

오스테나이트계 고망간강에서 인장 특성과 피로거동에 미치는 변형유기상의 영향

최상민 · 권숙인

고려대학교 공과대학 금속공학과

The Effect of Deformation Induced Phase on Tensile Properties and Fatigue Behavior of Austenitic High Mn steel

S. M. Choi and S. I. Kwun

Dept. of Metallurgical Engineering, Korea University, Seoul

ABSTRACT

The effect of grain size on the tensile properties and fatigue behavior of austenitic high Mn steel has been investigated. The recrystallized austenite grain size of the cold rolled high Mn steel was increased as the annealing temperature increased from 600°C to 1000°C. Larger austenite grain size decreased the yield strength and the tensile strength, and increased the uniform elongation due to transformation of some austenite into twins or ϵ -martensite phase during deformation. Austenite grain refinement increased the tendency to form dislocation cells, instead. The specimen annealed at 1000°C with large grain size showed lower fatigue crack propagation rate in low ΔK region due to rougher fracture surface caused by formation of deformation twins during fatigue at the crack tip region.

1. 서 론

13%Mn의 Hadfield강이 오래전에 개발되어 내마모성 재료로 사용되어 온 이래 고Mn강의 특성향상에 대한 노력은 현재까지 계속되고 있으며 장래에도 계속될 것으로 보인다. 최근에 Al과 C이 함유된 고Mn강은 강도가 높을 뿐 아니라 성형성과 용접성이 우수하다는 발표¹⁾가 있어 이 재료의 구조재로서의 용도가 확실히 된다고 할 수 있다. 이 재료가 이렇게 우수한 강도와 성형성을 동시에 지니는 것은 오스테나이트의 단일상이 일부 소성 변형시 쌍정 또는 ϵ -마르텐사이트로 변태되어

균일 연신율(uniform elongation)을 증가한다는 것²⁾이다. 따라서 이 재료의 특성은 오스테나이트의 안정성에 의해 많이 바뀔 수 있음을 알 수 있다. 오스테나이트의 안정성은 합금원소, 가공방법, 열처리방법, 결정립 크기에 영향을 받는다고 잘 알려져 있으며 안정성에 따라 상이한 변형기구를 갖는다. 오스테나이트의 안정성에 영향을 주는 합금원소에 대한 연구는 많이 이루어져 왔으나³⁻⁵⁾, 결정립 크기에 대한 연구는 아직 미비한 상태이다. 모든 구조재는 그 사용의 안정성을 제시하기 위하여 여러가지 기초적인 물성에 대한 연구가 요구된다. 특히 인간의 이동수단인 자동차 등에 사용되는

구조재는 피로에 의한 변형을 받으며 사용중에 발생하는 파단의 90% 정도가 피로에 의한 파단이다. 그러나 지금까지 변형유기상이 생성되는 오스테나이트의 결정립 크기에 따른 피로거동에 대한 연구는 전무한 상태이다. 따라서 본 연구는 결정립 크기에 영향을 받는 오스테나이트의 안정성이 인장성질과 피로성질의 거동에 미치는 영향에 대해 연구하였다.

2. 실험방법

본 실험에 사용한 고Mn강의 화학성분을 Table. 1에 나타내었다. 먼저 진공유도 용해로에 전해철, 전해망간, 고순도 알루미늄, 흑연분말을 사용하여 강괴의 크기가 가로 12cm, 세로 12cm로 무게 25kg인 두개를 제조한 후 1250°C에서 3시간 동안 균질화처리한 다음, 압연온도 950°C 이상에서 열간압연된 열연판을 RIST로부터 입수하였다. 표면의 산화막을 제거하기 위해 밀링을 행한 후 압하율 70%로 냉간압연하였다. 냉간압연재의 어닐링은 500°C부터 온도간격 25°C~100°C로 1000°C까지 진공 또는 염욕에서 15분간 행한 후 공냉하였다. 시편의 어닐링온도 결정은 경도측정과 광학 현미경으로 미세조직을 관찰하여 결정하였다.

시편의 제작은 냉연판을 압연방향에 평행하게 채취하여 Fig. 1과 같은 형상으로 기계가공을 하였으며 결정립 크기를 변화시키기 위해 525°C, 600°C, 800°C, 1000°C에서 어닐링처리하였다. 인장시험과 피로시험은 Instron 1350 Model을 사용하였으며 인장시험시 cross head speed를 2mm/min로 일정하게 유지하였다. 변위 제어로 파괴시까지 인장하여 하중-변위곡선에서 항복강도, 인장강도, 연신율을 구하였다. 인장시험 전, 후의 상변태와 집합조직의 변화를 알아보기 위해 X-선 회절분석을 행하였다. 인장시험 전 시료는 압연길이 방향의 옆 부위를, 인장파단이 일어난 경우에는 시편이 균일하게 늘어난 부위를 채취하였으며 X-선 회절시 target은 monochromator가 장착된 Mo- α 를 사용하

였으며 scanning rate는 4deg/min로 하였다.

저주기피로시험은 시편에 extensometer를 부착하여 $\Delta\epsilon_i/2=0.7\%, 0.8\%, 1.0\%$ 의 일정 변형율하에서 변형을 제어로 실험을 행하였으며, 파형은 일정한 변형속도를 주기 위해 삼각파형을 사용하였다. 이때 hysteresis loop의 변형거동은 X-Y recorder로 추적하였다. 피로 균열전파 시험은 응력비 $R=0.05$, 파형은 sine파형, 주파수는 30Hz로 하였으며, 하중감소법¹⁾으로 균열성장속도가 10 $\mu\text{m}/\text{cycle}$ 부근까지 되도록 하중을 감소시키며 균열속도를 측정한 후 다시 일정하중으로 파괴될 때까지 균열성장속도를 측정하였다. 균열의 길이 측정에는 40배 이동현미경을 사용하였다.

어닐링온도를 달리한 시료와 인장시험 후의 저배율 미세조직관찰은 광학 현미경을 사용하였다. 이때 미세

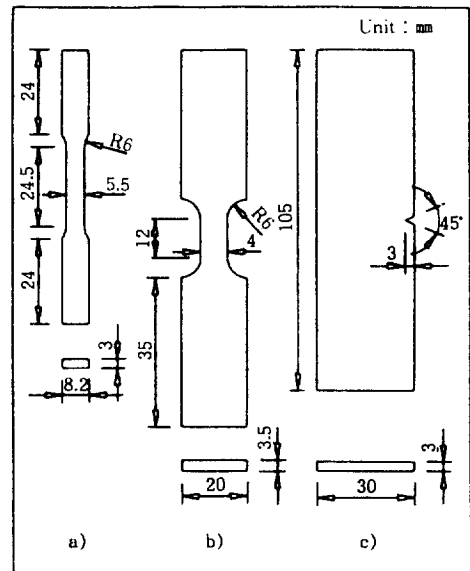


Fig. 1 The shape of specimens.
 a) Tension test specimen
 b) Low cycle test specimen
 c) Fatigue crack propagation specimen

Table 1. Chemical composition of high Mn steel (wt.%).

Nominal composition				Actual composition				
Mn	Al	C	Fe	Mn	Al	C	N*	Fe
25	1.5	0.4	bal.	25.17	1.50	0.41	250	bal.

* unit : ppm

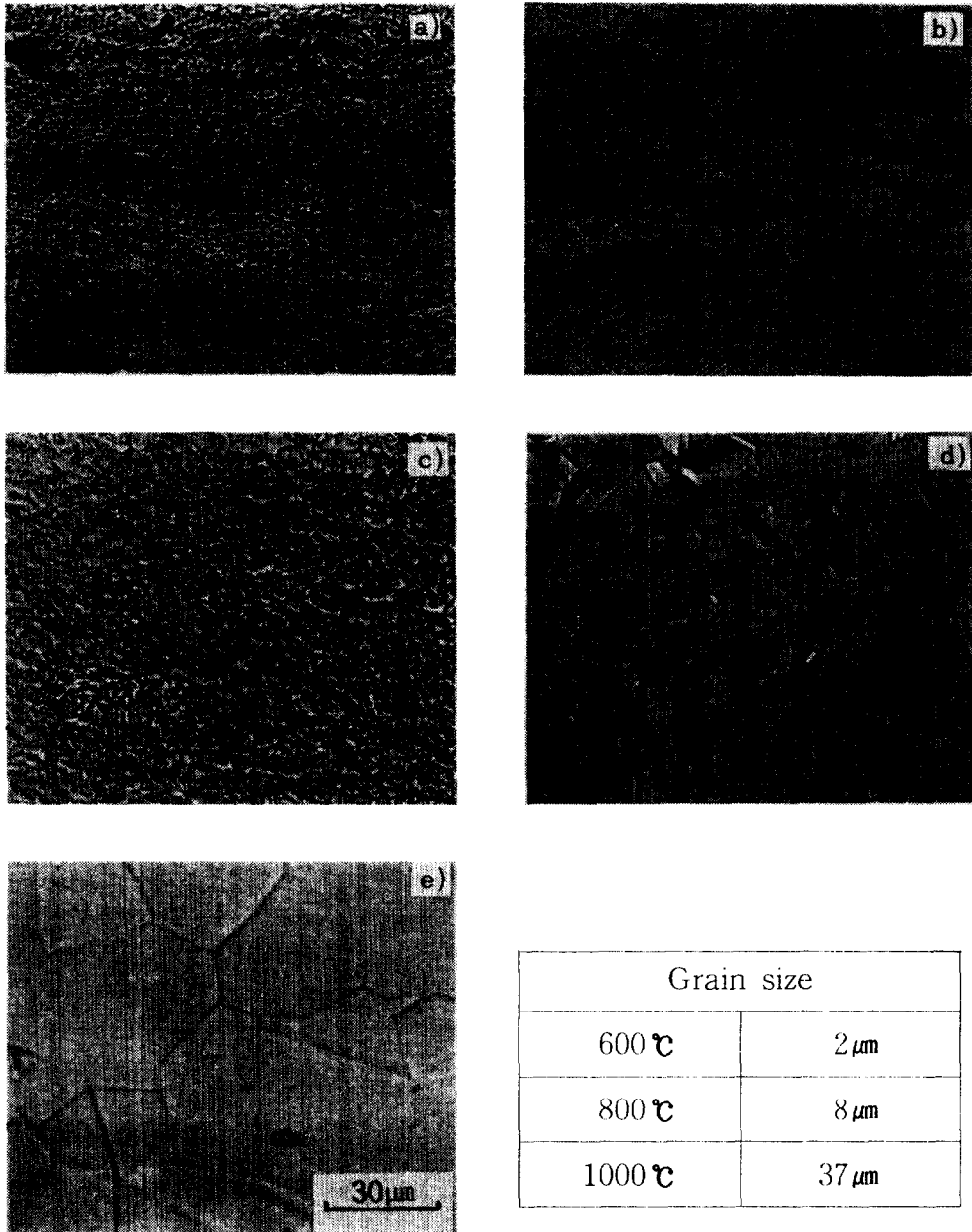


Photo. 1. Optical micrographs for various annealing temperatures
 a) As rolled b) 525°C c) 600°C d) 800°C e) 1000°C

조직을 관찰하기 위해 기계적 연마도중에도 변형상정이 생성되므로 전해연마로 이를 제거한 후 nital 용액을 이용하여 etching하였다. 전해연마액은 acetic acid에 perchloric acid를 20% 혼합하여 사용하였다. 피로시

험 후 파단면의 간열 전파양상과 파면양상을 관찰하기 위하여 주사전자현미경을 사용하였다. 또한 결정립 크기에 따른 전위구조와 변형유기상의 확인, 그리고 변형 기구를 파악하고자 120kev에서 투과전자현미경으로 관

찰하였다. 시료는 50~80 μ m까지 기계적 연마를 행한 후 10 $^{\circ}$ C에서 acetic acid에 perchloric acid를 10% 혼합한 전해액에서 twin-jet thinning 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3. 1. 인장변형시 변형유기상의 변화

상온에서 변형에 의해 변태가 일어나는 합금으로는 Co-alloy, Fe-Mn강, Fe-Co-Ni강 등이 잘 알려져 있다⁷⁾. 이 강들은 준안정 오스테나이트로 변형중에 마르텐사이트 변태를 일으키는 특성을 가지며 이러한 변태를 변형유기 상변태라 한다. 변형유기 상변태가 일어날 때 합금의 연성이 증가하는 성질을 TRIP(Transformation Induced Plasticity)이라 한다. TRIP은 고강도, 고인성을 얻기 위한 방법으로 관심을 끌고 있다. 그러나 변형유기 상변태가 일어나지 않으면서 TRIP과 유사한 현상이 고Mn강에서도 관찰된 바 있다. Kobayashi⁸⁾는 기존의 TRIP강에서 망간 함량을 10%로 하여 인장시험한 후 마르텐사이트는 관찰되지 않고 변형

쌍정(deformation twin)이 관찰되어 이를 광의의 TRIP이라고 정의한 바 있다.

Table. 2는 고Mn강의 어닐링온도에 따른 인장시험 결과로 재결정이 일어난 600 $^{\circ}$ C 이상에서는 강도는 급격히 낮아지고 연신율은 급격히 증가하였다. 특히 어닐링 온도가 높은 경우에는 균일 연신율이 총 연신율의 대부분을 차지하여 많은 변형을 가능케 하였음을 볼 수 있다. 또한 가공경화지수(strain hardening exponent, n) 값도 연신율 변화와 비슷한 양상을 보이면서 어닐링 온도가 높아질수록 커져 600 $^{\circ}$ C의 0.25에서 1000 $^{\circ}$ C에서는 0.46의 매우 높은 값을 보였는데 이것은 광의의 TRIP 현상 때문으로 생각된다. 특히 600 $^{\circ}$ C 이상의 온도에서 항복강도의 감소는 결정립 성장에 의한 Hall-Petch식에 따라 나타난 결과로 사료되며, 균일 연신율과 가공경화지수, n값의 증가는 결정립 조대화에 의해 오스테나이트의 안정성이 감소하면서 변형쌍정의 발생이 증가되기 때문인 것으로 Photo. 2, Photo. 3, Photo. 4, Photo. 5의 인장변형 후 미세구조 관찰로 확인하였다. 결정립 조대화에 따른 균일 연신율의 증가는 인장변형

Table 2. Tensile properties of high Mn steel annealed at various temperatures after 70% cold rolling.

Annealing temp.($^{\circ}$ C)	As-rolled	525	600	800	1000
Properties					
Y.S (MPa)	1103	985	718	323	233
U.T.S (MPa)	1382	1142	447	655	586
Uniform El.(%)	2.95	5.90	35.4	45.3	56.7
Total El.(%)	3.92	8.00	37.0	46.2	58.3
n value	0.15	0.15	0.25	0.31	0.46



Photo. 2 Optical micrographs annealed at various temperatures after tensile testing. a) 800 $^{\circ}$ C, b) 1000 $^{\circ}$ C

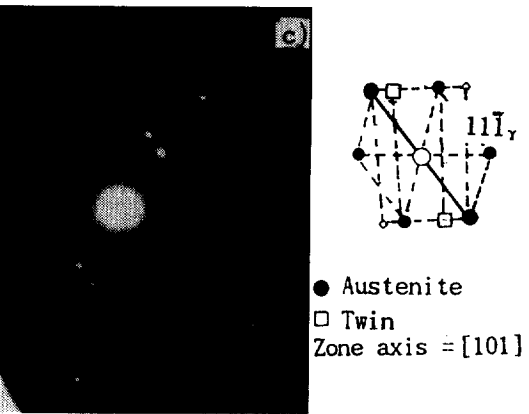
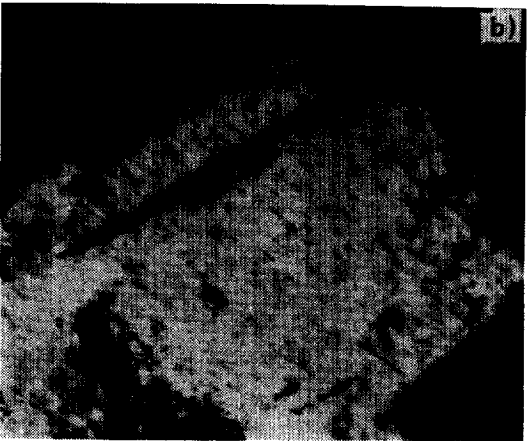
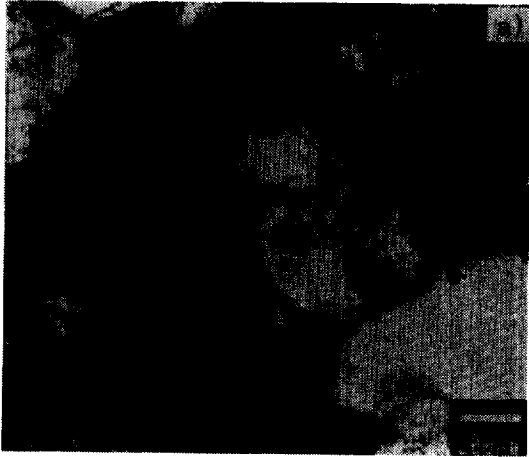


Photo. 3 TEM micrographs of the tensile fractured specimen annealed at 600°C
 a), b) bright field image
 c) diffraction pattern



Photo. 4 TEM micrographs after tensile testing annealed at 800°C

중 시편의 응력집중 부위에 우선적으로 변형쌍정의 발생이 많아져 이 부분의 가공경화가 커지므로 국부 necking이 억제되기 때문이다⁹⁾. 또한 변형쌍정의 생성으로 응력집중을 완화하여 미세균열의 생성 및 전파를 억제한다¹⁰⁾. 소둔온도가 상승하여 결정립 조대화에 따라 가공경화지수, n값의 증가는 연강(mild steel)의 결정립 조대화에 따른 가공경화지수 변화와 반대되는 현상을 나타내고 있다. 일반적으로 연강에서는 가공경화가 완전전위의 집적에 의해 얻어지는 현상으로 결정립이 미세하면 결정립계의 면적이 증가하여 전위가 집적될 수 있는 장소가 많아지기 때문에 가공경화지수가 높아진다. 그러나 변형유기 변형쌍정이 서로 엮ial려서 가공경화가 일어나는 고Mn강(Photo. 2)에서는 결정립이 조대화 될수록 오스테나이트의 안정성이 낮아져 변형쌍정의 발생량 증가(Photo. 4와 Photo. 5의 비교)에 의해 결정립 미세화 효과를 가져와 변형쌍정에 전위들이 집적되기 때문에 가공경화지수가 높아졌다고 할 수 있으며 이는 변형쌍정 주위의 높은 전위밀도로 확인할 수 있었다. 한편 낮은 온도인 600°C에서 어닐링한 경우에는 Photo. 3에서 보는 바와 같이 변형쌍정의 양이 보다 높은 온도에서 어닐링한 경우보다 적었으며 대신 많은 전위셀(dislocation cell)을 나타내고 있어 오스테나이트의 안정성이 상대적으로 높음을 알 수 있다. Photo. 5에서는 Photo. 4에서 관찰된 변형쌍정보다 훨씬 미세하고 많은 변형쌍정의 발생과 함께 Photo. 5의 d)의 SADP을 분석한 결과에서 기지, 변형쌍정, 그리고 ϵ -

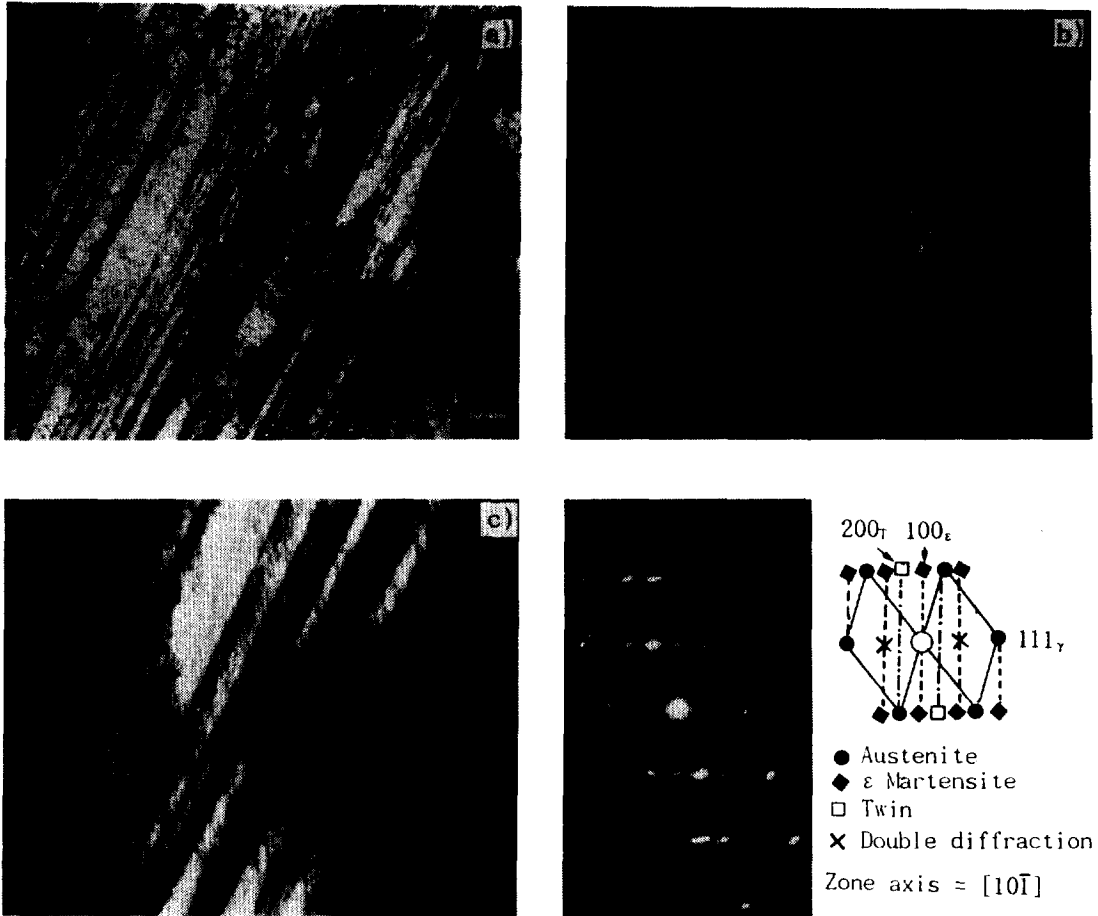


Photo. 5 TEM micrographs after tensile testing annealed at 1000°C
 a) bright field image b) dark field image showing ε-martensite
 c) dark field image showing deformation twin d) diffraction pattern

마르텐사이트의 적층으로 형성된 복합띠(multi band)를 관찰할 수 있었고, 변형쌍정과 ε-마르텐사이트는 교대로 적층되어 있음을 확인할 수 있었다. 관찰된 복합띠의 방향관계는 $(111)_\gamma // (0001)_\epsilon$ 과 $\langle 011 \rangle_\gamma // \langle 1210 \rangle_\epsilon$ 이었다. 이상의 TEM으로 관찰 및 분석 결과에서 오스테나이트의 결정립이 미세화 되면 오스테나이트의 안정성이 높아져 변형유기상인 ε-마르텐사이트 변태와 변형쌍정의 발생이 억제되고, 완전전위 자동으로 전위셀이 형성됨을 확인할 수 있었는데 이는 Remy¹¹⁾의 연구결과와도 잘 일치하고 있다.

3. 2. X-선 회절분석 결과

어닐링온도에 따른 인장변형 전, 후에 대한 X-선 회절peak를 분석한 결과를 Fig. 2에 나타내었다. 모든 어닐링 조건의 인장변형 전, 후 peak에서 ε-마르텐사이트의 생성은 확인할 수 없었기 때문에 Photo. 5에서 관찰된 ε-마르텐사이트의 변태량은 수 vol.%의 아주 소량인 것으로 사료된다. 특히 X-선 회절분석에서 변형쌍정에 의해서 생기는 texture변화가 나타나고 있으며, 열연상태(Fig. 2에서 before tension 조건의 a))의 $\gamma_{(111)}$ peak, $\gamma_{(200)}$ peak, $\gamma_{(220)}$ peak가 인장변형(Fig. 2에서

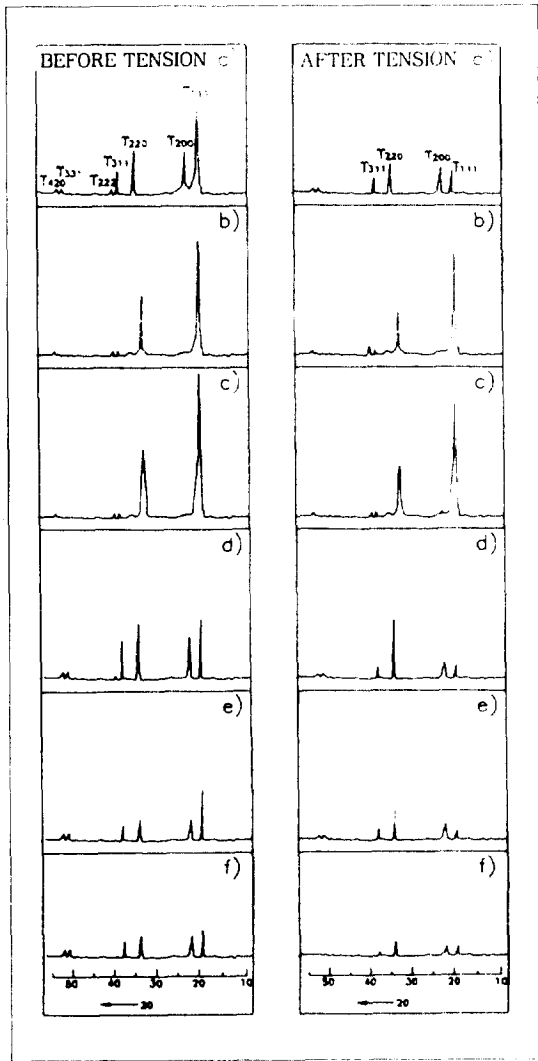


Fig. 2 X-ray diffraction patterns before and after tensile testing for various annealing temperatures.

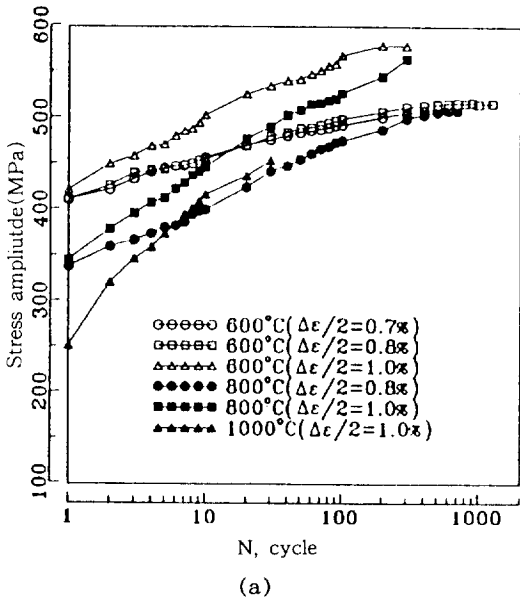
- a) As hot rolled b) As cold rolled
- c) 525°C d) 600°C
- e) 800°C f) 1000°C

after tension조건)과 냉간압연 변형(Fig. 2에서 before tension 조건)에 의해 peak의 강도가 변화하고 있다. 인장변형에 의해 $\gamma_{(111)}$ peak 강도와 $\gamma_{(200)}$ peak 강도가 작아졌으며, 반면에 $\gamma_{(220)}$ peak의 강도가 약간 커졌다. 냉간압연 변형에 의해서는 $\gamma_{(111)}$ peak 강도가 커졌고 $\gamma_{(200)}$ peak 강도는 소멸하고 있다. 이외

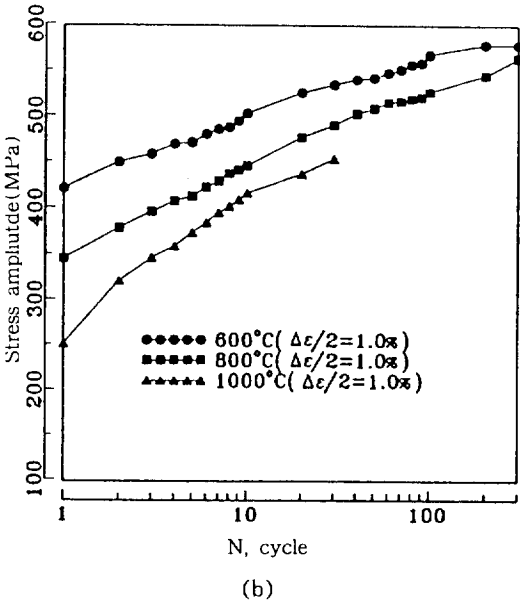
같이 변형방법에 따라 서로 다른 texture를 보이는 것은 Adler¹²⁾가 Hadfield강인 Fe-13%Mn-1.2%C 합금에서 가공유기 변형쌍정의 발생으로 $\gamma_{(111)}$ peak, $\gamma_{(200)}$ peak, $\gamma_{(220)}$ peak의 강도가 압축변형과 인장변형에서 서로 다른 texture를 보인 결과와 유사하다.

3. 3. 저주기 피로 시험

본 실험에서는 결정립 크기에 따라 오스테나이트의 안정성을 변화시켰으므로 피로변형에 의해서도 각기 다른 경향을 보일 것으로 예상된다. 오스테나이트 스테인리스강과 같이 피로에 의한 변형축적으로 마르텐사이트와 같은 단단한 상으로 상변태가 일어날 경우에는 피로변형에 변형축적이 증가하고 그에 따라 변형유기 마르텐사이트의 양이 증가하여 피로경화(cyclic hardening)되었다¹³⁾. 변형쌍정을 유발하는 고Mn강에서는 Fig. 3에서 보는 바와 같이 모든 어닐링 조건에서 또한 모든 변형율진폭하에서 피로사이클이 증가함에 따라 피로경화를 나타내고 있음을 알 수 있다. 그러나 반복경화의 정도는 동일 어닐링 조건일 경우에는 변형율 진폭이 클수록 동일 변형율진폭일 경우에는 결정립 크기가 커질수록 커졌다. 이와같은 결과로부터 반복경화 정도 변화가 결정립 크기 변화에 따른 오스테나이트 안정성의 차이로 인한 피로변형시 변형유기상의 변화와 깊은 관계를 가지고 있는 것으로 보고 이에 대한 미세구조적인 변화를 관찰하기 위해 $d\epsilon_1/2=1.0\%$ 의 변형율진폭에서 600°C와 1000°C에서 어닐링한 재료에 대하여 피로시험후 TEM을 이용하여 관찰하였다. Photo. 6의 a)는 600°C에서 어닐링한 재료의 피로변형후의 사진으로 결정립내에 선위셀의 형성을 알 수 있었고, b)는 1000°C에서 어닐링한 재료의 피로변형후의 사진으로 변형쌍정띠(deformation twin band)가 관찰되어 피로변형후의 미세조직이 인장변형후의 미세조직변화와 대체로 유사함을 알 수 있었다. 그러나 자세히 관찰해 보면 피로에 의한 변형쌍정의 층간간격이 인장변형시 발생하는 변형쌍정띠의 층간간격보다 훨씬 넓으며 lamellar 층의 두께 또한 매우 두꺼웠다. 이것은 변형쌍정은 일정 변형을 이상이 부가될때 발생하므로¹⁴⁾ 인장변형시 짧은 시간내에 많은 변형율을 시편에 부가하기 때문에 미세한 변형쌍정띠를 형성하였고(Photo. 4와 Photo. 5 참조), 피로시에는 작은 변형율진폭하에서 응력이 반복되므로 많은 변



(a)



(b)

Fig. 3. Stress response curves for different annealing treatment conditions at various total strain amplitudes.

- a) Total strain amplitude : 0.7%, 0.8%, 1.0%
- b) Total strain amplitude : 1.0%

형상정의 형성은 어렵고, 반복응력에 의해 쌍정계면에서 격자결합을 가속시키게 되므로 먼저 형성된 쌍정계면에서 성장이 이루어지기¹⁵⁾ 때문으로 사료된다.

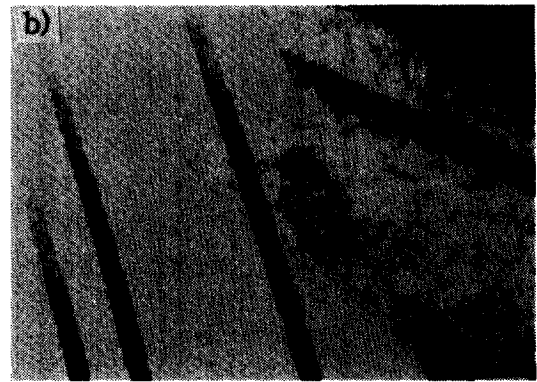


Photo. 6 TEM micrographs after low cycle fatigue at 1.0% strain.
a) annealed at 600°C
b) annealed at 1000°C

3. 4. 피로균열전파 거동

피로균열전파실험 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 낮은 ΔK 지역에서는 어닐링온도에 따라 균열전파속도가 차이가 많지만 ΔK 가 커질수록 이러한 차이는 매우 작아졌다. Chaniani 등¹⁶⁾은 TRIP강의 피로균열의 전파속도 연구에서 변형유기상의 생성으로 인한 에너지의 흡수효과에 의해 균열전파속도를 감소시킨다고 하였다. 또한 Pineau¹⁷⁾ 등은 준안정한 오스테나이트에서는 균열전파시에 균열선단에 마르텐사이트의 변태가 많을수록 균열전파속도가 감소한다고 하였다. 본 실험에서 균열성장속도의 차이는 결정립 조대화에 따른 오스테나이트 안정도의 감소로 인한 서로 상이한 변형기구의 영향으로 사료된다. 즉 균열전파속도는 600°C 어닐링재의 경우 균열성장속도가 가장 빠르고 1000°C 어닐

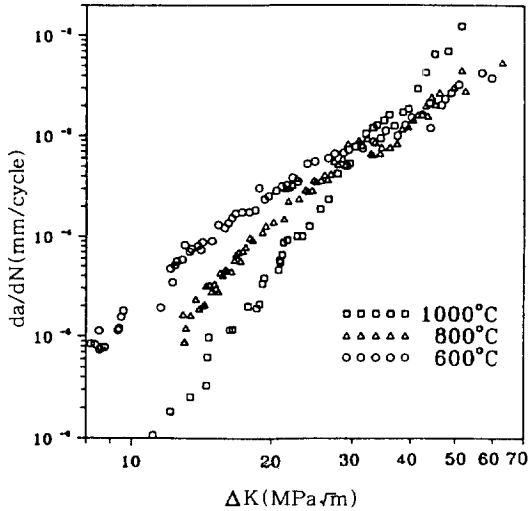


Fig. 4 Fatigue crack growth rate for various annealing temperatures.

링재의 경우 가장 느린 균열성장속도를 보였다. Photo. 7은 $\Delta K \approx 16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 정도의 낮은 ΔK 지역에서의 파면관찰 결과로서 결정립이 미세한 600°C 어닐링재의 경우 파면거칠기가 매우 작았음에 비해 결정립이 조대화 할수록 facet의 발달이 관찰되었고 결정립이 가장 큰 1000°C 어닐링재의 경우에는 매우 발달된 facet과 변형쌍정의 모습을 나타내는 줄무늬를 관찰할 수 있었다. 이와 같은 현상을 해석하기 위해 $\Delta K \approx 16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 인 지점에서 피로균열 선단에서의 피로소성역의 크기를 계산해 본 결과 소성역의 크기는 제일 큰 결정립 크기보다도 크게 나타나 결정립 크기가 피로균열전파속도에 직접적인 영향을 주는 것 같지는 않다. 그러나 결정립이 조대화 할수록 파면의 표면거칠기가 크고 많은 facet의 발달과 줄무늬의 모습으로 미루어 볼때 균열첨단에서 발생한 많은 변형쌍정의 발생으로 균열의 전파가 지연되면서 균열은 쌍정계면을 따라 전파됨으로 균열전파속도가 느려지는 것으로 사료된다. Photo. 8은 $\Delta K \approx 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 의 높은 ΔK 지역의 파면양상을 관찰한 것으로 3조건 모두가 연성재료의 전형적인 stage II에서 나타나는 파면양상인 striation을 관찰할 수 있었다.

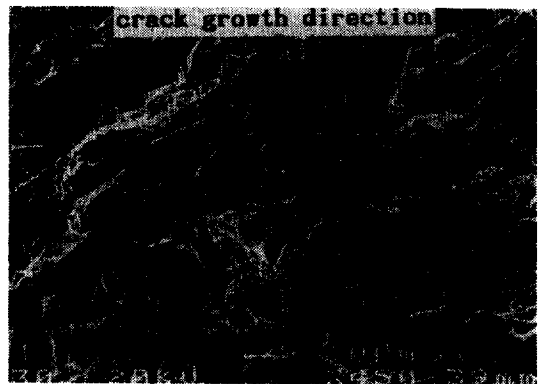
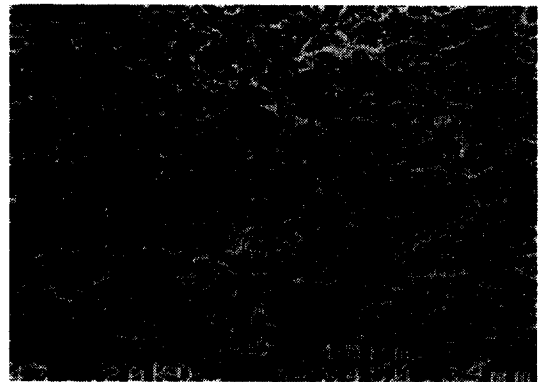
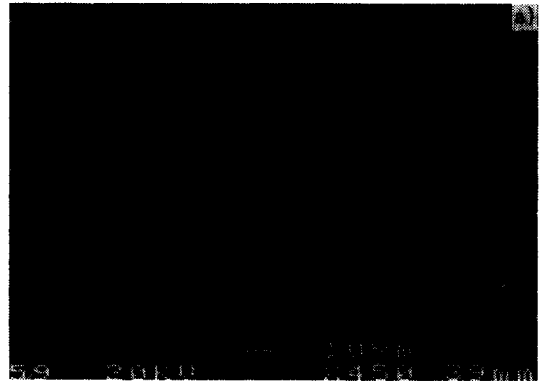


Photo. 7 SEM fractographs for various annealing temperatures at $\Delta K \approx 16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.
a) 600°C b) 800°C c) 1000°C

4. 결 론

오스트나이트계 고망간강에서 결정립 크기에 따른 오스트나이트의 안정도를 변화시켜 인장시험과 저주기 피로시험 및 피로균열전파시험을 행하여 다음과 같은

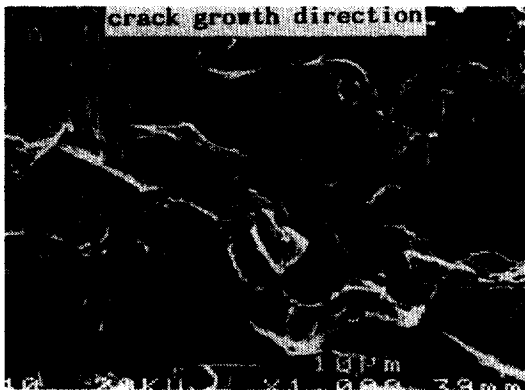
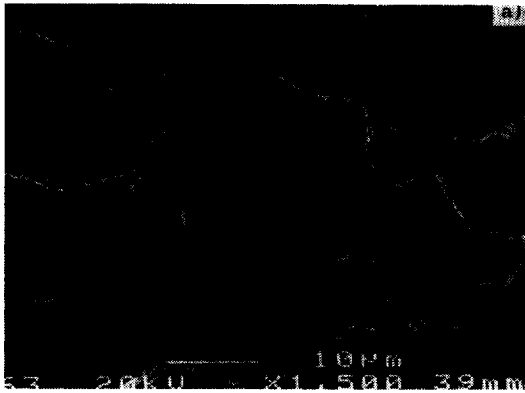


Photo. 8 SEM fractographs for various annealing temperatures at $\Delta K \approx 30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.
 a) 600°C b) 800°C c) 1000°C

결론을 얻었다.

1) 오스테나이트 결정립 크기가 커지면 오스테나이트의 안정성이 낮아져 변형에 의해 ϵ -마르텐사이트와 변형쌍정이 쉽게 발생된다.

2) X-선 회절분석 결과 열연상태의 집합조직이 인장변형과 냉간압연 변형에 의해 서로 다른 집합조직을 형성한다.

3) 저주기피로시 변형율진폭이 증가할수록 반복경화정도가 증가하였고, 동일 변형율진폭에서는 결정립 크기가 증가할수록 변형쌍정의 발생으로 반복경화정도가 증가하였다. 또한 피로변형에 의한 변형쌍정의 발생량은 인장변형시보다 작았으나 피로시 형성된 변형쌍정의 폭이 훨씬 더 넓었다.

4) 낮은 ΔK 지역에서 피로균열전파속도는 600°C 어닐링재가 가장 빠르고, 1000°C 어닐링재가 가장 느렸으며 이것은 1000°C 어닐링재의 경우 결정립 조대화에 따른 오스테나이트의 안정성이 낮아져 균열전단에서 많은 변형쌍정의 발생으로 균열전파가 지연됨이 그 원인인 것으로 사료된다.

후 기

본 연구는 1993년도 포항종합제철주식회사의 연구비 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. 김태웅 : 박사학위논문, KAIST (1993)
2. H. I. Mchenry : NBS Report on U.S./Japan Joint Planning Workshop on Low Temperature Structure Material and Standads(1984) Conference held in Conjunction with ASM' 87 (1987) 13
3. G. L. Kayak : Metal Science and Heat Treatment, 2(1969) 95
4. C. Shih, Y. Zhang, Y. Xu, Y. Li : Advances in Crygenic Engineering, 30 (1984) 161
5. Y. G. Kim, J. K. Han, and E. W. Lee : Metall. Trans., 17A (1986) 297
6. R. S. Bucci : "ASTM Symposium on Fatigue Crack Growth Measurement and Data Analysis" (1979)
7. Z. Nishiyama : "Martensitic transformation", Academic Press (1978)
8. T. Kobayashi, N. Wakai, T. Kazino and Y. Ueda : Tetsue-to-Hagane 71 (1985)

9. Y. G. Kim, Y. S. Park and J. K. Han : Metall. Trans., 16A (1985) 1689
10. G. B. Olson and M. Azrin : Metall. Trans., 9A (1978) 713
11. L. Remy and A. Pineau : Mater. Sci. Eng., 28 (1977) 99
12. P. H. Adler, G. B. Olson and W. S. Oen : Metall., Trans., 17A (1986) 1725
13. 조윤성, 권숙인 : 대한금속학회지, 26 (1988) 62
14. S. Krishnamurthy, K. W. Qian and R. E. Reed-Hill : "Practical Application of Quantitive Metallography" ASTM STP 839 (1984) 41
15. S. B. Chakarabotty, T. K. Mukhopadhyay and E. A. Starke, Jr. : Acta Metall., 29 (1978) 909
16. G. R. Chanani and S. D. Antolovich : Metall. Trans., 5 (1974) 217
- 17) A. G. Pineau and R. M. Pelloux : Metall. Trans., 5 (1974) 1103