

조대조직을 갖는 비자성강의 피로균열진전거동

이종형*, 최성대[#], 정선환*, 권현규*, 양성현**

A Behavior of Fatigue Crack Growth of Nonmagnetic Steel with Large Grain Size

Jong-Hyung Lee*, Seong-Dae Choi[#], Seon-Hwan Cheong*, Hyun-Kyu Kwon*,
Seong-Hyeon Yang**

ABSTRACT

High manganese steel was maintained stability of Non-Magnetics performance. Fatigue tests were carried out under constant stress amplitude, using a non-magnetic high manganese steel. The fatigue crack growth mechanism of the high manganese steel was clarified from results such as observation of crack growth path and fracture surface. The result of getting this study was shown as following: 1) Remarkably ΔK_{th} of the high manganese steel is big with about 3 times of the general steel product. 2) In the low ΔK value region, da/dN is dependent on K_{max} , and in the high ΔK value region, it is dependent on ΔK_{eff} . The reason of this behavior is crack closure due to fracture surface roughness and fretting oxide. 3) It seems to ease the stress concentration of crack tip crack growth behavior in the ΔK_{th} vicinity by the generation of the secondary crack.

Key Words : Fatigue Crack(피로균열), Non-magnetics(비자성), Fretting Oxide(금속산화물), Fracture Surface(파면)

1. 서 론

최근, 비자성강의 용도가 사용범위가 확대되고 있다. 이유는 가까운 장래에 초전도기술의 광범위한 응용면이 실현되어 가고, 이 미래기술을 지원 하는 재료로서 비자성강이 불가결한 구조재로 생각되어 질 수 밖에 없다. 이런 이유에서 강력한 자장주위에 강 자성의 강재를 사용하면 자력선이 혼란한 자장의 손

실이 되는 것과 자성재료중의 누전류가 발생하여 재료가 가열되므로 전력손실, 열발생등의 원인이 되기 때문에 주변구조물이나 주변기기는 자력선을 혼란하지 않게 하는 비자성재가 사용된다. 비자성강에는 고망간강이나 오스테나이트계 스텐레스강등이 있지만, 전자는 후자에 비하여 강도가 높고, 저자성의 성질이 안정하고, 경제적인 장점이 있다. 그러나 고망간강은 구조물재료로써의 실적이 없는 관계로 기계적 성질, 절삭성, 용접이음특성과 구조물의 파괴역학적 특성등을 명확하게 할 필요가 있다. 고망간강은 0.8~0.3%C, 11~14%Mn을 포함하는 내마모, 내충격재료이다. 1882년 영국인 Hadfield로부터 발견되었기 때문에 헤드필드 망간강이라고 한다^[1]. 탄소강에 망간을 첨가

* 금오공과대학교 기계공학부
교신저자 : 금오공과대학교 기계공학부
E-mail : sdchoi@kumoh.ac.kr
** 금오공과대학교 대학원 생산기계공학과

하면 수%까지는 페라이트 중에 고용하지만 그것을 넘어서면 유이한 탄화물이 생긴다. 망간을 2%정도 포함되게 되면 페라이트강이 되고, 8~20%정도 포함하게 되면, 본 연구에 쓰인 고망간강과 같은 재료가 된다. 고망간강은 주형에 주괴의 주입온도에 따라서 결정입경의 크기가 달라진다^[2]. 고망간강은 주로 주물로서 고속철도의 분기기용, 광산기계, 파쇄기의 치판, 로울, 구 회전 파쇄기의 원추 및 자동차의 차축 등에 사용되고 있다. 고망간강은 일반강재에 비하여 고연성, 저항복비, 현저한 가공경화 등의 특징을 가지고 있기 때문에 균열선단의 응력, 변위상태에 지배되는 피로균열진전 특성 또한 다를 것이라고 생각된다. 특히, 고망간강은 일반강재에 비하여 고연성, 저항복비, 현저한 가공경화 등의 특징을 가지고 있기 때문에 균열선단의 응력, 변위상태에 지배되는 피로균열의 진전특성이 다를 것으로 생각된다. 이러한 관점에서 피로 균열의 진전 메커니즘을 연구한 논문은 그다지 많지 않다.

따라서, 본 연구에서는 고속철도용 비자성강인 고망간강 구조재의 평균 결정입경이 1000 μm 와 200 μm 의 2 종류의 고망간강을 가지고, 대기 중에서도 전자현미경(SEM)내에서 일정진폭하중으로 피로실험을 실시하여 표면에서의 균열진전경로, 균열진전속도와 균열개·폐구 거동에 대하여 검토하였다.

2. 실험방법

2.1 재료 및 시험편

시험편의 화학성분은 Table 1에 나타난 것과 같고 구조온도를 1117°K 및 1217°K로 하여 평균결정입경이 각각의 구조온도에 대해 200 μm (이하 200 μm 재) 및 1000 μm (이하1000 μm 재)이고 구조 후 1323°K에서부터 급랭하여 오스테나이트 단상조직으로 나타내었다^[2]. 기계적 성질은 Table 2에 나타냈다. 피로균열진전특성을 비교하기 위하여 동일한 오스테나이트계 비자성강인 SUS304도 함께 실험했다. (Fig. 1에 시험편의 각각의 조직사진을 나타내었다.) 시험편은 Fig. 2에 나타낸 것과 같이 폭 b가 100mm, 두께 t가 20mm 그리고 폭 b가 25.4mm, 두께 t가 3mm인 두 종류의 CT 시험편을 사용하여 실험하였다.

Table 1 Chemical composition(wt%)

C	Si	Mn	P	Ni	Mo	Fe
1.1	0.8	13.0	0.03	0.08	0.02	Bal

Table 2 Mechanical properties

Grain size	0.2% Proof stress	Tensile strength	Rupture elongation
200(μm)	350(MPa)	790(MPa)	30(%)
1000(μm)	320(MPa)	580(MPa)	28(%)

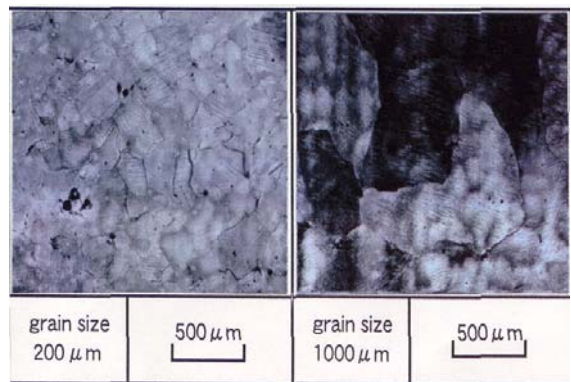
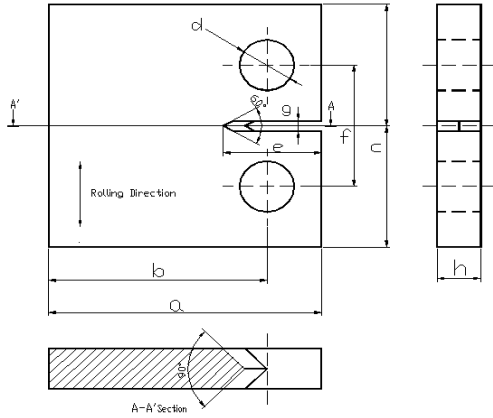


Fig. 1 Micro-structures of specimens

2.2 피로시험방법

피로시험은 전기유압식 피로시험기로 Type 1의 시험편을 이용해서 실시했다. 실온 대기중에서 응력비(R)를 0.1 및 0.6으로 일정진폭 하중하에서 정현파형, 반복주파수 20Hz에서 행하였다.

또, 저 ΔK 영역에 있어서 균열진전속도 및 하한계 응력확대계수범위 ΔK_{th} 을 조사하기 위해서 하중범위 점감시험을 실시했다. 각 단계에서 하중범위의 감소를 5% 이내로 하고, 0.3mm정도의 균열진전을 확인했다. ΔK_{th} 를 측정된 뒤, 하중범위 ΔK 를 5% 증가하여, 균열을 진전시켰다. 균열길이의 측정에는 0.01mm까지 읽을 수 있는 이동식 현미경을 사용했다. 균열길이는 하중방향에 대한 수직면의 투영장으로 하고 시험편 양쪽면의 평균치로 했다. 균열진전경로의 관찰은 피로시험을 일시중단하고, 레프리카를 채취하여 금속현미경에 의해서 실시했다. 균열개폐구의 측정은



Parts	a	b	c	d	e	f	g	h
Type 1	125	100	60	25	45	55	5	20
Type 2	31.8	25.4	30.5	6.4	10.2	14	1	3

Fig. 2 Dimensions of specimens

하중 탄성 컴플라이언스 법에 의해 실시했으며, 균열 개폐구의 측정시에는 하중반복속도를 0.1Hz로 했다. SEM내 피로시험은 전기유압서보형 피로시험기를 주사형 전자현미경의 시료실에 넣을 수 있는 장치와 Type 2의 시험편을 사용하여 실시했다. 진공도는 7×10^{-4} Pa 이상이다. 하중파형은 정현파로, 실온에서 응력비는 $R=0.1$ 및 0.6 으로 하고 일정진폭 하중하에서 실시했다. 하중반복주파수는 20Hz로 했다. 균열 길이의 측정은 SEM의 모니터로 균열의 진전을 확인한 뒤, 400배의 배율로 사진을 찍고, 현미경을 이용해서 0.001mm까지 측정했다. 균열개폐구의 측정은 대기중과 같은 방법으로 실시했다. 피로파면의 관찰에는 주사형 전자현미경을 이용했다. 또, Type 1 시험편의 피로파면에 대해서 주사형 초점 레이저현미경을 이용해서 파면거칠기를 측정했다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 피로균열진전거동

Fig. 3에 Type 1 시험편의 피로시험에서 얻은, 피로 균열진전속도 da/dN 과 응력확대계수범위 ΔK 의 관계를

나타내었고, 이것과 비교하기 위해 SUS304와 일반 구조용강재(SB42, SM50B, SPB50, HT50)의 평균피로 균열진전곡선을 함께 표시했다^[3]. 하한계 응력확대계수범위 ΔK_{th} 는 응력비 $R=0.6$ 의 쪽이 $R=0.1$ 의 경우보다도 낮게 되었지만, 그 값은 $200\mu\text{m}$ 에서 $6.9\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, $1000\mu\text{m}$ 에서 $8.7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 이고, 이것들은 일반강재의 평균 ΔK_{th} 의 값이 약 $2.4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 와 비교해서 약 3 배의 큰 값이다. 고망간강과 같은 오스테나이트조직을 갖는 SUS304의 피로시험결과는 일반 구조용강의 평균피로균열진전곡선과 거의 같은 결과가 되었다. 즉, 고망간강의 피로균열진전속도가 저 ΔK 값 영역에서 낮은 원인은 오스테나이트조직에 의한 것으로는 판

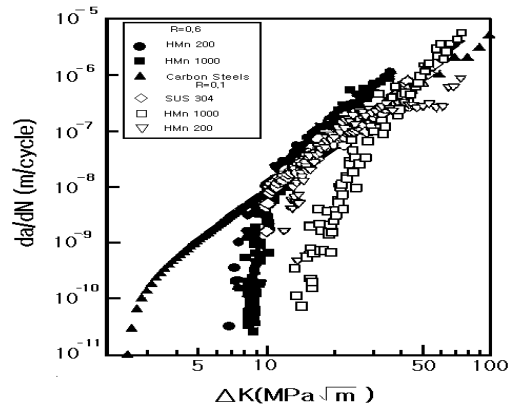


Fig. 3 Relationship between da/dN and ΔK

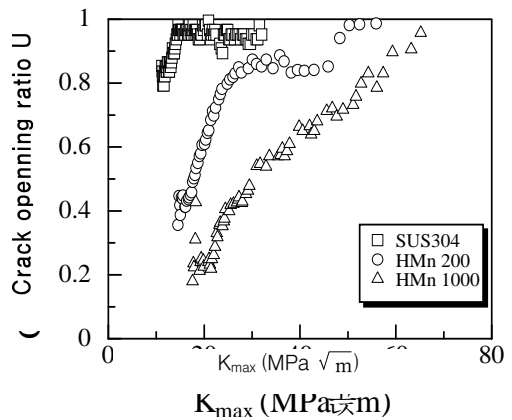


Fig. 4 Relationship between crack opening ratio U

and K_{max}

단하기 어렵다^[4]. Fig. 4에 균열진전과정에 있어서 균열개구비 $U(=\Delta Pop/\Delta P)$ 의 변화를 나타내었다. 결정입의 크기가 크면 클수록 균열개폐구 현상은 현저하게 나타나지만 결정입의 크기가 작으면 작을수록 균열개폐구 현상은 적게 나타난다. 또한 고망간강과 SUS304의 시험편의 대부분의 균열개폐구비는 ΔK 의 증가에 따라서 단조 증가하는 경향을 나타내고 있다. 따라서 이것이 고망간강의 균열진전속도가 일반강재보다 늦게되는 하나의 원인이라고도 할 수 있다^{5, 6}. Fig. 5에는 고망간강의 피로균열진전 중에 나타난 2차 균열의 발생 수와 ΔK 의 일정구간에 대하여 나타내! 여기서 결정립이 크면 2차 균열의 발생수가

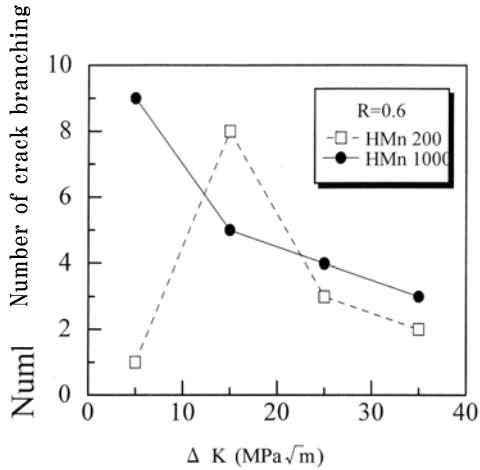


Fig. 5 Number of crack branching and ΔK

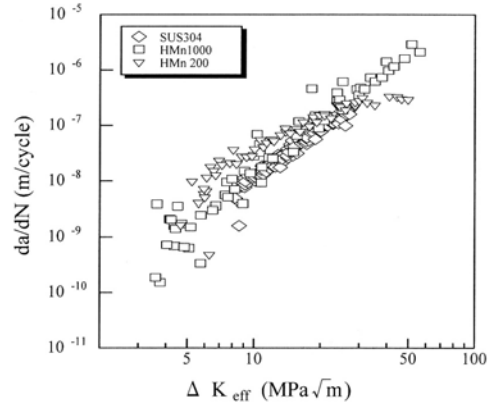


Fig. 6 Relationship between da/dN and ΔK_{eff}

많음을 알 수 있으며, 또한 ΔK 가 낮은 영역에서 2차 균열의 발생수가 많음을 알 수 있었다. ΔK 가 증가할수록 파면거칠기의 수치는 떨어진다. 따라서 ΔK 가 낮은 영역의 균열진전 특성은 2차 균열의 발생, 파면 거칠기, 균열개폐구 현상 등으로 균열이 진전하는 저항이 크게 되는 것이라고 생각한다^[7]. Fig. 6에 da/dN 와 균열 개구비를 고려한 유효응력확대계수범위(ΔK_{eff})와의 관계를 나타내었다. HMS200 μm 재의 $R=0.1$ 에서의 ΔK_{th} 의 값은 $13.3 MPa \sqrt{m}$ 으로 $R=0.6$ 의 ΔK_{th} 의 값인 $6.9 MPa \sqrt{m}$ 보다 크다. 그리고 ΔK_{th} 에 가까운 영역에서는 균열의 단합현상이 현저하고, ΔK_{th} 를 ΔK_{eff} 로 환산하면 하한계 유효응력확대계수범위($\Delta K_{eff,th}$)는 $4.9 MPa \sqrt{m}$ 가 된다. 이와 같이 본 재료에서 da/dN 와 ΔK_{eff} 로 정리한 경우, 고 ΔK_{eff} 영역에서는 da/dN 의 data가 하나의 선도로 정리되지만, 저 ΔK 영역에서는 da/dN 은 Fig. 3의 ΔK 로 나타낸 것과 Fig. 6의 ΔK_{eff} 로 나타낸 것으로 알 수 있듯이 하나의 선도로 정리되지 않는다. 따라서, 균열진전속도는 저 ΔK 영역에서는 K_{max} 에 의존하고, 고 ΔK 영역에서는 ΔK_{eff} 에 의존하는 것이라고 생각된다.

3.2 피로균열진전경로

Fig. 7에 Type 1 시험편의 표면에서의 균열진전의 양상을 관찰한 결과를 나타냈다. Fig. 7(a)에 나타낸 것과 같이 2차 균열은 주로 결정입내에서 생기고 있

었다.

균열의 분기현상은 주 균열선단의 응력 집중을 완화시키는 움직임을 한다. 그밖에, Fig. 7(b)에 나타난 것 같이 균열이 크게 굴곡 되는 현상이 보였다. 또, Fig. 7(c)에 나타난 것과 같이 상하표면의 요철의 형상이 서로 다르기 때문에 균열이 닫힐 때, 윗면과 아랫면이 서로 어긋나게 부딪히는 썩기(bridging)현상이 보였다. 또, Fig. 7(d)에 나타난 것 같이 1000 μm 재는 균열이 입내의 두 방향의 슬립(slip)선에 연결되어 계단식으로 진전하고 있는 것을 확인할 수 있었다. Fig. 7은 R=0.1의 경우이지만, R=0.6의 경우에도 균열진전 양상에 관해서 R=0.1의 경우와 같은 특징이 관찰되었다. 따라서 200 μm 재, 1000 μm 재의 2차 균열이 균열선단의 응력 집중을 분산시켜 굴곡이나 슬립면 파괴가 균열진 전경로를 증대시켜, 썩기효과가 나타나는 파면 거칠기 유기균열단합이 균열개구변위를 감소시키기

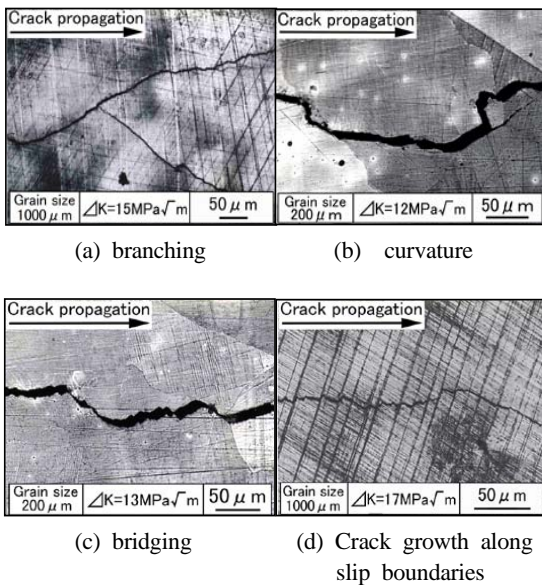


Fig. 7 Fatigue crack growth aspects observed on the specimen surface. (R=0.1)

때문에 본 재료의 피로균열진전저항이 높아지게 된다고 생각된다.

SEM내 피로시험에서의 결과는 Fig. 8에 나타난 것과 같이 Fig. 8(a)에서 주 균열이 정지하고, Fig. 8(b)에서

정지한 주 균열의 근처에 새로운 균열이 발생하고, Fig. 8(c)에서 새롭게 발생한 균열이 주 균열이 되고, 진전해 가는 과정이 관찰되었다. 이것은, 응력비에 관계없이 200 μm 재, 1000 μm 재 모두에게 2차 균열의 발생시에 관찰되었다. 따라서, Type 1 시험편에서 관찰된 2차 균열도 주 균열이 두 갈래로 분기하는 것이 아니고, 여기에서의 관찰결과와 같은 진전과정의 결과로서 균열이 두 갈래로 분기한 것과 같이 보였다고 생각된다.

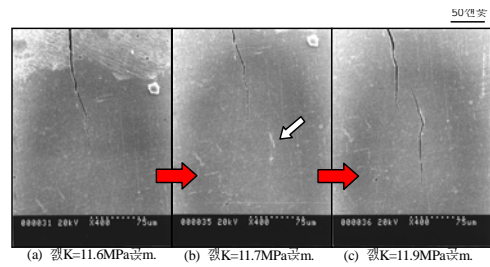


Fig. 8 An example of secondary crack growth process. (Grain size 1000 μm , R=0.6)

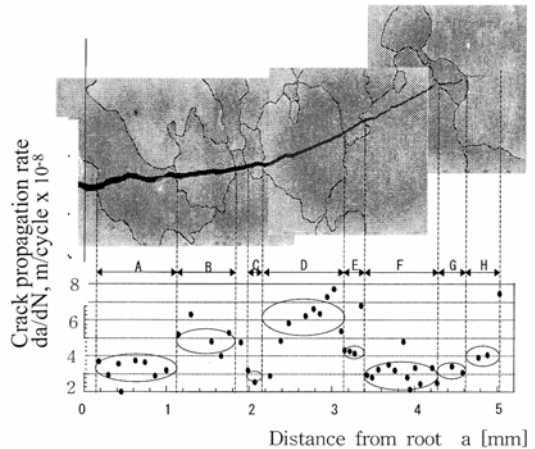


Fig. 9 Relationship between da/dN and crack length

Fig. 9에 1000 μm 재의 R=0.6에 있어서 피로시험 결과를 얻었다. 노치(notch)에서부터의 균열길이 a와 균열진전속도와와의 관계를 나타낸다. 여기서 균열진전속도가 결정립의 단위로 변화하는 경향을 잘 나타내고 있다. 균열진전속도가 결정립 A-B사이와 결정립 F-H 사이에서는 증가하고 있다. 이것은 결정립간에서 슬

립방향이 균열진전 방향과 서로 일치하기 때문에 입계를 넘어서 진전하는 경우도 거의 영향을 받지 않았다고 생각되어진다. 또한 파면의 모양도 벽개파면으로서 파면거칠기가 그다지 높게 나타나지 않는다. 그러나 결정립 D-F사이에서는 균열진전속도가 감소하고 있다. 이것은 결정립간에서 슬립방향이 균열진전방향과 서로 크게 달라서 균열진전저항이 크게 되어 균열진전속도는 감소하는 것으로 나타나고 있으며, 파면의 모양도 슬립의 방향의 영향을 받아 거칠게 나타난다.

고망간강의 균열진전특성으로서 소재 결정입내에 존재하는 슬립의 방향에 따른 균열진전저항의 증대와 균열의 분기에 따른 균열진전 응력의 분산으로 인하여 균열진전속도가 일반 비자성의 강재(SUS304)보다 둔화되는 현상이 나타난다고 생각된다.

3.3 파면해석

Fig. 10에, $R=0.1$ 에 있어서의 Type 1 시험편의 $200\mu\text{m}$ 재, $1000\mu\text{m}$ 재의 거시적인 피로파면의 양상을 나타낸다. Fig. 9에 기입한 것과 같이 나타난 파면사진은 하중 점감 및 하중진폭일정시험에 있어서의 두 개의 실험조건의 파면을 포함하고 있다. $1000\mu\text{m}$ 재의 쪽이 분명히 파면거칠기가 크고 또, 양쪽모두 저 ΔK 영역에서 파면이 검은 색의 산화물에 덮여있는 양상을 보였다. 이 영역에서는 균열진전속도가 일반 비자성의 강재(SUS304)보다도 저속측에 있는 영역과 대응하고 있다. Fig. 11(a)는 $200\mu\text{m}$ 재의 $R=0.1$ 의 파면에 있어서의 검은 색 영역의 확대사진이다. 이 영역은 점착물에 덮여있는 것을 확인할 수 있다. 이 점착물은 균열폐구가 일어났던 $R=0.1$ 에서의 대기중의 시험편의 파면과 진공중인 SEM내에서의 피로시험에 의한 파면을 나타내었다. 따라서 대기중의 산화물을 형성하는 원인으로는 균열폐구에 의한 윗면과 아랫면의 접촉에 의한 산화물이 생성되는 것이라 사료된다. 또한 균열폐구가 일어나지 않은 실험조건 $R=0.6$ 에서는 프레팅 산화물이 관찰되지 않았다. 그러므로 대기중에서 균열폐구가 생성되는 원인으로서 소성유기 균열폐구현상과 산화물에 의한 균열폐구현상이 서로 복합적인 영향이 나타나는 것으로 생각된다.

Fig. 11(b)에 나타난 것과 같이 파면상에서도 2차 균열이 확인되었다. 이것은 2차 균열의 생성은 3차원

적인 응력분산의 효과를 지니고 있으며 각 결정입내에 존재하는 슬립의 구조방향에 따라 균열진전저항의 크기가 다르게 나타나는 것을 간접적으로 증명할 수 있는 결과라 생각한다^{18, 91}. 이 시험편의 내부에서 2차 균열의 생성은 결정입계를 따라 생성되는 것이 아니라 결정입내의 결정구조의 방향에 따라 생성되

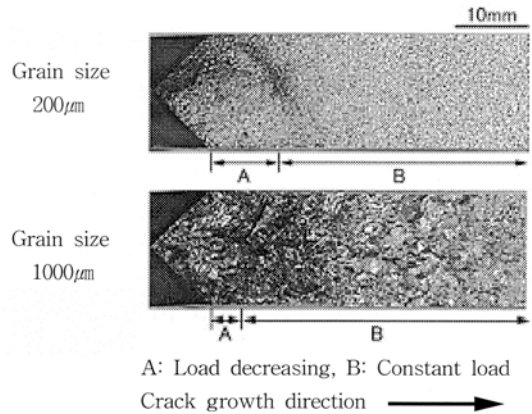
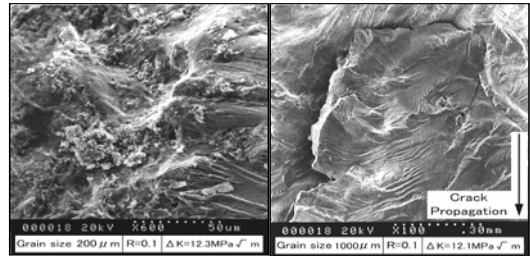
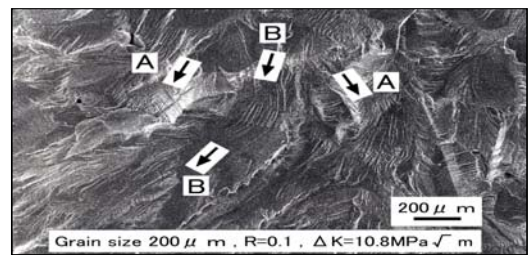


Fig. 10 Macrographs of fracture surface



(a) Fretting oxide (b) Secondary crack



(c) Ductile fracture(A) and brittle fracture(B)

Fig. 11 SEM photographs of fatigue fracture surface

는 것이라 생각된다. 파면의 대부분은 Fig. 11(c)의 화

살표 표시 B 보이는 것과 같은 입내 취성과면인 벽 개파괴가 대부분이었다. 이것은 결정입내에 존재하는 슬립방향에 따라 생성되는 것으로서 취성적인 벽개 파면의 모양은 슬립방향과 균열진전방향이 서로 일치하는 것에 의하여 생성되는 것이라 생각된다.

4. 결 론

비자성 고망간강의 피로균열진전시험을 통하여 피로균열진전거동의 특성을 대기 중 및 주사형 전자현미경(SEM)내에 있어서 일정 진폭하중에서 실시하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 고망간강의 ΔK_{th} 는, 일반강재의 약 3배정도크게 나타났다. 또한, HMS200 μ m재보다도 HMS1000 μ m재의 ΔK_{th} 가 더 크다. 이것은 ΔK_{th} 영역에서 2차 균열의 생성으로 인하여 균열선단에서의 응력완화현상과 배면 strain gage에 검출되지 않는 국부적인 균열단합이 생겨서 이것에 의한 fretting 산화물이 균열열림변위를 감소시키기 때문이라고 생각된다.
2. 응력비에 의한 피로균열진전속도(da/dN)는 결정립의 크기가 클수록 저속측에 있으며, 또한 저 ΔK 영역에서는 K_{max} 에 의존하고, 고 ΔK 영역에서는 ΔK_{eff} 에 의존한다.
3. 비자성강은 피로균열진전과정에 있어서 균열의 분기(2차 균열)가 현저하게 발생함에 따라 균열진전 저항은 높아짐으로 인하여 일반강재보다 저속측에 위치한다고 생각된다.
4. 고망간강의 피로균열진전거동에 미치는 영향은 결정 입경의 크기에 따른 2차 균열의 발생빈도라고 생각된다.

후 기

본 연구는 금오공과대학교 학술 연구비 지원에 의하여 수행되었으며, 관계자 여러분께 감사드립니다.

참고문헌

1. Nishida, S., Hattori, N. and Shimada, T., "Fatigue Strength of High Mn Non-Magnetic Steel and It's Microscopic Characteristics," JSMS, Vol. 43. No. 486. pp. 324-329, 1994.
2. 日本鐵鋼協會. "非磁性鋼における最近の進歩," 1990.
3. 太田, 他4名, "溶接學會論文集," Vol. 7. No. 391. 1989.
4. Fukui, T., Waku Y. and Nishimoto, M., "The influence of Work Hardening on the Rolling Contact Fatigue Strength of High Manganese Austenitic Steel," JSMS, Vol. 36. No. 405. pp. 52-57, 1987.
5. Tomota, Y., Piao, M., Hasunuma T. and Kimura, Y., "Effects of Applied Stress and Plastic Strain on $\gamma \leftrightarrow \epsilon$ Martensitic Transformation in High Mn Alloy Polycrystals," JJIM, Vol. 54. No. 6. pp. 628-634, 1990.
6. Kobayashi, H., Fujita, K., Komine A. and Nakazawa, H., "Influence of Fracture Mechanism on Fatigue crack Growth Resistance of High-Strength Steel 4340," JSMS, Vol. 29. No. 321. pp. 54-58, 1980.
7. Sugimoto, K., Kobayashi, M., Matsushima, H. and Hashimoto, S., "X-ray Residual Stress and Strain-Induced Transformation of Retained Austenite in TRIP-Aided Dual-Phase Steels," JSME, Vol. 61, No. 581, pp. 80-86, 1995.
8. Lee, J. H., Maekawa, I., Shibata, H., Hishida, S. and Kim, G. N., "Influence of Inclusion on Characteristics of Fatigue Strength of High Manganese Steel," JSMS, Vol. 38. No. 433. pp. 54-58, 1989.
9. Miyagawa, H. and Oda, A., "X-ray Elastic Constants of High Manganese Austenitic Cast Steel," JSMS, Vol. 37. No. 413. pp. 54-58, 1988.
10. Choi, S. D., Mayama, Y., Misawa, H., Akita, K. and Lee, J. H., "Characteristic of Fatigue Crack Initiation and Propagation of Ti-6Al-4V Alloy Heat Treated in Beta-Field," Fatigue'99. Vol. 1. pp. 427-432, 1999.