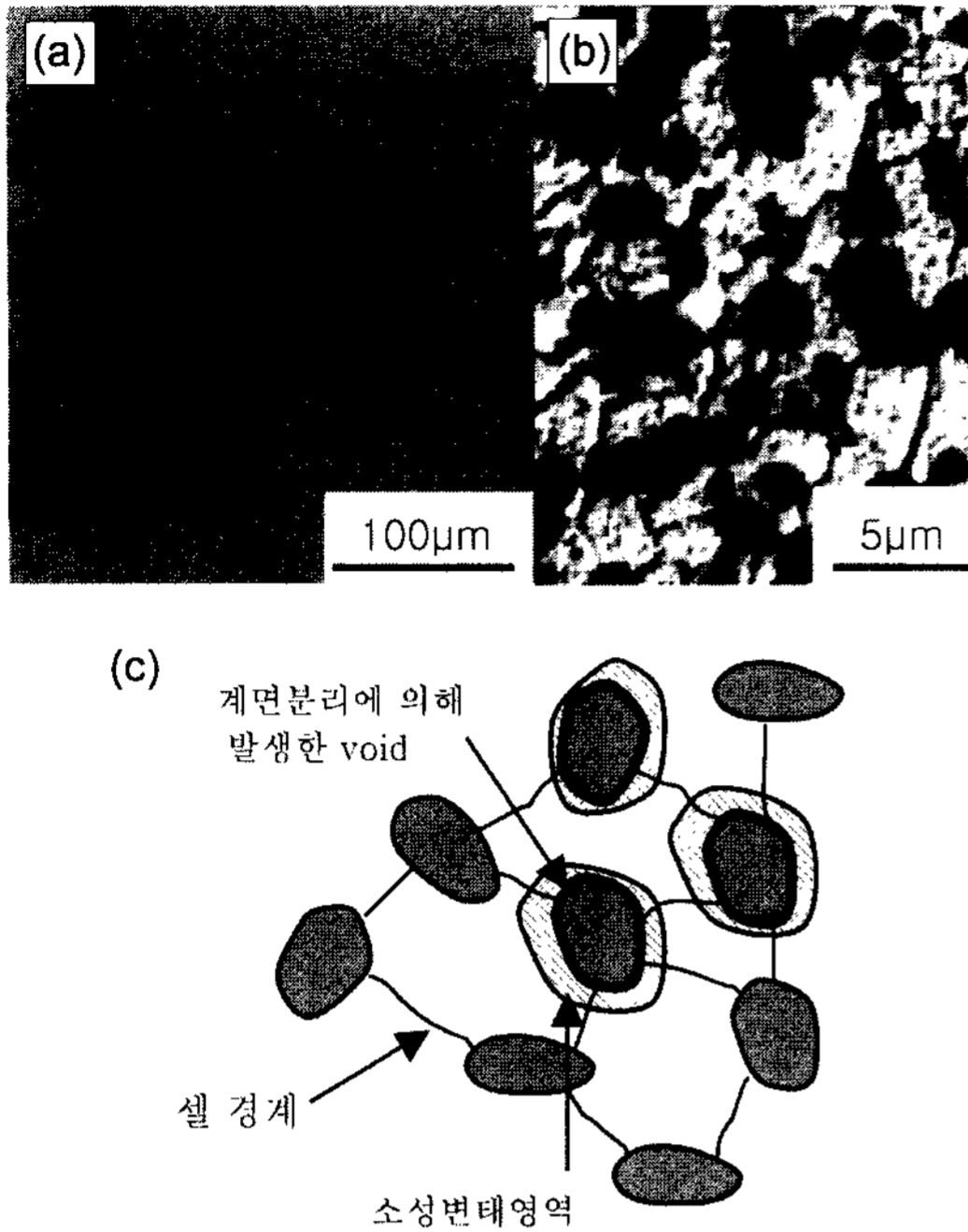


Fig. 6. Crack initiation with net work morphology(a), eutectic cell boundaries excepted as the propagation paths(b) and plastic deformation region contributing to the propagation(c).

여기서, A는 0.15~0.7이고, B는 1.32이고 a는 공정 Si입자의 크기에 해당하는 void의 1/2이다. 합금의 항복응력  $\sigma_y = 280$  MPa이고 응력비  $R = 0.1$ 이라고 한다면  $\sigma_{max}$ 는 252 MPa이 된다. 따라서 식 (10)을 이용하여 계산된 소성변태영역의 크기는 0.25~1.2  $\mu\text{m}$ 이다. 이 크기는 이웃하고 있는 공정 Si입자와의 간격(3.5  $\mu\text{m}$ )보다 훨씬 작은 값으로 소성변태영역은 이웃하는 Si입자에 영향을 미치지 않으며 주위의 기지에만 영향을 미치는 것을 의미한다. 따라서, 셀 경계는 소성변태영역 내에 포함되어 피로균열의 우선적인 전파경로가 될 것이다. 공정 Si입자에서 발생한 초기 미소균열은 1개의 결정립 크기에 준하는 길이가 되면서 결정학적인 경로를 따라 성장하게 된다.

#### 4. 피로균열 성장과정(fatigue crack growth behavior)

그림 7은 피로균열성장거동을 개략적으로 나타낸 것이다. 1950년대 중반에 파괴인성평가를 위해 Irwin에 의해 체계화된 선형탄성파괴역학은 1960년대 초기에

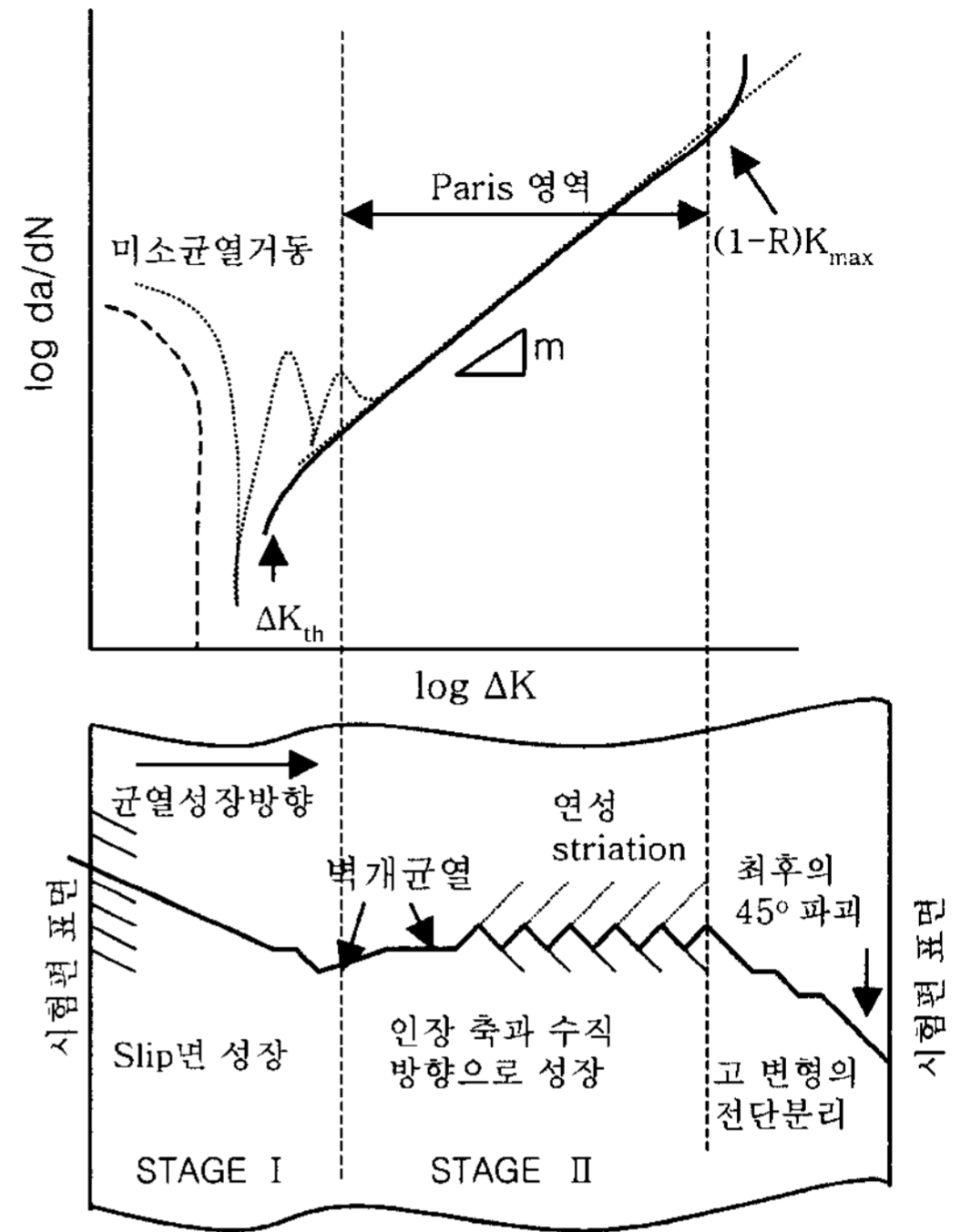


Fig. 7. Sigmoidal variation of fatigue crack growth rate(a) and various modes of fatigue crack growth in strong aluminum alloys.

들어와 Paris에 의해 피로균열전파에 적용되었다.

$$da/dN = C \Delta K^m \tag{11}$$

$$\Delta K = f(\Delta\sigma a) \tag{12}$$

여기서 da/dN는 피로균열성장속도,  $\Delta K$ 는 응력확대 계수범위, C 및 m은 재료상수, a는 균열길이의 1/2이다. 1970년대 초반에 Elber 등은 피로균열성장속도는 단순히  $\Delta K$ 의해 결정되지 않고, 피로균열파면의 접촉에 의해 균열닫힘이 발생하므로 실제로 균열첨단에 전달되는  $\Delta K_{eff}$ 의 크기를 고려해야 한다고 제안했다[20,21]. 1980년대 Suresh와 Ritchie 등은 균열닫힘의 기구를 피로파면에 발생하는 산화물입자, 응력유기변태 등으로 확대하였다[22,23].

식 (13)에 일축인장조건의 평면응력상태에서 균열첨단에 발생하는 소성변태 영역의 크기(소성역)를 나타내었다[24].

$$\gamma_p = 1/2\pi(K/\sigma_y)^2 \tag{13}$$

균열첨단에 형성된 소성변태영역이 수 개의 결정립

보다 작은 경우 피로균열은 단일 슬립계를 따라 거시적으로 최대 전단응력방향으로 성장한다. 이러한 현상을 stage I 균열성장이라고 하며 피로파면에서는 facet 면이 발달한다. 식 (12)는 균열이 성장하면  $\Delta K$ 가 증가함을 의미하며 균열첨단의  $\gamma_p$ 은 확대되어 많은 결정립을 포함하게 된다. 이 경우 피로균열은 거시적인 피로인장축에 수직인 방향으로 성장하며 stage II 균열성장이라고 한다[25,26]. Stage II에서는 균열이 안정적으로 성장하는 구간(Paris region)이 형성되며 식 (11)의 관계가 성립된다. 그리고 1 사이클 당 성장한 균열의 길이( $da/dN$ )를 의미하는 striation이 관찰된다. 그러나 강이나 냉간 가공한 합금에서는 striation은 잘 발생하지 않는다.  $\Delta K_{th}$ 는 균열성장을 위한 threshold응력확대계수라 하며 피로균열성장을 위해 필요한 임계  $\Delta K$ 를 의미한다. 아시효한 합금이나 진공 중에서 실험한 경우, 결정립이 조대하거나 응력비R값이 낮은 경우에서  $\Delta K_{th}$ 값은 증가하는 것으로 보고되고 있으며 유용한 수종류의 합금에 대하여 그 정량적인 값을 그림 8에 나

타내었다[27-29].

그림 9는 Al-Si-Mg합금에서 공정Si입자 형상이 피로균열성장에 미치는 영향을 나타낸 것이다. 조대한 침상의 공정Si입자를 갖는 합금은 구상의 Si입자를 갖는 합금과 비교할 경우 낮은  $\Delta K$ 에서는 균열전파속도는 낮으며  $\Delta K$ 가 증가할수록 균열은 빠른 속도로 성장하고 낮은  $\Delta K$ 에서 완전한 파단에 이른다. 이것은 낮은  $\Delta K$ 에서는 침상의 Si가 높은 가공경화를 유발하고  $\Delta K$ 가 증가할수록 균열이나 파괴 등으로 불안정한 균열성장이 발생하기 때문이다.

그림 10은 공정Si입자를 개량화처리 하고 T6열처리한 Al-Si-Mg합금의 결정립 크기가 피로균열전파에 미치는 영향을 나타낸 것이다. 미세한 응고조직과 높은 연성을 갖는 합금에서 피로균열은 넓은  $\Delta K$ 구간에 걸쳐

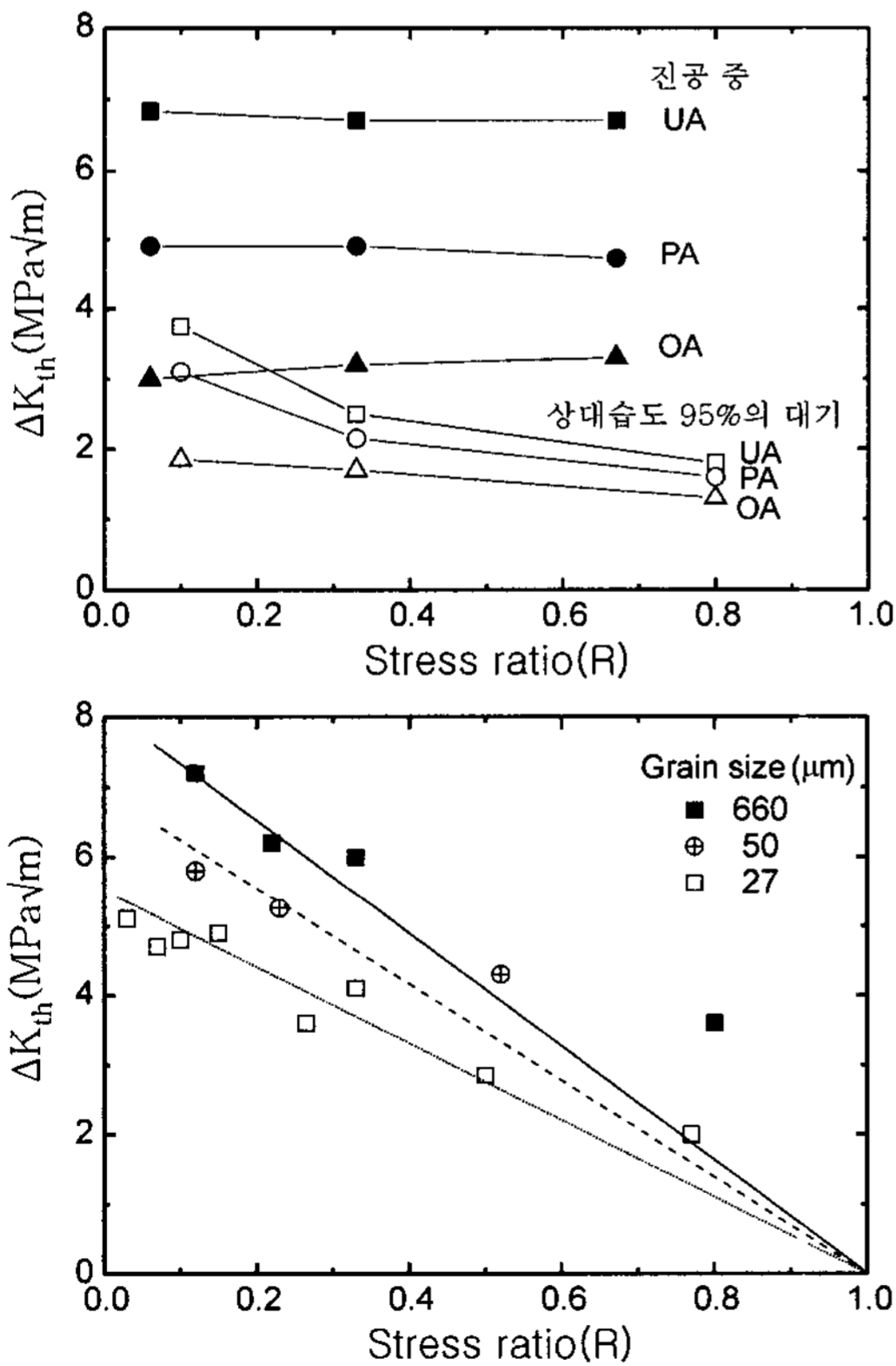


Fig. 8. Effects of various factors on  $\Delta K_{th}$  at 7075 alloy(a) and stainless steel(b)[27,28].

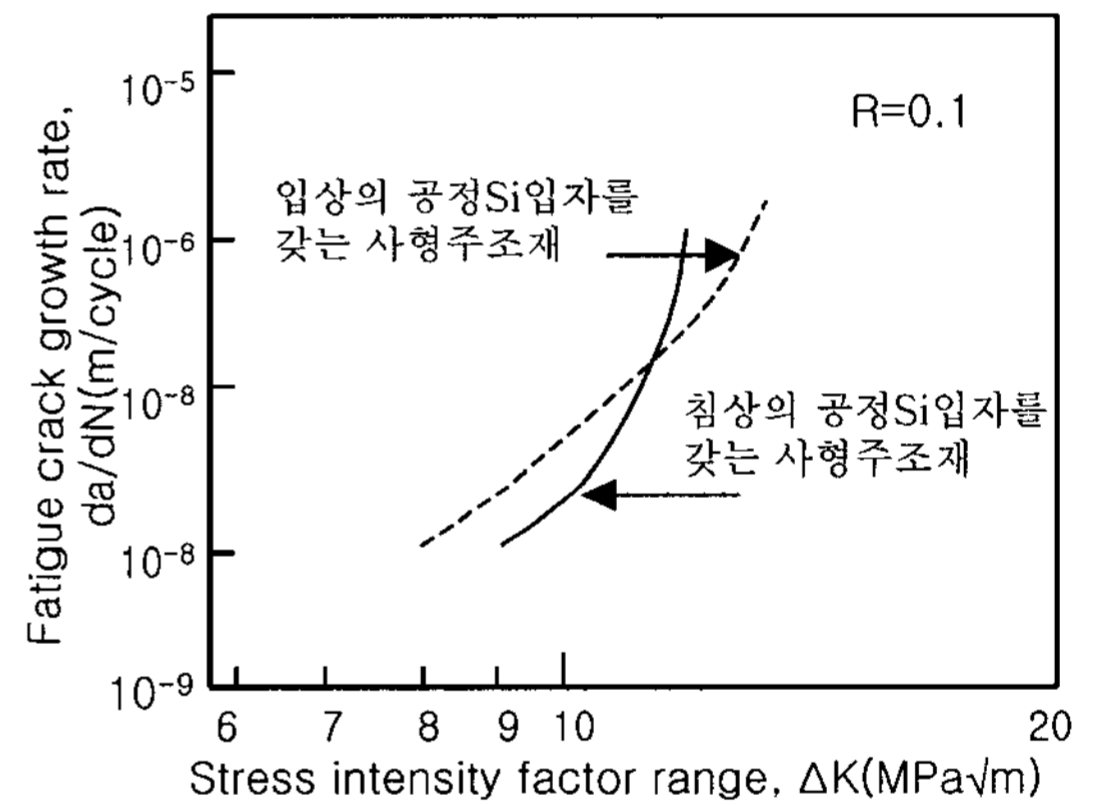


Fig. 9. Effects of eutectic Si particle shape on fatigue crack growth rate.

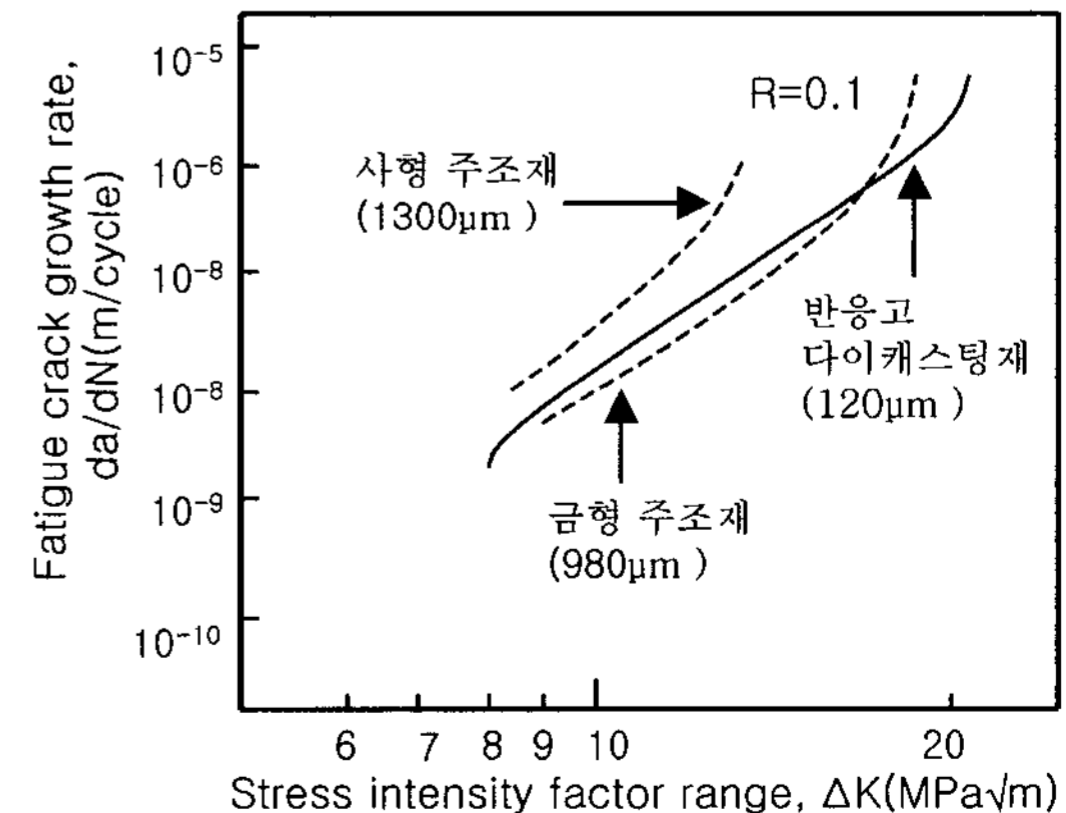


Fig. 10. Effects of grain size size on fatigue crack growth rate.

성장하고 큰  $\Delta K$ 에서 최종파단이 발생함으로 높은 파괴 인성을 지니고 있음을 나타낸다. 시험편의 두께가  $K_{IC}$ 의 측정을 위한 필요조건[30]을 만족한다면  $(1-R)K_{max}$  값은 평면변형 파괴인성  $K_{IC}$ 으로 인정될 수 있다.

그림 7에서 낮은  $\Delta K$ 영역에서 균열성장속도가 높은 거동을 미소균열성장이라고 한다. 미소균열의 정의는 물리적이고 미세조직학적인 의미가 복합화 되어 있어 간단하게 정의되지 않으나 일반적으로 다음과 같이 정리할 수 있다[17,31,33]. 첫째, 균열의 길이는 조직크기와 비교해 작으며 성장속도가 미세조직의 영향을 크게 받는다. 둘째, 균열의 길이는 균열첨단의 소성변태 영역에 비해 작다. 셋째, 균열의 길이는 물리적으로 볼 때 0.5~2 mm이하로 정의된다. 그러나, 이것은 결정립의 크기(d)에 따라 달라진다. 피로균열은  $d \sim 10d$  크기에서 미소균열거동을 하는 것으로 알려져 있다[31,33,34]. 그림에서 보면, 미소균열거동은 균열의 크기가 증가할 때 성장속도는 오히려 감소하기도 하고 그 후 다시 증가하는 현상을 보인다. 또한 균열의 성장이 계속 감소하다가 정지되는 경우도 있다. 이러한 현상은 균열과 미세조직과의 상호관계에 기인한다. 즉, 피로균열이 결정립계나 정출물 같은 조직에 접근하면서 균열성장속도는 저하되고, 만일 균열이 그 장애물을 통과하게 된다면 균열성장속도는 급히 상승하게 된다. 균열이 장애물들을 통과하지 못하면 그 성장은 정지된다.

그림 11은 Al-Si-Mg합금의 전형적인 수지상정 조직과 조대한 결정립을 갖는 금형주조재와 구상의 셀 조직과 미세한 결정립을 갖는 반응고 다이캐스팅재에서 미소피로균열과 긴 피로균열의 거동을 정리한 것이다. 미소피로균열 성장실험에서는 노치 같은 국부적인 응력집중인자가 없는 사각평면시험편이 사용되었으며  $\sigma_{max} = 0.9\sigma_y$ 이며,  $R = 0.1$ 이었다. 미소피로균열 중에서도중에 성장이 정지된 것은 제외하고 긴 균열로 천이된 균열의 성장속도를 조사하였다. 금형주조재에서 균열의 성장속도가 급격히 감소한 곳은 결정립계이고 급격히 상승한 곳은 결정립의 중앙 부분이다. Dendrite 셀 경계에서의 성장속도의 변화는 두드러지지 않았다. 즉, 반응고 다이캐스팅재에 비해, 금형주조재에서 균열의 성장속도는 입계에서 보다 현저하게 감소한다. 이것은 이웃하는 결정립 사이에 방위차가 크고, 결정립이 조대하기 때문에 균열닫힘(crack closure)이 높게 발생하여 미소균열이 통과하기 위해 큰 구동력이 요구되기 때문이다. 한편, 반응고 다이캐스팅재에서 미소피

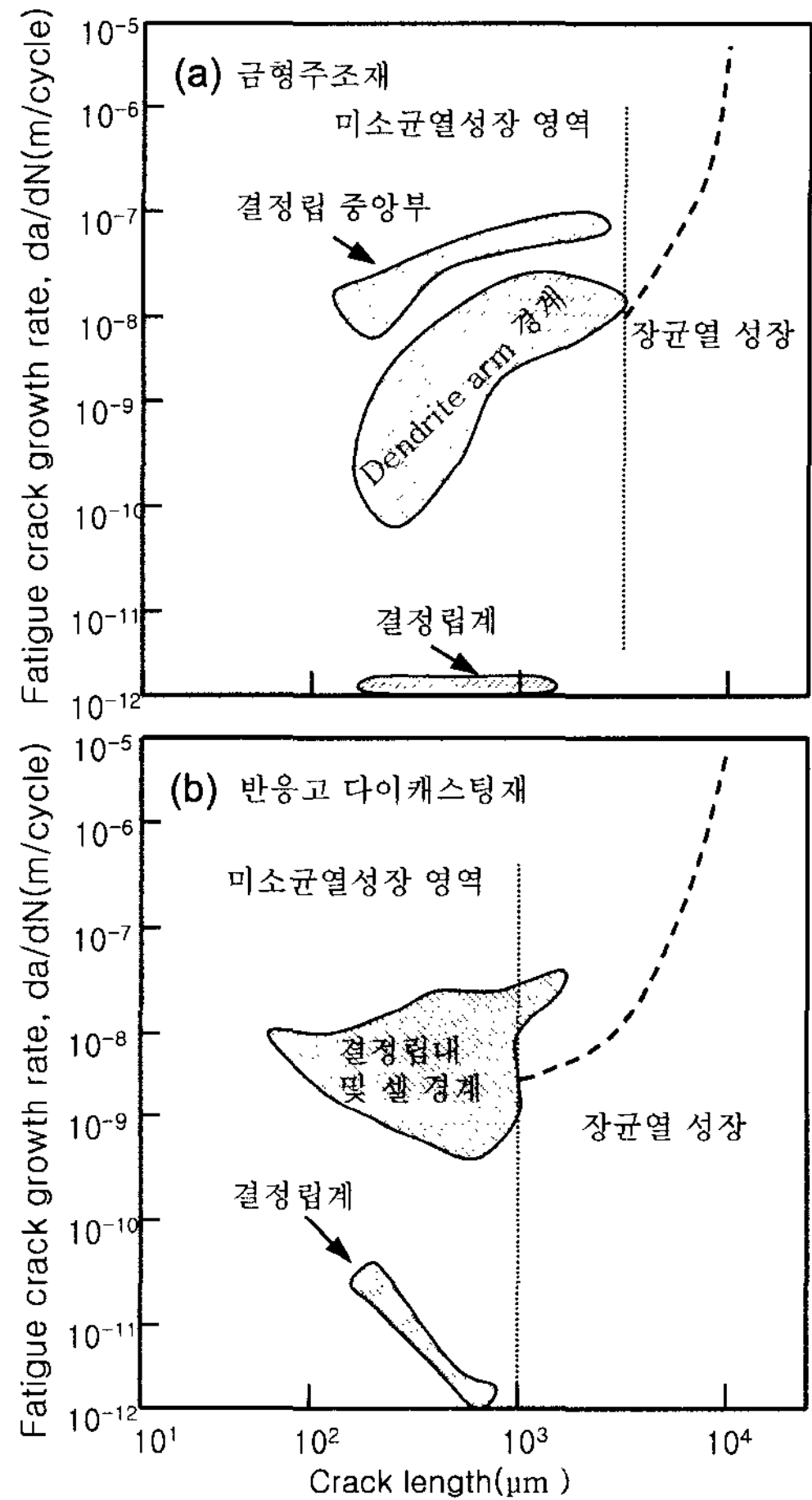


Fig. 11. Behaviors of short and long fatigue crack growth in permanent mold cast and semi-solid die cast[34].

로균열 성장에 대한 결정립계의 저항은 금형주조재에 비해 낮으며, 미소균열은 보다 짧은 길이에서부터 긴 피로균열과 유사한 거동을 시작한다. 이는 반응고 다이캐스팅재에서 미소균열거동이 짧기 때문에 피로수명 예측이 용이하다는 장점도 있으나  $\Delta K_{th}$  값이 저하하게 되는 요인이 될 수 있다.

### 5. 결 론

현재까지 Al-Si-Mg주조합금의 피로에 관한 연구들은 주로 dendrite arm spacing이나 공정Si입자의 형상 및 크기에 주목하여 이루어졌으나 본 자료에서는 기존의 연구성과와 함께 결정립의 크기가 피로거동에 미치는 영향에 대하여 기술하였다.

반응고 다이캐스팅 합금은 일축인장응력 상태에서 높은 연성을 나타낸다. 낮은 소성변형률진폭제어 조건에서 소성거동할 경우에는 피로수명은 우수하지만 높은 소성변형률진폭제어 조건에서는 취약한 내구성을 보인다.

공정 Si입자에서 발생한 미소균열이 net-work 형상으로 전파하는 경로로서 공정 셀 경계가 제안되었다.

Dendrite arm 경계나 초정 Al셀 경계보다 결정립계가 미소피로 균열성장에 대하여 강한 장애물로 작용한다. 전형적인 수지상정조직을 갖는 금형주조재에 비해, 반응고 다이캐스팅재의 미소균열은 긴 피로균열거동으로 먼저 천이되고, 넓은  $\Delta K$ 영역에 걸쳐 성장한 후 높은  $\Delta K$ 에서 파단에 이른다.

### 참 고 문 헌

- [1] Manson, S. S: McGraw-Hill, New- York, "Thermal Stress and Low-cycle Fatigue", (1966).
- [2] Polak, J: Academia Prague, "Cyclic Plasticity and Low-Cyclic Fatigue Life of Metals", (1991).
- [3] Manson, S. S: ASTM STP 378, "Behavior of Materials under Thermal Stress", (1965), 45.
- [4] Coffin Jr, L. F: Trans. ASEM, "A Study of the Effects of Cyclic Thermal Stress on a Ductile Metal", Vol.76, (1954), 931.
- [5] C. H. Caceres, J. R. Griffiths and P. Reiner: Acta Mater., 44(1996) 15-23.
- [6] D. J. Lloyd: Acta Metall., 25 (1977) 459-468.
- [7] R. E. Stoltz and R. M. Pelloux: Metal. Trans., 7A(1976) 1295-1304.
- [8] Q. G. Wang and C. H. caceres: Mater. Sci. Eng., A241 (1998) 72-82.
- [9] M. Kobatashi, T. Matsui: Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.(A) 62 (1995) 14-21.
- [10] Y. Murakami, M. Kobatashi, T. Makino: Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.(A) 57 (1991) 2305-2313.
- [11] E. J. Gumbel: "Statistics of Exrtremes". Columbia University Press, New York. 52.
- [12] K. Shiozawa, Y.Tohda and S-M.Sun: Engng. Mater. Struct., "Fatigue Fract", 20 (1997) 237-247.
- [13] K. Ito, H. Suzuki, S. Nishino and A. Teranishi: Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.(A) 62 (1996) 1316-1320.
- [14] K. Gall, N. Yark, M. Horstemeyer, D. L. Mcdowell and J. Fan: Metall., Mater. Trans. 30A (1999) 3079-3088.
- [15] K. Gall, N. Yark, M. Horstemeyer, D. L. Mcdowell and J. Fan: Mech.Mater. 32(2000) 265-272.
- [16] Y. Ochi, M. Kubota and R. Shibata: Foundation Inter. Conf. Hawaii, "Proceeding of the third Engng.", (1998) 215-222.
- [17] J. Lankford: Mater. Struct. 8, "Fatigue Fract. Engng.", (1985) 161-175.
- [18] J. Lankford: Materials and Structures 5, "Fatigue of Engng.", (1982) 233-248.
- [19] K. J. Miller: Materials and Structures 5, "Fatigue of Engng.", (1982) 223-232.
- [20] W. Elber: Engng. Fracture Mech., 2 (1970) 37-45.
- [21] W. Elber: ASTM STP486, "The Significance of fatigue Crack Closure", (1971) 230-242.
- [22] S. Suresh, D. M. Park and R. O. Ritchie: Proc. 1st Int. Symp. "On Fatigue Thresholds". Stockholm. UK (1982) 391-408.
- [23] A. T. Stewart: Engng. Fracrure Mech., 13 (1980) 463-478.
- [24] L. P. Pook and R. A. Smith: "Fracture Mechanics:Current Status, Future Prospects (conference)" Cambridge University (1979) 29-67.
- [25] P. J. E. Forsyth: Acta. Met. 11 (1963) 703-707.
- [26] T. C. Lindley, C. E. Richards and R. O. Ritchie: Metallurgia and Metal Forming 43 (1976) 268-272.
- [27] C. J. Beevers and R. L. Carlson: Future Prospects (conference) Cambridge University, "Fracture Mechanics: Current Status", (1979) 89-101.
- [28] Suresh, Vasudevan and Bretze: Metall. Trans., 15A (1994) 369-379.
- [29] Liaw, Leax and Logsdon: Acta Metallurgica, 31 (1983) 1581-1587.
- [30] American Society for Testing and Materials Standard, E399 (1983).
- [31] K. J. Miller: Mater. Struct., "Fatigue Fract. Engng", (1993) 931-939.
- [32] J. C. Newman, Jr: Mater. Struct., "Fatigue Fract. Engng", (1994) 429-439.
- [33] D. Taylor and J. F. Knott: Materials and Structures, "Fatigue of Engng", (1981) 147-155.
- [34] S. W. Han, S. Kumai and A. Sato: Mater. Sci. Eng., (2002) 56-63.