<학술논문> **DOI:10.3795/KSME-A.2010.34.10.1419** ISSN 1226-4873

열간 성형된 보론강판의 저주기 피로 특성

장원석*† · 서창희* · 오상균* · 김동배* · 성지현* · 정윤철* · 김영석**
* 대구기계부품연구원, ** 경북대학교

Low-Cycle Fatigue in Quenched Boron Steel Sheet Due to Hot Stamping

Won Seok Jang*†, Chang Hee Suh*, Sang Kyun Oh*, Dong Bae Kim*, Jee Hyun Sung*, Yun-Chul Jung* and Young Suk Kim**
* Daegu Machinery Institute of Components & Materials,
** School of Mechanical Engineering, Kyungpook Natl. Univ.

(Received May 26, 2010 ; Revised July 7, 2010 ; Accepted July 8, 2010)

Key Words : Boron Steel Sheet(보론강판), Hot Stamping(열간성형), Low Cycle Fatigue(저주기피로)

초록: 열간성형된 보론강판은 고강도특성이 필요한 자동차 부품에 널리 적용되고 있으며, 최근에는 샤시 부품에도 점차로 적용되고 있다. 샤시 부품으로 적용되기 위해서 고강도 특성뿐만 아니라 내피로특성이 동시에 요구되고 있어, 본 연구에서 열간성형된 보론강판의 저주기 피로특성을 연구하였다. 저주기 피로시험결과, 총변형률 진폭이 낮은 영역에서는 열간성형된 보론강의 피로수명이 현저히 높았지만, 높은 총변형률 진폭에서는 열간성형된 보론강의 마르텐사이트 조직특성인 낮은 연성과 파괴인성으로 인해서 보론강 원소재의 피로수명이 더 높음을 확인할 수 있었다.

Abstract: Boron steel sheet is suitable for fabricating automobile parts because it is very strong and has low weight. Recently, many car makers are investigating the feasibility of fabricating the chassis part of automobiles using boron steel. In order to use boron steel sheets to fabricate the chassis part of automobiles, much better material property of low cycle fatigue life as well as high formability during hot stamping is required. Therefore, the low-cycle fatigue life of hot-stamped quenched boron steel was investigated in this study. The fatigue life observed at low strain amplitude was longer than that of an as-received boron steel sheet. However, the fatigue life reduced at high strain amplitude because of the low ductility and low fracture toughness of martensite, which was produced as a result of hot stamping.

1. 서 론

부품의 경량화를 통해 자동차의 연비를 향상하기 위해 최근 초고장력강의 사용이 증가하고 있다. 그러나, 초고장력강은 상온에서는 성형이 매우 어렵고, 스프링백(Spring-back)이 심하여 주로 열간성형이 이용된다.

열간성형(Hot stamping) 공법은 경화능이 우수한 소재인 보론강을 A_3 이상의 오스테나이트 온도영역에서 가열한 다음, 금형 내부로 가열된 소재를 옮겨서 성형한 후 금형을 닫은 상태에서 소재를 급냉시켜 성형성과 강도를 동시에 증가시키고 스프링백을 억제하여 초고강도 부품을 제조하는 성형기술이다.(1)

열간성형은 A_3 이상의 고온에서 성형이 이루어지므로, 복잡한 형상의 부품을 용이하게 성형할 수 있고, 금형에서 성형품을 고정한 상태로 급냉하므로 강한 조직인 마르텐사이트를 균일하게 얻을 수 있다. 또한 상변태에 의한 치수변화와 스프링백이 억제되어 성형 후 교정을 생략할 수 있다.

열간성형 기술은 1975 년 스웨덴 SAAB Hardtech 사에서 개발된 이후 고강도 특성이 필요한 센터필라, 도어 임팩트빔, 범퍼빔 등의 자동차부품에 널리 적용되고 있으며, 최근에는 샤시 부품에도 보론강을 사용한 열간성형 기술이 점차로 적용되고 있다.

일반적으로 차체 부품에는 고강도 특성이 요구되지만, 샤시 부품용으로는 고강도 특성과 내피로특성이 동시에 요구된다.

이러한 피로특성은 소재의 미세조직과 강도에 큰 영향을 받으며, 일반적으로 결정립이 미세하고

† Corresponding Author, winjang@dmi.re.kr
© 2010 The Korean Society of Mechanical Engineers

재료의 강도가 증가할수록 고주기 피로특성이 거의 선형적으로 증가한다고 알려져 있다.[2] 또한 저주기 피로특성은 동일 변형률에서 항복강도가 높은 고강도강 일수록 소성변형량이 적어서 저주기 피로수명이 증가한다고 보고되고 있다.[3,4]

그러나 지금까지 수행된 대부분의 연구는 일반 탄소강에 대한 것이며, 열간성형된 보론강과 같이 최근에 개발된 초고장력강의 저주기 피로특성에 대한 연구는 아직 미흡한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 보론강을 샤시 부품용 소재로 적용하기 위해서 열간성형 공정의 열처리 조건에 따른 보론강의 미세조직 및 기계적 특성 변화를 검토하였으며, 보론강 원소재와 최적의 열처리 조건을 선택하여 샤시 부품에 있어서 중요한 저주기 피로특성 변화를 검토하였다.

2. 실험 방법

본 실험에 사용된 소재는 20ppm 의 보론을 함유한 보론강으로 그 화학조성은 Table 1 과 같으며, 두께 2.6mm 의 판재를 사용하였다.

인장시험용 시편과 저주기 피로시험용 시편은 ASTM E 8 과 ASTM E 606 규격에 따라서 Fig. 1 과 같이 제작하였으며, 가공시 열에 의한 영향을 최소화하기 위해서 저속에서 밀링가공 하였다.

가공된 시편은 열간성형 공법과 동일한 조건을 모사하기 위해 Table 2 에 나타낸 바와 같이 850℃, 900℃ 및 950℃에서 300s 및 900s 를 유지한 다음 수냉처리를 하였다.

미세조직 관찰용 시편은 인장시편의 물림부로부터 채취하여 기계적 연마와 경면 연마한 다음 3% 나이탈 용액에서 에칭하여 광학현미경으로 관찰하였다. 인장시험은 표점거리(Gauge length) 25 mm 인 연신률계를 사용하여 1 mm/min ($\dot{\varepsilon} \approx 6.7 \times 10^{-4}$/s)의 변위제어 방식으로 상온에서 INSTRON 사의 50kN 용량의 기계식 재료시험기를 사용하여 수행하였다.

저주기 피로시험은 MTS810 의 서보유압식 재료시험기(Closed loop servo-hydraulic machine)와 표점거리 8mm 인 연신률계를 사용하여, 총변형률 진폭이 0.2% ~ 0.6% 범위에서 변형률비 -1 의 변형률 진폭 제어방식으로 수행하였다. 이때 변형률 속도를 5×10^{-3}/s 로 일정하게 유지하였으며, 삼각파형으로 시험하였다.

저주기 피로시험시 총변형률 진폭이 클 때는 좌굴이 발생한다. 본 연구에서는 그러한 현상을 방지하기 위해 Fig. 2 와 Fig. 3 과 같이 좌굴방지장치(Anti-buckling device)를 장착하여 저주기 피로시험을 수행하였다. 시험시 시편의 피로수명은 응력진폭의 감소를 측정하여 안정화된 사이클에서 응력진폭의 75%가 되는 시점으로 정의하였다.

Table 1 Chemical compositions of boron steel (wt. %)

Element	C	Si	Mn	B	Fe
Contents	0.24	0.22	1.19	0.002	Bal.

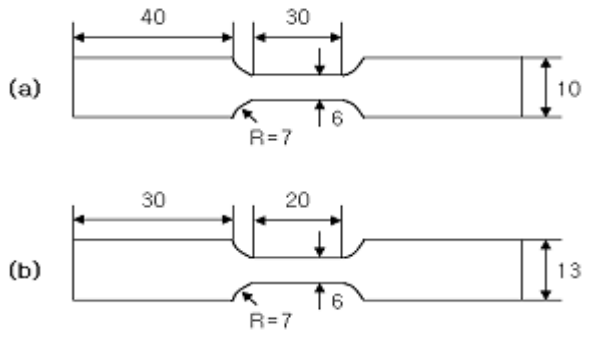


Fig. 1 Schematic representation of (a) tensile test and (b) low cycle fatigue test specimens.

Table 2 Condition of heat treatment

Mark	Austenizing Temperature	Holding time
850-3	850℃	300s
850-9		900s
900-3	900℃	300s
900-9		900s
950-3	950℃	300s
950-9		900s

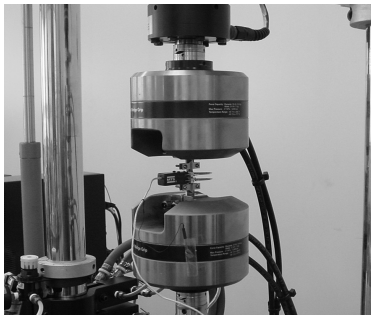


Fig. 2 Photograph of low cycle fatigue test with anti-buckling device

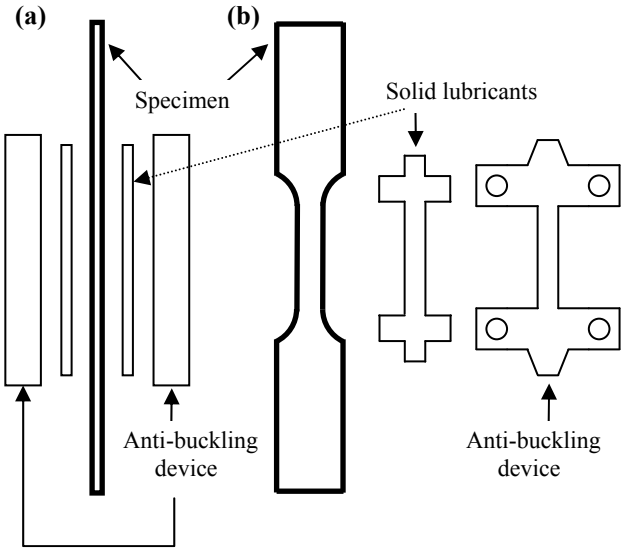


Fig. 3 Schematic view of clamping system with the anti-buckling device. (a) side view, (b) front view

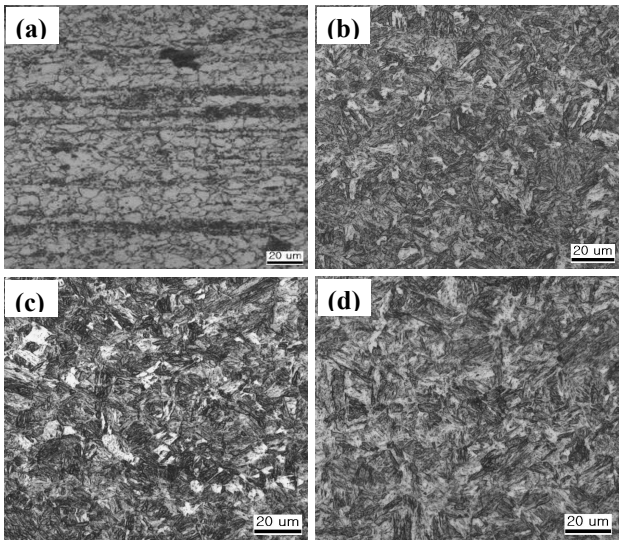


Fig. 4 Optical microstructures images by different heat treatment. (a) as received, (b) 850℃ for 300s, (c) 900℃ for 300s, (d) 950℃ for 300s

3. 결과 및 고찰

3.1 조직 및 기계적 특성

Fig. 4 에 보론강 원소재 조직과 열처리 조건에 따른 미세조직 변화를 나타냈다. Fig. 4(a)의 보론강 원소재의 미세조직은 대부분 페라이트 기지에 부분적으로 펄라이트가 Band structure 를 형성하여 존재하고 있었으며, Fig. 4(b)~(d)에서는 각각 850℃, 900℃ 및 950℃에서 300s 유지한 다음 급냉한 것으로 광학현미경에서 마르텐사이트 조직이 관찰되었다.

보론강의 두께가 얇기 때문에 300s 의 짧은 유지시간에도 불구하고 내부까지 충분히 오스테나이트화 온도까지 가열되어 냉각시 마르텐사이트가 형성된 것으로 판단되며, 열간성형시 생산시간을 줄이기 위해서는 300s 이내의 유지시간이 효과적일 것으로 생각된다.

보론강 원소재와 퀜칭된 보론강의 인장시험 결과를 Fig. 5 에 나타내었다. 퀜칭된 보론강의 열처리 온도와 유지시간 조건에 따른 연신률의 변화는 거의 없었으나, 인장강도 및 항복강도는 차이를 나타냈다. 오스테나이트화 온도가 850℃에서 900℃로 증가함에 따라 인장강도와 항복강도가 증가하다가 950℃에서는 감소하였다.

일반적으로 강도는 오스테나이트화 온도가 높을수록 감소하는 것으로 알려져 있지만, 본 연구에서는 850℃에서의 인장강도가 1575MPa 로 900℃에서의 강도 1634MPa 에 비해 낮았다.

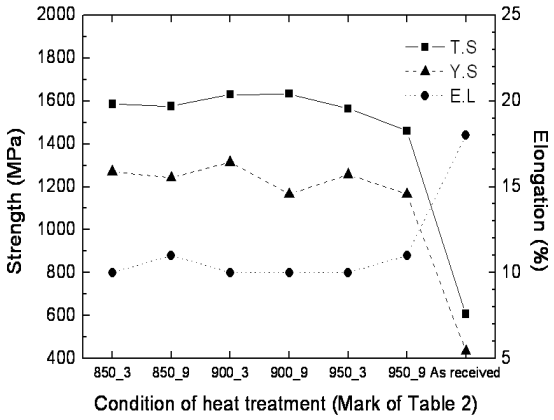


Fig. 5 Tensile properties according to heat treatment

이는 오스테나이트화 온도 850℃가 보론강의 A_3 에 근접하여 유지 후 수냉조로 이동하는 중에 시편의 온도가 낮아져 $\alpha+\gamma$ 영역에서 일부 페라이트가 생성하기 때문인 것으로 생각된다.

또한 900℃와 950℃ 에서 900s 를 유지 후 냉각시 항복강도가 감소하는 경향을 보이는 것은 오스테나이트화 온도가 높아 결정립이 조대화 될 가능성이 큰 상황에서 300s 유지 시에는 유지시간이 짧아 결정립 조대화가 미미한 반면, 900s 유지시에는 충분히 조대화 할 시간과 에너지가 주어져 Hall-patch 효과에 의해 항복강도의 감소를 발생시킨 것으로 판단된다.

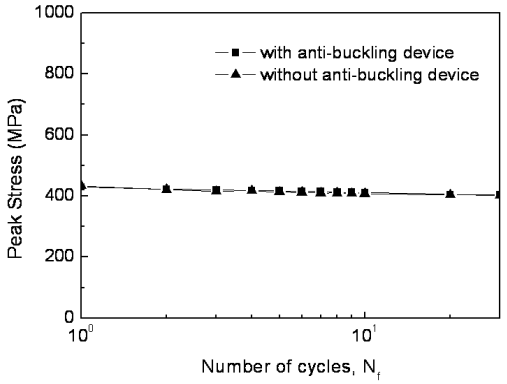
3.2 저주기 피로특성

3.2.1 좌굴방지장치

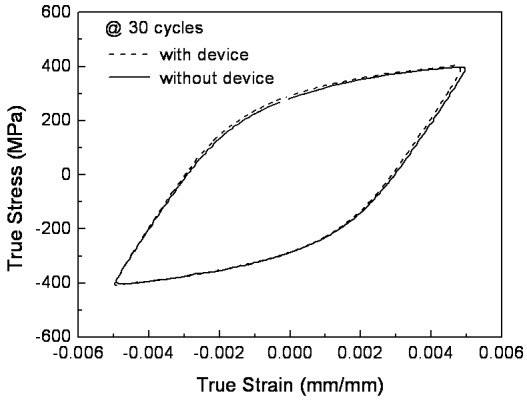
0.2% ~ 0.6%의 총변형률 진폭에서 저주기 피로시험이 수행되었으며, 보론강 원소재와 퀜칭된 보론강은 0.5% 총변형률 진폭까지는 좌굴이 발생되지 않았지만 0.6%에서는 좌굴이 발생하였다.

좌굴방지장치의 사용 유무에 따른 시험의 신뢰성을 확보하고자 0.5% 총변형률 진폭조건에서 좌굴방지장치를 부착한 것과 부착하지 않은 것에 대해 보론강 원소재의 수명에 따른 최고응력의 차이와 히스테리시스를 비교 검토하였다.

Fig. 6(a), (b)에서 확인되는 것과 같이, 좌굴방지장치의 부착 유무에 상관없이 수명에 따른 최고응력의 차이는 거의 없었으며, 히스테리시스는 거의 일치함을 확인할 수 있었다. 히스테리시스 등의 미세한 차이는 시편장착에 따른 시편 정렬(Alignment)의 오차와 시험 재현성에 대한 오차가 혼합된 것으로 생각된다.



(a) Peak stress vs number of cycles



(b) Hysteresis loops

Fig. 6 Comparison of peak stress & hysteresis loops between with and without anti-buckling device by as received.

3.2.2 반복응력 거동

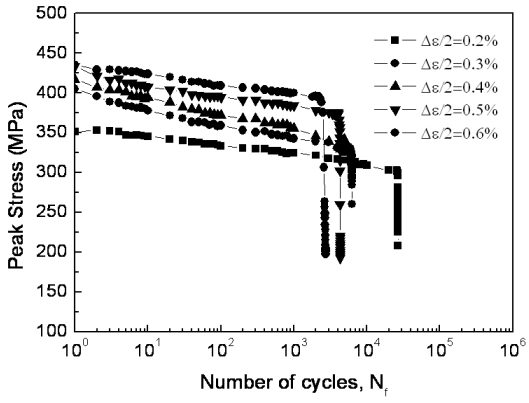
열간성형시 가열된 소재를 이송하여 성형 및 냉각까지의 온도감소와 제조공정에서 열처리 시간절약과 에너지 절감을 고려하여 최적의 보론강 열처리 조건은 900℃, 300s 로 결정하였으며, 원소재와 저주기 피로시험을 수행하여 비교 검토하였다.

Fig. 7(a)는 보론강 원소재의 각 반복수에서의 최고 응력(Peak stress)의 변화를 나타냈다. 사이클이 진행됨에 따라 실험한 모든 총변형률 진폭에서 반복연화(Cyclic softening) 거동이 관찰 되었다.

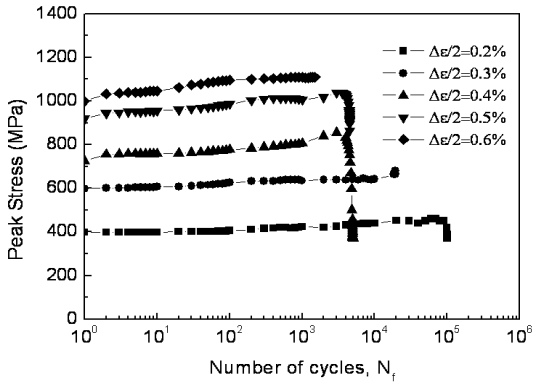
반복 연화거동은 크게 두 가지의 생성기구가 알려져 있다. 첫째는 반복적인 소성변형에 의한 전위구조의 재배열에 의해서 내부 응력이 완화되는 경우이며, 둘째는 고용된 환경에서 기계적으로 구속되지 않은 전위들과 이동이 가능한 전위들이 생성되는 경우이다.[5~8]

Fig. 7(b)는 퀜칭된 보론강의 각 반복수에서의 최고응력의 변화를 나타냈다.

보론강 원소재와는 다르게 반복 경화(Cyclic hardening) 거동이 미세하게 관찰되었다. 반복 경화는



(a) As received



(b) Water quenched at 900℃ for 300s

Fig. 7 Peak stress vs number of cycles.

전위들의 상호작용에 의한 강화효과, 전위와 석출물들의 상호작용에 의한 석출강화 및 동적변형시효(Dynamic strain ageing)에 의해서 주로 나타나는 현상이다.[9,10]

마르텐사이트는 많은 전위를 포함하고 있으며, 피로시험시 작용 응력에 의해서 과포화 고용된 침입형 원자들이 격자 외부로 확산되면서 동적 변형시효를 발생시켜서 반복 경화 현상이 나타난 것으로 생각된다.

또한 반복 연화와 경화 기구는 동일 소재 내에서 동시에 발생되기 때문에 영향도가 큰 기구에 의해서 전체적인 거동이 지배를 받게 된다. 본 연구에 사용된 퀜칭된 보론강의 경우는 경화 기구가 미세하게 우월한 경우이다.

본 연구에서는 전자 현미경에 의한 연구가 수행되지 않아 명확한 반복 연화와 경화 거동의 발생기구(Mechanism)를 규명하지 못했지만 탄소함유량이 적은 합금강의 경우 대부분 위의 기구들로 연화와 경화거동이 설명되고 있으므로 본 연구에서도 유사한 기구를 가질 것으로 생각된다.

3.2.3 피로수명

Fig. 8(a)에 보론강 원소재와 퀜칭된 보론강의 총변형률 진폭과 반복수의 관계(ε-N curve)를 나타냈다. 저주기 피로시험을 통한 피로수명은 총변형률 진폭이 0.5%를 기준으로 원소재와 퀜칭된 보론강이 서로 상반된 피로수명을 보였다.

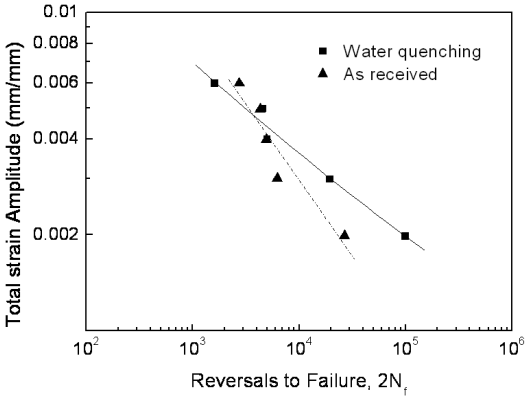
총변형률 진폭이 0.5% 이하에서는 퀜칭된 보론강의 피로수명이 원소재에 비해서 높았지만, 0.5% 이상의 총변형률 진폭에서는 보론강 원소재의 피로수명이 다소 높게 나타났다. 이는 0.5% 총변형률 진폭 이하에서는 인장강도가 높은 퀜칭된 보론강의 경우 적은 소성변형이 발생되어 피로수명이 증가된 것으로 판단되며, 총변형률 진폭이 0.5% 이상에서는 상대적으로 큰 소성변형이 발생되어 소재의 파괴인성과 연성이 피로수명에 많은 영향을 미친 것으로 판단된다.

퀜칭된 보론강은 취성이 있는 마르텐사이트 조직으로 연성이 우수한 저강도강에 비해 균열이 존재하는 경우 균열선단에 적은 소성영역이 발생하여도 균열의 진전이 쉽게 되기 때문에 낮은 파괴인성을 가지게 된다. 마르텐사이트는 높은 소성변형률에 의해서 전위 밀도가 높아지고 더 이상의 전위 이동이 불가능할 때 미세 균열이 생성된다.

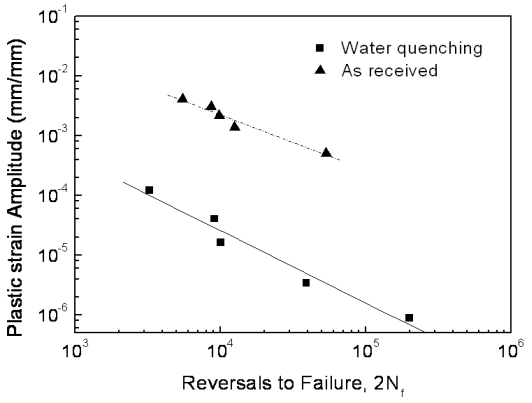
이러한 미세 균열은 반복 응력에 의해서 합체하며 성장하게 된다. 즉, 마르텐사이트에서는 반복적인 소성변형을 받을시 쉽게 균열이 생성되고 낮은 파괴인성으로 인해서 전체적인 피로수명의 급격한 감소를 가져왔을 것으로 생각된다.

소재의 연성이 우수하면 낮은 전위 밀도로 인해서 소성변형시 전위의 이동이 비교적 자유롭게 된다. 균열은 일반적으로 전위 밀도가 높아져서 임계 값에 도달하면 균열이 생성되기 때문에 연성이 우수한 경우 높은 소성변형이 발생하여도 피로균열의 발생이 지연되며, 또한 페라이트-펄라이트의 연성 소재는 피로균열이 하중 방향과 수직하게 벽개(Cleavage)형태로 진전하는 취성파괴와 달리 피로줄무늬(Striation)가 발생하며 균열의 전파가 상대적으로 고강도인 펄라이트에서 지연되거나 균열이 방향을 바꾸어 진전하게 되어 피로 전파 수명의 향상을 가져오게 된다. 따라서 전체적인 피로수명을 향상시키게 된다.

Fig. 8(b)에서는 보론강 원소재와 퀜칭된 보론강의 소성변형률 진폭에 대한 피로수명을 검토하였다.



(a) Total strain amplitude vs fatigue life



(b) Plastic strain amplitude vs fatigue life

Fig. 8 Comparison of fatigue life between as received and water quenching

동일한 소성변형률 진폭 조건만을 고려할 때, 보론강 원소재가 퀜칭된 보론강 보다 장수명임을 알 수 있었다. 물속에서 급격히 냉각된 보론강은 마르텐사이트 조직으로 급격한 상변태로 인해서 내부에 변태시 발생된 응력이 크게 집중되어서 취성을 가지게 된다. 취성을 가지는 소재를 소성변형 시키면 피로균열이 쉽게 생성되고 특히 균열이 생성된 후 급격한 진전이 이루어져 최종 파단에 이르게 된다.

이러한 퀜칭된 보론강의 소성변형률에 대한 수명의 취약성은 열간성형 공정에서 중요한 변수 중의 하나인 오스테나이트화 온도로 가열 후 냉각속도(Cooling rate)에 따른 소재의 강도와 저주기 피로특성에 대한 연구를 통해서 추가적으로 보완해야 할 것이며, 본 연구가 기초자료로 활용 가능하다고 판단된다.

3.2.4 파단면의 미시적 특성

저주기 피로시험을 완료한 시편의 파단면은 Fig. 9(a)~(d)와 같으며, 피로균열은 모두 시편의 표면에서 발생하여 내부로 전파되었다.

총변형률 진폭이 0.2%인 경우, 보론강 원소재는 Fig. 9(a)와 같이, 불연속적인 피로줄무늬가 관찰되었으며, 퀜칭된 보론강은 Fig. 9(b)와 같이 균열이 하중방향과 수직하여 직선적으로 진행하면서 상하 파면이 인장-압축에 의해서 문드러진 형태를 가지는 벽개파괴와 유사한 양상을 나타냈다.

이러한 파면 형태의 차이는 미세조직의 영향으로 알려져 있다.

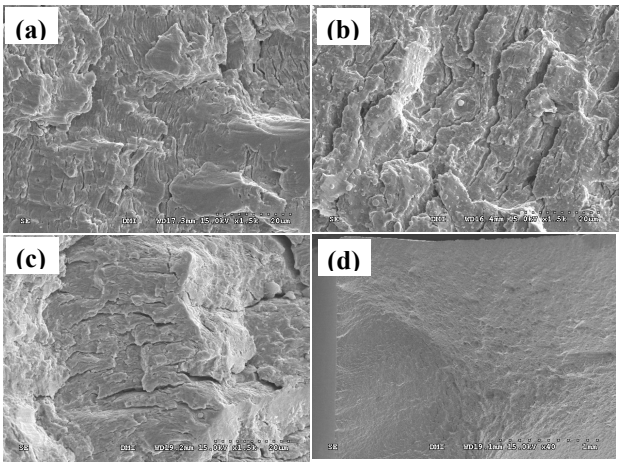


Fig. 9 Fractography of LCF-tested specimens. (a) as received at $\Delta\varepsilon_t/2$=0.2%, (b) water quenched at $\Delta\varepsilon_t/2$=0.2%, (c) as received at $\Delta\varepsilon_t/2$=0.6%, (d) water quenched at $\Delta\varepsilon_t/2$= 0.6%

보론강 원소재는 미세조직이 페라이트와 펄라이트 조직으로 이루져 있어 강도가 낮은 페라이트 조직을 따라 진전하던 균열이 고강도의 펄라이트 조직에 의해서 방해를 받아 곡선적인 균열진전이 발생된 반면에, 퀜칭된 보론강은 취성을 가지는 마르텐사이트 조직으로 이루져 있어서 균열진전이 직선적으로 성장한 것으로 판단된다.

Fig. 9(c)에서는 보론강 원소재의 경우 총변형률 진폭이 0.6%에서는 0.2%에 비해서 피로줄무늬의 간격이 다소 넓어 졌으며, Fig. 9(d)에서는 퀜칭된 보론강의 파면이 거시적으로도 취성파괴 형태임을 확인하였다.

4. 결 론

본 연구에서는 보론강의 열처리 조건별 미세조직관찰, 기계적 특성평가, 저주기 피로시험을 수행하였으며, 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

(1) 박판의 경우 일정 총변형률 이상에서는 좌굴이 발생되기 때문에 좌굴방지장치의 부착이 필수적이며, 본 연구에서 개발된 좌굴방지장치가 저주기 피로시험에 미치는 영향은 거의 없음을 확인하였다.

(2) 총변형률 진폭이 0.5% 이하일 때는 원소재보다 퀜칭된 보론강의 피로수명이 높았으나, 0.5% 이상에서는 보론강 원소재의 피로수명이 높았다.

(3) 소성변형률 진폭만을 고려할 때는 보론강 원소재가 퀜칭된 보론강 보다 피로수명이 높았다.

(4) 보론강 원소재는 실험된 총변형률 진폭에서 모두 반복연화 거동을 보였으며, 퀜칭된 보론강은 미소하게 반복경화 거동을 보였다.

(5) 본 연구에서 수행된 열처리 조건에 따른 미세조직 및 기계적 특성의 변화는 크지 않았으며, 900℃ 온도에서 300s 유지하는 것이 공정의 안정성을 확보할 수 있으며, 경제적으로도 가장 효과적인 열처리 공정인 것으로 생각된다.

(6) 열처리시 냉각속도가 너무 빠른 경우는 소재의 취성을 증가시켜 소성변형률 진폭에서는 피로수명을 급격히 감소시키는 원인이 되기 때문에 냉각속도의 조절을 통해서 저주기 피로 특성을 목적에 맞게 최적화 하는 연구가 요구된다.

참고문헌

(1) Chae, M. S., Lee, G. D., Suh, Y. S., Lee, K. H. and Kim, Y. S., 2008, “Mechanical and Forming

Characteristics of High-Strength Boron-Alloyed Steel with Hot Forming," *Trans. Mater. Process*., Vol. 18. No. 3, pp. 236~244.
(2) Bannantine, J. A., Comer, J. J. and Handrock, J. L., Fundamentals of Metal Fatigue Analysis, pp. 1~30.
(3) Sherman, A. M. and Davies, R. G., 1981, "The Effect of Martensite Content on the Fatigue of a Dual Phase Steel," *Int. J. Fatigue*, January, pp. 36~40.
(4) Chakraborti, P. C. and Mitra, M. K., 2005, "Room Temperature Low Cycle Fatigue Behaviour of Two High Strength Lamellar Duplex Ferrite Martensite (DFM) Steels," *Int. J. Fatigue*, Vol.27, pp. 511~518.
(5) Fournell, R.A., Grey, E.A. and Fine, M.E., 1976, "Fatigue Behaviour of a Precipitation Hardening Ni-Al-Cu Medium Carbon Steel," *Metall Trans A*, Vol. I, No. 7, pp. 669~682.
(6) Thielen, P.N., Fine, M.E. and Fournelle, R.A., 1976, "Cyclic Stress Strain Relations and Strain Controlled Fatigue of 4140 Steel," *Acta Metall*, Vol. 24, pp. 1~10.
(7) Klesnil, M. and Lukas, P., 1967, "Fatigue Softening and Hardening of Annealed Low Carbon Steel," *J Iron Steel Inst*, pp. 746~749.
(8) Sarma, S., Padmanabhan, V. and Low, K.A., 1997, "Cycle Fatigue Behaviour of a Medium Carbon Microalloyed Steel," *Int J Fatigue*, Vol.19, No. 2, pp. 135~140.
(9) Mediratta, S.R., Ramaswami, V., Singh, V. and Rama Rao, P., 1990, "Low Cycle Fatigue of Dual Phase Steels Produced by Different Cooling Rates and a Ferrite-Pearlite Steel," *Scripta Metall*, Vol. 24, pp. 793~797.
(10) Sankaran, S., Subramanya Sarma, V. and Padmanabhan, K.A., 2003, "Low Cycle Fatigue Behavior of a Multiphase Microalloyed Medium Carbon Steel," *Materials Science and Engineering A* 345, pp. 328~335.