

## 플라즈마 침탄한 저탄소 Cr-Mo강의 피로특성에 관한 연구

朴慶峰 · 申東明 · 李昌烈 · 李經燮

한양대학교 공과대학 금속공학과

### A study on fatigue properties of plasma carburized low carbon Cr-Mo steel

Keong Bong Park, Dong Myung Shin, Chang Youl Lee and Kyung Sub Lee

Dept. of Metallurgical Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791, Korea

(2000년 3월 10일 받음, 2000년 7월 1일 최종수정본 받음)

**초 록** 플라즈마 침탄한 저탄소 Cr-Mo강(0.176C-1.014Cr-0.387Mo)의 침탄 특성과 피로성질을 고찰하였다. 플라즈마 침탄한 시편의 유효경화깊이는 가스 침탄한 시편에 대해 상대적으로 침탄시간이 짧고 침탄온도가 낮음에도 불구하고 50% 정도까지 증가되었다. 플라즈마 침탄시 유효경화깊이의 증가는 표면탄소농도의 증가와 같은 경향을 보였으며, 표면탄소농도의 증가율이 침탄시간의 증가에 따라 감소하였다. 플라즈마 침탄강의 피로한도는 가스 침탄강의 경우보다 높았다. 이를 표면근처의 미세구조, 경화깊이, 잔류 오스테나이트와 압축잔류응력으로 조사한 결과 경화깊이와 압축잔류응력의 차이가 거의 없었다. 따라서 플라즈마 침탄의 피로강도 향상은 가스침탄에 비해 표면이상층이 저감되어 표면에서의 미소균열의 발생 및 초기균열 전파과정이 지연 되어지 것으로 판단된다. 파단면 관찰결과 표면에서 균열이 시작되고 플라즈마 침탄의 경우 입내파괴가 현저하였다.

**Abstract** The carburizing behavior and fatigue properties of the plasma carburized low carbon Cr-Mo steel(0.176C-1.014Cr-0.387Mo) have been investigated. The effective case depth in plasma carburized steel increased up to 50% in comparison with that of gas carburizing, and this case depth increased with the increasing surface carbon content. With increasing time in plasma carburizing, the surface carbon content increased but its increasing rate decreased. Fatigue properties were studied in terms of microstructure, case depth, retained austenite and residual stress near the surface. The fatigue limit of the plasma carburized steel was higher than that of gas carburized one. The initiation of microcracks and initial crack propagation were retarded due to a relatively little surface and internal oxidation layer in plasma carburized steel. Fractography showed the crack initiated at the surface, and transgranular fracture at surface layer was more predominant in plasma carburized steel compared to that of gas carburized steel.

**Key words** : Plasma carburizing, Fatigue, Oxidation, Surface carbon content, Residual stress, Retained austenite

### 1. 서 론

침탄은 강 of 피로특성이나 내마모성의 향상에 아주 유효하여 현재 넓게 사용되어지고 있는 표면경화법이다. 종래의 침탄 방법에는 고체침탄, 가스침탄, 주입식침탄, 진공침탄 등이 있고 각종의 재질, 용도에 따라 사용이 분류되어 왔다. 짧은 시간에 원하는 침탄 깊이를 얻기 위해서는 강 내부로의 탄소 확산속도가 빠르고 또한 진공분위기에서 침탄하므로 입계산화층의 발생을 줄여 기계적 성질을 개선할 수 있는 고온침탄법인 진공침탄<sup>1)</sup>과 플라즈마 침탄을 사용한다. 그중 감압하에서 침탄성 가스의 플라즈마를 발생시켜 탄소를 피처리체에 충돌 침입시켜 진공침탄 보다 더욱 빠른 속도로 침탄을 실시할 수 있는 플라즈마 침탄은 실용적인 침탄방법으로서 최근 주목받고 있다.<sup>2~9)</sup>

플라즈마 침탄법은 침탄가스의 투입량이 적고 침탄가스나 캐리어 가스에 산소를 포함하지 않기 때문에 표면이상층이 형성되지 않는 등의 이점이 있다.<sup>10)</sup> 또한 탄소의 강 내부로의 침입속도가 크고 침탄가능 온도영역이 넓다. 그 침탄

기구에 대해서는 글로우 방전에 의해 처리품 근방의 음극강 하부에서 이온화되어진 탄소이온이 처리품에 흡착 또는 충돌하며 또한 처리품에 흡착된 침탄성 가스분자도 탄소와 수소로의 분해반응이 촉진되어 침탄속도가 빠른 것으로 보고 되고 있다.<sup>9)</sup>

침탄강의 피로강도가 높은 이유는 표면의 높은 경도와 압축잔류응력 때문이다. 일반적으로 침탄강의 표면경화층 미세조직은 주로 판상(plate) 또는 판상과 래스(lath)의 혼합 마르텐사이트로 이루어져 있으며 이들은 오스테나이트의 결정 입도 및 오스테나이트화 온도 등에 따라 판상또는 래스의 크기가 다른 미세조직을 보인다. 이러한 침탄 경화층의 미세조직은 기계부품의 피로 특성에 많은 영향을 미치며 특히 피로에 대한 균열형성은 표면부의 결합의 유무에 크게 좌우된다.<sup>11,12)</sup>

침탄처리강의 피로 저항성에 영향을 미치는 요인들에는 여러 가지가 있다. 이 인자들은 침탄층의 탄소농도에 따른 표면경도, 침탄 경화 깊이, 잔류 응력, 표면조도, 미세조직, 잔류 오스테나이트량, 구상 및 망상의 탄화물, 입계산화,

Table 1. Chemical composition of specimen (wt %).

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Cu	Ni
Composition	0.176	0.119	0.779	0.010	0.019	1.014	0.387	0.041	0.102	0.101

오스테나이트 입계에서의 용질의 편석 등이 있으며 또한 이들 인자들은 서로 상호 작용하여 피로특성에 영향을 미친다.<sup>11,12)</sup> 따라서 이러한 요인들 때문에 침탄강의 피로특성을 최적화 시키는 미세조직상의 명백한 기준을 설정하는 것은 어려운 실정이다. 그러나 일반적으로 표면이상층이 발생하면 경도 저하에 따른 압축잔류응력의 감소와 입계산화에 의한 균열 효과 때문에 피로강도가 저하한다.<sup>13~15)</sup> 표면이상층에 발생하는 입계산화물에 따른 연질층은 실제로 초기 균열 생성을 촉진시킨다고 보고되고 있어 표면이상층과 피로강도의 관계는 입계산화 깊이와의 관계에서 검토되고 있으며 또한 입계산화 깊이와 합금원소(Si, Mo)의 관계도 정량적으로 검토되어진 보고도 있다.<sup>16)</sup> 또한 피로균열은 초기에 발생하고, 피로수명의 대부분은 균열전파에 소비되어지므로 침탄재의 피로강도개선에 는 피로균열발생지연과 전파속도저감이 효과적이라고 말할 수 있다.

가스침탄에서는 변성가스중에 산화성가스를 포함하고 있기 때문에 침탄처리품의 표면근방이 표면이상층이 형성되어 처리품의 피로수명을 감소시키는 것으로 알려지고 있다.<sup>16)</sup> 또한 표면이상층을 경감하기 위한 합금설계,<sup>16,17)</sup> 혹은 표면이상층이 형성되지 않도록 하는 진공침탄에 의해<sup>1)</sup> 피로특성이 향상되는 것은 이미 보고되고 있다. 그러나 표면이상층의 형성이 억제되고 진공침탄보다 더욱 빠른 침탄속도를 가진 플라즈마 침탄처리한 재료의 피로특성이 우수할 것으로 예상되나 아직 이에 대한 보고가 미미한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 개량된 SCM강을 플라즈마 침탄을 실시하여 표면경화특성을 알아보고 플라즈마 및 가스 침탄한 시편을 피로 시험하여 플라즈마 침탄시의 피로특성을 조사하였다. 또한 이에 영향을 미치는 잔류 오스테나이트량과 잔류응력에 관해 고찰하고 피로 파단면을 분석하여 플라즈마 침탄한 개량된 SCM강의 피로 특성을 알아보았다.

## 2. 실험 방법

### 2-1. 시편제조

본 실험에서는 자동차 기어용 소재로 사용되어지는 SCM강과 유사한 조성을 가진 개량된 SCM강을 시편으로 사용하였다. 구체적으로 C, Mn, Cr 함량은 SCM420H, SNCM220H와 거의 같으나, 침탄 경화열처리시 입계산화층 형성에 의해 급냉효과 저하를 초래하여 표면 경도를 떨어뜨리고 피로강도를 저하시키는 효과가 있다고 보고된<sup>18)</sup> Si의 함량을 SCM420H 비해 약 1/2로 감소시키고, 탄화물을 안정화시키고 결정립 조대화를 방지하며 소입성이 향상된다고 보고<sup>16)</sup> 되는 Mo의 함량을 SCM420H 비해 약 2배 정도 증가시킨 기어특수강에서 개발된 TSCM815H 합금강이다. 표 1은 본 시편의 화학조성이다. 본 실험에서 사용된 회전굽힘 피로시편은 JIS Z 2274에 의거 제작하였다.

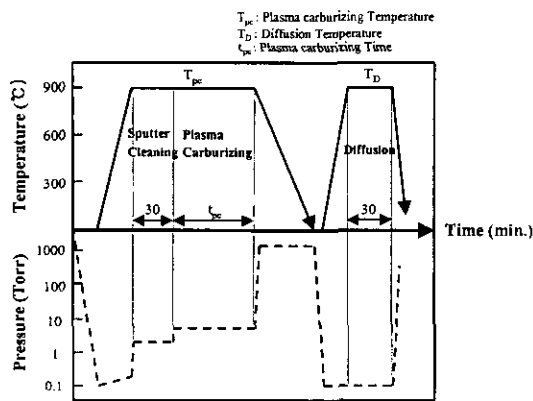
### 2-2. 플라즈마 침탄과 열처리

본 연구에서 사용한 플라즈마 침탄로는 반응로, 보조가열장치, 냉각장치, 전원공급장치, 진공배기계, 전기제어장치로 구성되어 있다. 반응로는 흑연전열방식이며, 플라즈마를 발생시키기 위해 시편을 음극으로 하고 로의 몸체를 양극으로 하여 양 극 간에 수백V의 DC 전압을 인가시켜 플라즈마를 발생하도록 하였다. 이 침탄로는 냉매가스인 질소를 이용하여 강제 냉각시키는 1실식 진공로(one chamber vacuum furnace)이다. 따라서 플라즈마 침탄에서 확산공정의 필요성과 소입으로 인한 마르텐사이트 조직<sup>6)</sup>을 얻기 위해 플라즈마 침탄 후 별도의 진공로에서 확산공정 및 오일에 소입하는 재가열 처리를 실시하였다.

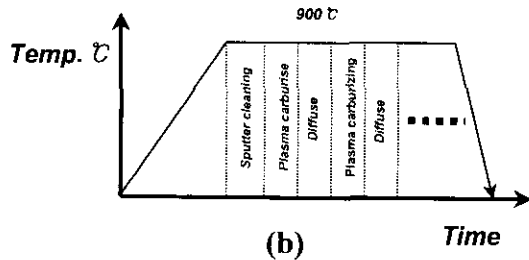
플라즈마 침탄처리는 우선 0.1Torr의 진공상태에서 침탄온도까지 승온한 후 시험편의 균질화와 표면청정의 목적으로 Ar과 H<sub>2</sub>를 4:1 비율로 로내에 유입하여 30분간 플라즈마 스퍼터 크리닝(sputter cleaning) 처리를 행하였다. 침탄가스로는 CH<sub>4</sub> 99.99%를 이용하고 캐리어 가스(carrier gas)는 사용하지 않았다. 예비실험으로 플라즈마 침탄 시편의 유효경화깊이가 가스침탄과 비슷한 조건인 온도(900℃), 시간(60분), 압력(6Torr) 및 전류밀도(2.5mA/cm<sup>2</sup>)의 공정변수로 실험을 행하였다. 플라즈마 침탄 후 별도의 진공로에서 침탄온도와 같은 온도로 30분 동안 유지하여 확산공정을 거친 다음 상온의 오일에 급냉을 하였다. 또한 플라즈마 침탄특성을 알아보기 위해 boost diffuse 플라즈마 침탄방식을 실시하여 일반플라즈마 침탄과 비교해 보았다. 본 실험에 쓰인 boost diffuse 플라즈마 침탄은 스퍼터 크리닝 후 플라즈마 침탄공정 중 플라즈마를 일정시간을 주기로 발생과 차단을 반복하는 형식으로 행해졌다 그리고 일반 가스침탄과의 피로특성 비교를 위해 가스침탄을 행하였다. 그림 1 (a), (b)는 본 연구의 플라즈마 침탄 열처리, boost diffuse 플라즈마침탄의 공정도를 그리고 (c), (d)는 본 실험에 쓰인 두 가지의 가스침탄 공정도를 나타내고 있다.

### 2-3. 피로시험

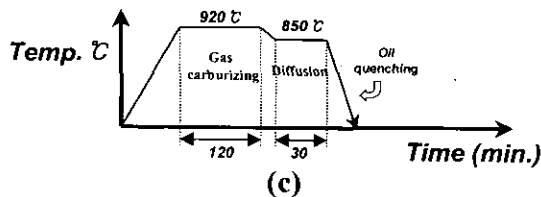
본 연구에서 사용한 피로시험기는 Rotary bending fatigue testing machine(Model FTO-10H-01)으로서 회전속도는 3500 rpm이다. 플라즈마 침탄 후 확산공정을 거친 표면상태 그대로 시험을 행하였다. 반복적으로 가해진 응력을 75~95kg/mm<sup>2</sup>으로 하여 파단되는 회전수를 측정하였다. 피로시험의 비교를 위해 920℃ 120분 침탄, 920℃ 50분 확산, 815℃ 45분 열처리 후 상온 오일에 급냉한 가스 침탄도 같이 행하였다. 이 플라즈마 및 가스 침탄 시험편으로 침탄 특성 및 피로 특성을 조사하였다. 본 연구에서 사용한 피로시험기의 응력  $\sigma$ (Kg/mm<sup>2</sup>) 계산은 시편의 지름을 d mm라 할 때 다음과 같다.



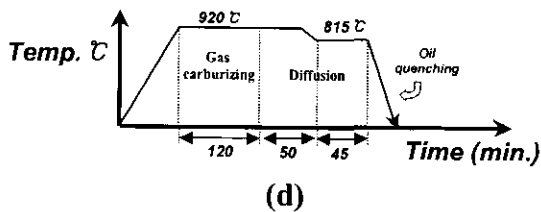
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 1. Schematic diagram of the carburizing processes. (a) Schematic diagram of the plasma carburizing process (b) Schematic diagram of the boost diffuse carburizing process (c) Schematic diagram of the gas carburizing process (d) Schematic diagram of the gas carburizing process for fatigue test

$$\sigma = \frac{16WL}{\pi d^3} \text{ Kg/mm}^2$$

여기서 W는 중추의 하중(Kg), L은 하중지점간의 거리로서 200mm이다. 따라서 JIS Z 2274에 의거 제작한 시편의 지름이 d=6mm이므로  $\sigma=4.715 \cdot W \text{ Kg/mm}^2$ 이다.

#### 2-4. 침탄 및 피로특성조사

침탄된 시편의 침탄특성은 경도분포, 미세조직, 탄소농도 분포를 조사하여 평가했다. 경도의 측정에는 미소비커스경도계를 이용했고 가해진 하중은 200gf로 했다. 침탄층의 유효경화깊이는 ASM (American Society for Metals)의

기준에 따라 경도가 510Hv를 나타내는 깊이<sup>19)</sup>로 정하였다. 미세조직은 표준방법으로 연마한 후 3%의 나이트 용액으로 부식시킨 상태에서 광학현미경 및 주사전자현미경으로 관찰했다. 표면탄소농도는 Auger Electron Spectroscopy (AES, Microlab 310D)를 이용하였으며, 사용된 Electron beam current와 Voltage는 각각 60~65nA, 10keV 이었다. 각 시편의 표면에서 0.05mm인 지점의 표면탄소농도를 측정하였다. AES 스펙트럼을 얻어 이를 침탄시키지 않은 기준시편과의 상대적인 치수환산을 통하여 정량적인 탄소농도를 구하는 방법으로 실시하였다. 또한 AES 분석의 신뢰성을 확보하기 위해 표면탄소농도는 침탄한 시편의 표면을 에머리 페이퍼 (#2000)로 표면에서 5~10 $\mu\text{m}$  정도를 기준으로 연마하여 아세톤으로 세척한 후 분광분석기(Emission spectrometry ARL 3460)를 이용하여 표면탄소농도의 경향을 분석하여 AES 분석치와 비교하였다. 피로 특성은 피로시험후 주사전자현미경으로 파면을 관찰하고 Rigagu사의 X-ray diffractometer를 이용하여 잔류응력의 분포와 잔류 오스테이트량을 측정 분석하였다. 잔류응력은 Cr-K $\alpha$  radiation(10mA, 30kV)으로 표면에서 200 $\mu\text{m}$ 까지 깊이별로 전해 연마하면서  $140^\circ \leq 2\theta \leq 170^\circ$ 의 범위내로 측정하여  $2\theta$ 와  $\sin^2\phi$ ( $\phi$ 는 입반사 X선의 사잇각) 관계식의 기울기 값을 이용하였다. 잔류 오스테나이트는 Cu-K $\alpha$  radiation(100mA, 40kV)으로 표면에서 200 $\mu\text{m}$ 까지 깊이별로 전해 연마하면서  $40^\circ \leq 2\theta \leq 90^\circ$ 의 범위에서 {211} {200}의 마르텐사이트 피크와 {220} {200}의 오스테나이트 피크를 이용하여 부피분율을 계산하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1. 저탄소 Cr-Mo강의 플라즈마 침탄특성 경도 분포

온도 900°C, 압력 6Torr, 전류밀도 4mA/cm<sup>2</sup>으로 고정하고 침탄시간을 40분, 60분 및 60분 중 30분의 확산공정을 둔 boost diffuse 침탄방식<sup>7,9)</sup>을 이용한 플라즈마 침탄시편과 925°C에서 150분간, 850°C에서 30분간 실시한 가스 침탄시편과의 경도분포를 측정하여 그림 2에 나타내었다. 상대적으로 침탄시간이 짧고 온도가 낮음에도 불구하고

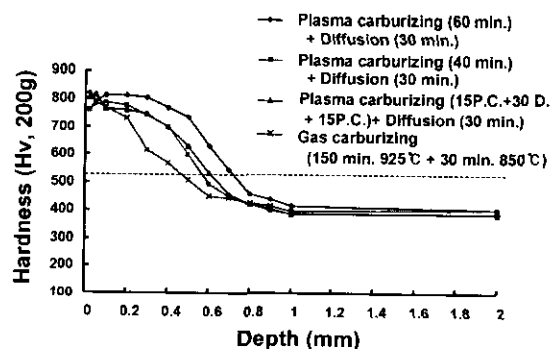


Fig. 2. Comparison of hardness between plasma and gas carburizing specimens. Dotted line for Hv 510 represents the effective case depth.

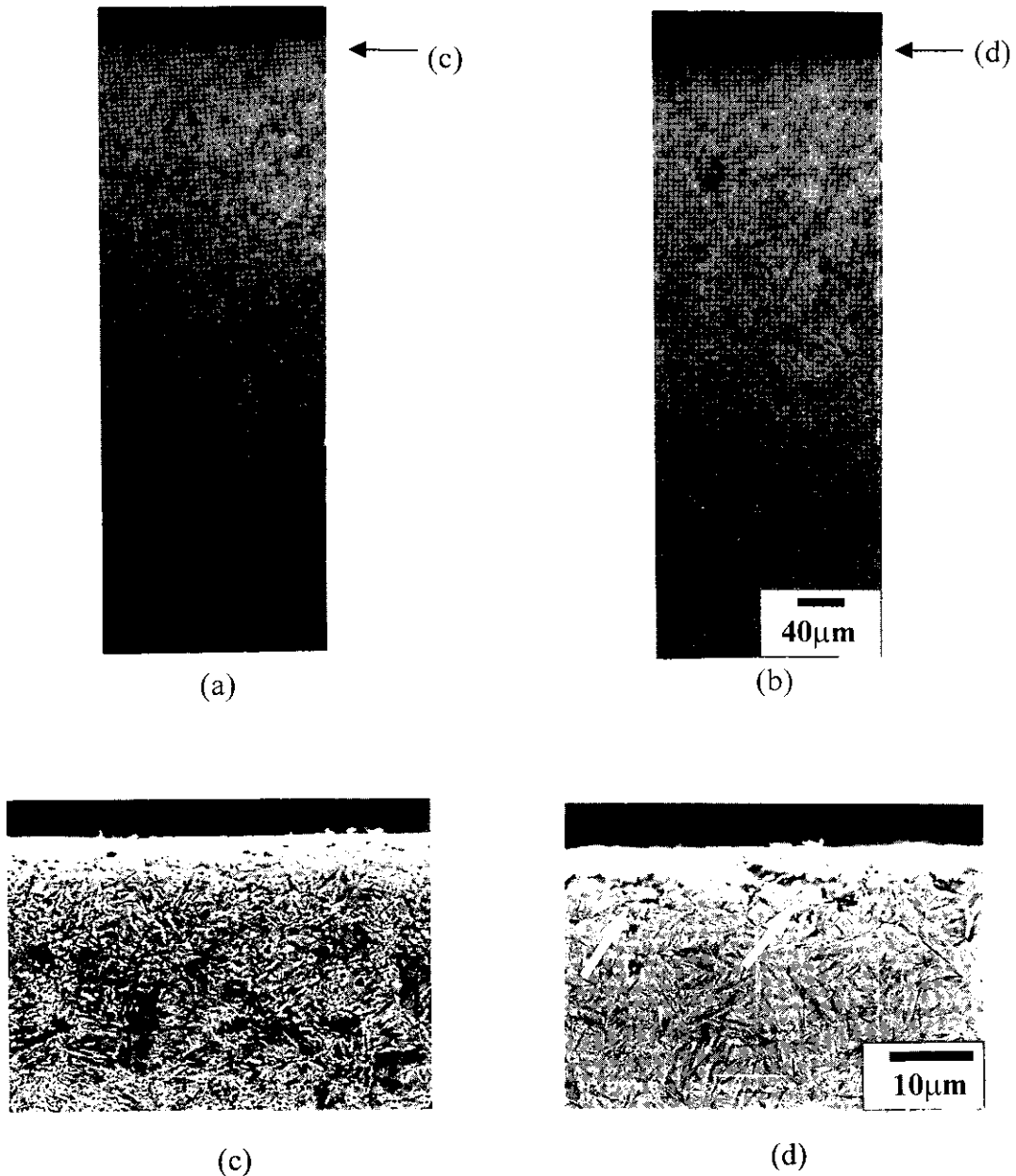


Fig. 3. Optical and SEM micrographs on the cross section of specimens.

- (a) plasma carburizing for 60 min., subsequent diffusion treatment for 30 min. at 900°C and oil-quenched  
 (b) gas carburizing for 120 min., subsequent diffusion for 50 min. at 920°C, 45 min. at 815°C, and then oil-quenched.  
 (c) surface of (a) (d) surface of (b)

플라즈마 침탄한 시편의 유효경화깊이가 가스침탄 시편에 비해 20~50% 증가되었음을 알 수 있다. 이는 플라즈마의 발생에 의해  $CH_4$ 의 분해 및 표면으로의 흡착이 침탄층의 형성을 가속화시킨 결과로 보인다. 또한 boost diffuse 침탄 방식을 이용하여 1차 플라즈마 침탄 15분과 연속적으로 진공상태에서 확산공정 30분, 그리고 2차 플라즈마 침탄 15분을 실시한 정도분포의 결과, 실제의 침탄시간이 30분임에도 불구하고 40분의 연속적인 침탄보다도 경화 깊이가 증가하였다. 이는 1차 플라즈마 침탄시 표면에 흡착된 높은 탄소농도는 표면과 시편내부의 농도차이가 구동력으로 작용하여 공정중간의 확산기에 탄소의 강 내부로의 확산이 일

어나고 낮아진 표면탄소농도는 2차 플라즈마 침탄시에 추가적으로 흡착되는 탄소에 의해 다시 높은 탄소농도를 갖게 되어 유효경화깊이가 증가된 것으로 사료된다.

#### 미세조직

그림 3은 각각 플라즈마 침탄 및 확산공정 후 오일 소입한 시편과 가스침탄 후 오일 소입한 시편의 표면부를 관찰한 것이다. (a), (b)는 플라즈마 및 가스 침탄한 시편의 표면부를 광학현미경으로 관찰한 것이며, (c), (d)는 각각 (a), (b)의 표면부를 주사전자현미경으로 확대 관찰한 것이다. 가스침탄한 시편은 약  $10\mu m$ 의 표면이상층이 발생하였으나 플라즈마 침탄한 시편에서는 처리품을 진공 중에서

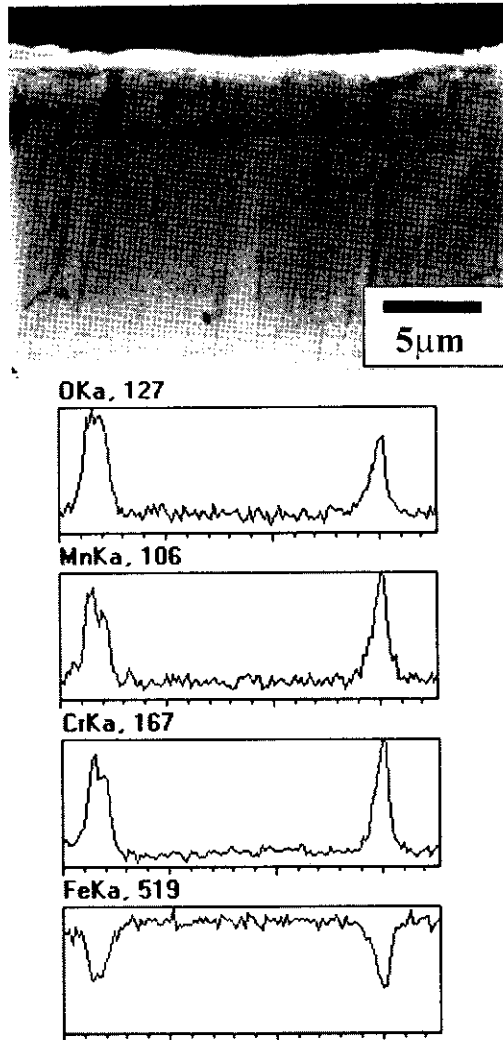


Fig. 4. SEM micrographs and line scanning of gas carburized steel at the cross section.

가열시키고 공정중 가스에  $O_2$ 나  $H_2O$ 를 포함하지 않기 때문에 표면이상층이 발생하지 않았다.

가스침탄법의 경우 일반적으로 분위기 가스중에  $H_2O$ ,  $CO_2$ ,  $CO$  등 산소를 함유한 가스가 존재하고 C가 강중에 침입하는 과정에서 표면부근의 Si, Mn, Cr 등 Fe보다 고온산화하기 쉬운 산소와 결합해서 입계에 석출하고 입계부근에서는 이러한 것들의 고용원소량이 국부적으로 감소해서 소입성이 저하한다. 입계산화의 생성에는 산소원자의 입계 확산이 필요하며 산소와 친화력이 강한 Si, Mn, Cr이 강중에 침입한 산소원자와 결합해서 입계산화를 생성하고 이러한 산화층은 심부로 확산되어진다고 보고되고 있으며, Mn, Cr, Si는 순수상태에서 Fe보다 산화물 생성의 자유에너지가 낮으며 그중 Si의 자유에너지가 가장 낮으므로 표면 이상층 형성에는 Si가 가장 큰 영향을 미침을 알 수 있다. 따라서 Si를 저감한 합금강의 경우 대부분 Cr과 Mn 산화물로서 주로 표면이상층을 형성한다.<sup>16)</sup> 그림 4는 가스 침탄한 시편의 표면을 주사전자현미경으로 관찰한 것이다. (a)는 표면에서의 조직 사진이며 (b)는 (a)의 선 부분을 EDS 분석한 것이다. 본 실험에 사용된 개량된 합금강의 경

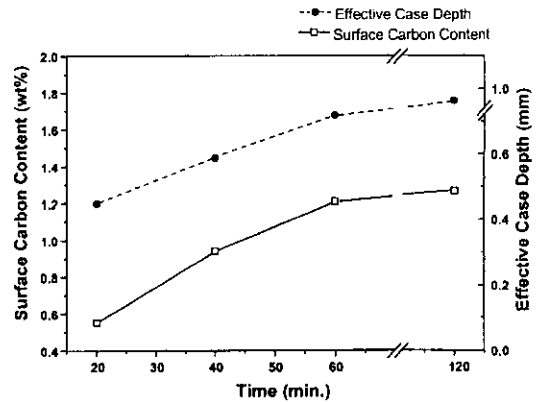


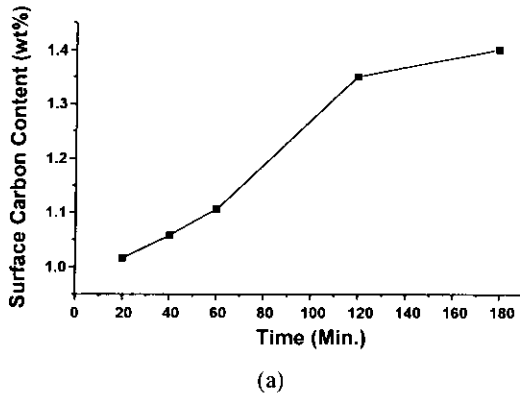
Fig. 5. Surface carbon content at 0.05mm and effective case depth with plasma carburizing time in modified SCM steel (900 °C, 6Torr, 4mA/cm<sup>2</sup>).

우도 표면이상층은 주로 Cr과 Mn의 산화물로 형성되어 있음을 알 수 있었다.

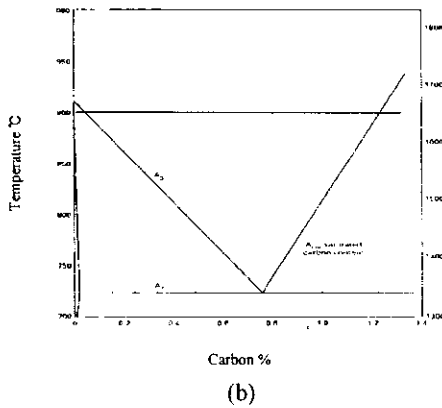
#### 시간에 따른 표면탄소농도의 변화

그림 5는 900 °C, 6Torr, 4mA/cm<sup>2</sup>의 공정조건에서 침탄시간에 따른 플라즈마 침탄을 실시한 직후의 표면탄소농도와 확산공정을 별도의 로에서 같은 온도로 30분 실시한 시편의 유효경화깊이를 나타낸 것이다. 플라즈마 침탄에 있어서 침탄 정도의 차이는 메탄가스의 분해로 발생된 탄소가 시편으로 흡착되는 과정과 강 내부로 확산하는 과정에 의해 결정되어지지만, 플라즈마 처리에 의해 강 내부에서의 탄소의 확산속도에는 영향을 주지 않는다고 알려져 있다.<sup>9)</sup> 따라서 유효경화깊이에 따른 표면탄소농도의 영향을 고려하였다. 표면탄소농도는 표면에서 깊이 방향으로 0.05mm인 점을 기준으로 AES로 측정하였다. 확산공정 후 유효경화깊이는 침탄 시간의 제곱근에 비례하는 경향을 보이며 증가하였다. 표면탄소농도 또한 시간의 증가에 따라 빠르게 증가하지만 탄소의 오스테나이트 고용한 농도 근처에서는 매우 서서히 증가하였다.

플라즈마 침탄을 동일조건 중 전류밀도를 4mA/cm<sup>2</sup>에서 2.5mA/cm<sup>2</sup>로 낮추고 시간에 따른 표면탄소농도를 분광분석기를 사용하여 분석하였다. 침탄한 시편의 표면의 탄소농도를 분석한 결과와 온도에 따른 침탄강의 탄소고용한도를 그림 6에 나타내었다. 이 경향은 그림 5의 표면탄소농도 분포와 같은 경향을 보여준다. 또한 전류밀도를 2.5mA/cm<sup>2</sup>로 실험을 실시한 결과 4mA/cm<sup>2</sup>에서보다 같은 표면탄소농도를 가지는 시간이 많이 소요되었다. 플라즈마 침탄한 시편에서 시간이 증가함에 따라 표면탄소농도가 Fe-C 이원계 상태도의 약 1.2wt% 정도의 고용한을 초과하였다. 이는 플라즈마 처리로 인한  $CH_4$ 의 분해와 음극강하에 의해 시편표면에서 탄소의 흡착속도가 빠르며, 탄소의 흡착이 침탄시간 동안 지속적으로 일어나기 때문인 것으로 사료된다. 이에 대하여는 플라즈마 침탄에 있어서 침탄에 의해 증가한 시편중의 탄소원자수와 플라즈마 발생에 의해 분해한  $CH_4$ 에서 방출되어진 탄소원자수의 비교결과 거의 동일하며, 처리시간의 증가에 동반하여 표면탄소농도는 증가하지만 그 증가량은 장시간이 될수록 작게 된다는 M. Okumiyu 등의



(a)



(b)

Fig. 6. (a) Surface carbon content of plasma carburized layer at 5~10 $\mu$ m with plasma carburizing time (900 $^{\circ}$ C, 6Torr, 2.5mA/cm $^2$ ). (b) Acn temperature for carburizing steel.

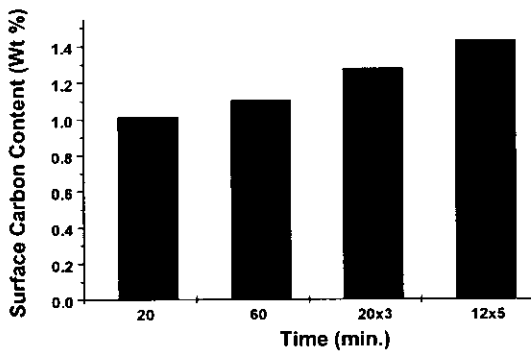


Fig. 7. Surface carbon content of plasma carburized layer at 5~10 $\mu$ m with boost diffuse carburized cycle (900 $^{\circ}$ C, 6Torr, 2.5mA/cm $^2$ ).

보고<sup>20)</sup>와 잘 일치한다.

또한 Boost diffuse 침탄 방식을 이용하여 900 $^{\circ}$ C, 6Torr, 2.5mA/cm $^2$ 에서 플라즈마 침탄과 확산공정을 계속적으로 반복 실시한 결과를 그림 7에 나타내었다. 60분의 전체 공정 시간 중 20분 및 12분으로 나누어 실시하여 플라즈마 침탄 직후 표면에서 5~10 $\mu$ m 부위에서 탄소농도를 분석한 결과이다. 공정중 순수한 플라즈마 침탄시간이 각각 60, 40, 36분으로서 상대적으로 침탄시간이 짧지만, 반복 공정 횟수를 많게 하여 12분 간격으로 5회 나눈 것이 표면 탄소농도가 높음을 알 수 있었다. 이로서 높은 표면탄소농도는 유효경화깊이의 증가를 예견할 수 있으며 플라즈마 침

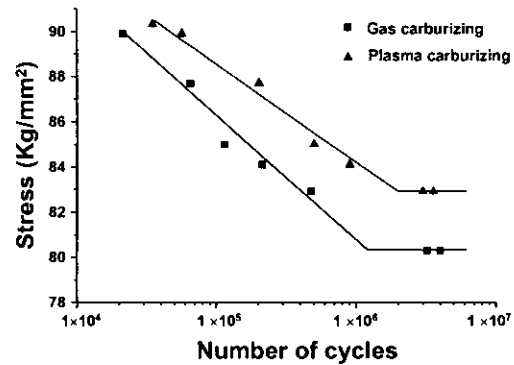


Fig. 8. Relation bending fatigue properties between plasma and gas carburized steel.

탄이 고농도 침탄에 적합함을 알 수 있다. 이는 그림 2의 경도분포에서 boost diffuse 침탄 방식을 이용한 시편의 유효경화깊이가 증가한 결과와 잘 일치한다. Boost diffuse 침탄 방식을 이용하면 플라즈마 침탄으로 높은 탄소 포텐셜이 연속되는 확산공정으로 강 내에서 적절한 탄소의 확산속도를 가능케 한다. 침탄과 확산을 반복적으로 실시함으로써 확산으로 인하여 낮아진 표면탄소농도가 이어지는 침탄으로 다시 높은 표면탄소농도를 갖게 되며 이로서 유효경화깊이를 더 짧은 시간에 얻을 수 있다<sup>21)</sup>는 보고와 잘 일치한다. 따라서 플라즈마 침탄은 반복공정을 함으로서 다른 침탄법보다 침탄시간을 줄일 수 있음을 알 수 있다.

3.2. 플라즈마 침탄처리한 저탄소 Cr-Mo강의 피로특성

플라즈마 침탄을 900 $^{\circ}$ C, 6Torr, 2.5mA/cm $^2$ 으로 60분 동안 실시한 후 900 $^{\circ}$ C, 30분의 확산공정 및 상온 오일 소입한 시편과 가스 침탄을 920 $^{\circ}$ C에서 침탄 120분 확산 50분, 815 $^{\circ}$ C에서 45분간 실시한 시편으로 피로시험을 실시하였다. 그림 8은 회전 굽힘 피로시험에 의해 얻어진 응력-반복수 곡선이다. 피로한도는 플라즈마 침탄처리재가 83Kg/mm $^2$ , 가스 침탄 처리재가 80.3Kg/mm $^2$ 로서 플라즈마 침탄처리재가 우수하였다.

피로시험후의 파단면을 관찰한 결과를 그림 9, 10에 나타내었다. 그림 9는 플라즈마 침탄한 시편의 피로 파단면을 관찰한 것이다. (a)는 파단면 전체를 관찰한 것으로 침탄층과 내부의 파면 형태가 확연히 구분되어 진다. (b)는 표면부위로서 입내 및 입계파괴가 동시에 일어난 것을 보여주고 있다. 표면이상층이 존재하지 않으므로 최외곽 표면에서 입내파괴가 일어나며, 가스 침탄의 경우인 그림 10(b)에서와 같이 파괴의 시작이 표면의 입계에서 일어나는 것을 플라즈마 침탄한 경우에는 관찰할 수 없었다. (c)는 내부 중심부의 침탄이 되지 않는 부분을 보여주는 그림으로서 표면에는 침탄으로 인하여 입계나 입내파괴가 일어나나 침탄이 되지 않은 내부에는 연성파괴로서 딩플(dimple)을 관찰할 수 있었다. 그림 (d)는 그림 (b)에서 입계와 입내 파괴가 일어나는 부분의 경계면을 확대한 그림이다.

그림 10은 가스 침탄한 시편의 파단면을 보여준다. (a)는 파단면의 전체를 나타낸 것으로 침탄된 부분과 침탄되지 않은 부분의 파괴를 확인할 수 있으며 (b)는 표면부위로서

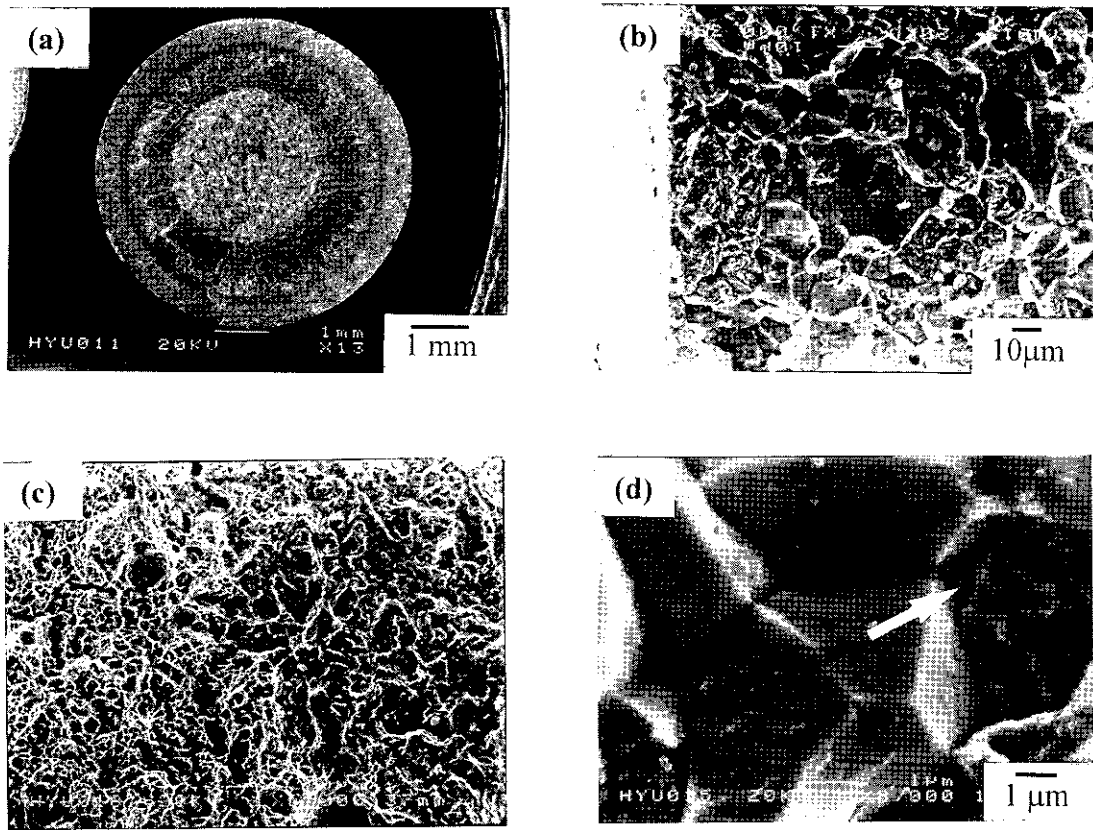


Fig. 9. SEM fractographs of fatigue test pieces for plasma carburized steel. (a) overall view for fracture structure (b) transgranular crack at surface (c) core region (d) magnification of transgranular crack

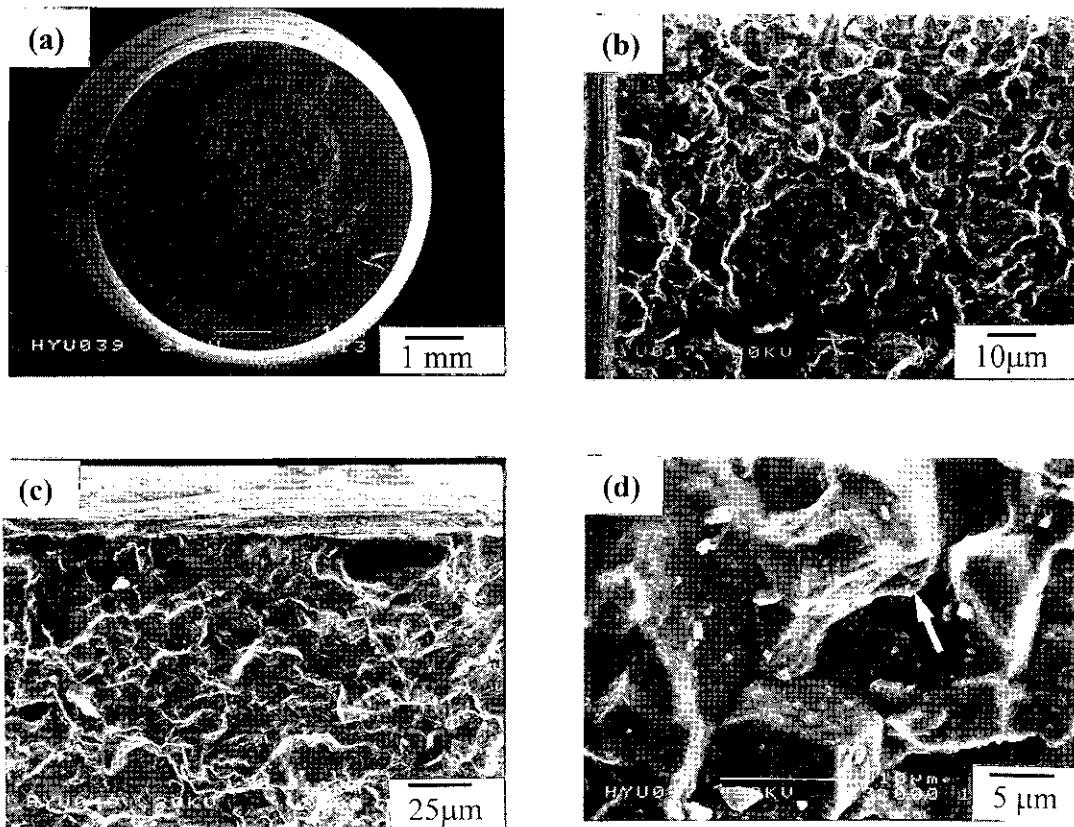


Fig. 10. SEM fractographs of fatigue test pieces for gas carburized steel. (a) overall view for fracture structure (b) intergranular crack at surface (c) fatigue crack initiation area (d) magnification of intergranular crack

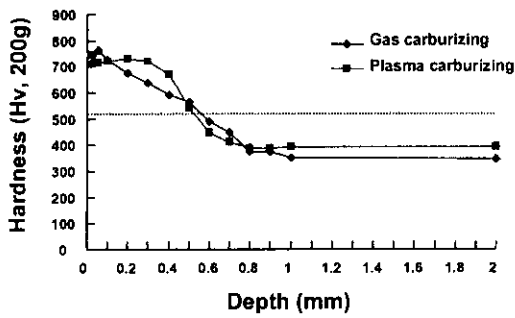


Fig. 11. Comparison of hardness between plasma and gas carburized fatigue test pieces. Dotted line for Hv 510 represents the effective case depth.

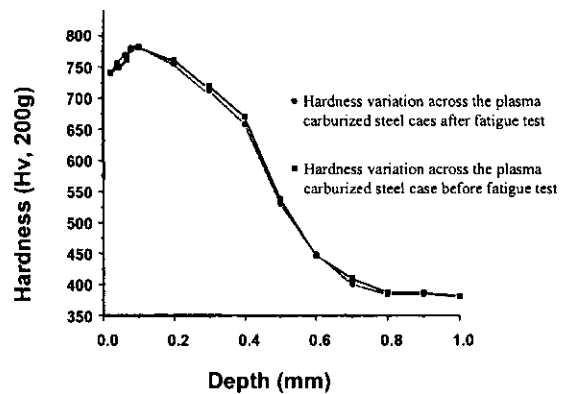


Fig. 14. Hardness variation across the plasma carburized case after fatigue test and before fatigue test.

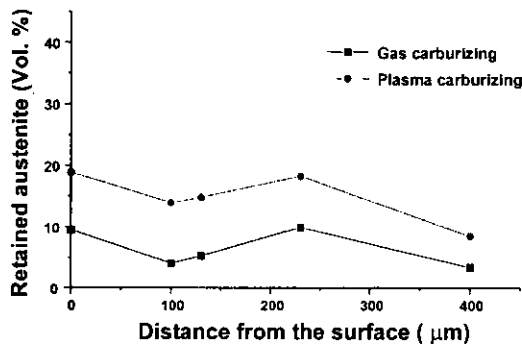


Fig. 12. Retained austenite with case depth of carburized steel.

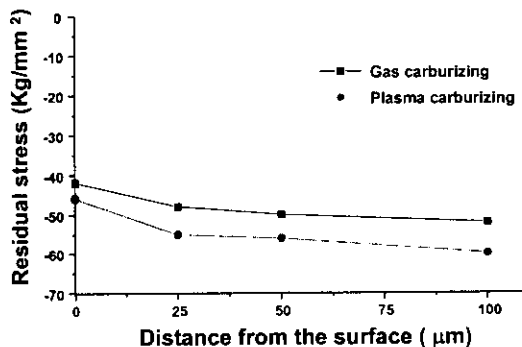


Fig. 13. Residual stress distributions with case depth of carburized steel.

플라즈마 침탄에 비해 입내과피의 비율이 극히 적음을 알 수 있다. (c)는 표면에서의 파면을 관찰한 것으로 균열이 표면의 입계에서 시작됨을 알 수 있었으며 이처럼 피로 파괴의 시작이 표면의 입계에서 나타나는 것은 그림 3(d)와 4에서 나타난 것과 같이 표면이상층에 기인한 것이라 사료된다. 그림 (d)는 그림 (b)를 확대 관찰한 것으로서 표면에서의 입계를 따라 균열이 전파한 것을 확실히 보여주고 있다. 또한 침탄이 되지 않은 내부에는 플라즈마 침탄과 마찬가지로 연성과괴로서 덩풀이 보임을 알 수 있었다.

플라즈마 침탄의 피로특성을 고찰하기 위하여 침탄처리재의 피로특성에 영향을 미치는 인자로서는 경도분포, 유효경화깊이, 잔류응력분포, 잔류 오스테나이트량, 표면이상층 등의 영향을 조사하였다.

플라즈마 및 가스 침탄한 피로시편의 표면으로부터의 경

도분포를 그림 11에 나타내었다. 표면경도는 Hv710~760, 유효경화깊이는 0.55mm 정도로서 거의 같았다. 플라즈마 침탄의 경우 표면에서 내부로의 경도분포가 높은 표면경도를 유지하다 저하되는 경향을 보이나 가스 침탄의 경우 표면에서부터 내부까지 경도가 계속 저하되는 것을 볼 수 있다. 이는 플라즈마 침탄의 경우 상대적으로 짧은 침탄시간에도 불구하고 플라즈마 처리로 표면의 높은 탄소농도가 확산공정 중 탄소의 확산구동력으로 작용하여 강 내부로의 탄소의 확산이 용이하기 때문이며, 가스 침탄의 경우 낮은 표면탄소농도로 인하여 표면에서부터 경도의 저하가 일어나는 것으로 사료된다.

플라즈마 및 가스 침탄처리재의 미세조직에서는 그림 3, 4에 나타난 것과 같이 플라즈마 침탄의 경우에는 표면이상층이 나타나지 않았지만 가스 침탄의 경우 표면부위에 10 μm 정도의 깊이로 형성되어져 있었다.

그림 12은 플라즈마 및 가스 침탄한 시편의 잔류 오스테나이트량을 XRD를 이용한 분석 결과를 나타낸 것이다. 표면에서의 잔류 오스테나이트가 플라즈마 침탄의 경우가 15~20%로서 가스 침탄의 경우인 5~10%보다 높음을 알 수 있다. 플라즈마 및 가스 침탄 시편을 표면에서 75 μm까지 절삭하여 CS분석기(Carbon and Sulfur Analyzer, Leco CS3000)를 통한 탄소농도를 분석 결과 각각 0.8752, 0.7623wt% 이었다. 마르텐사이트 변태점에 대한 합금원소의 영향은 Andrews에 의한 실험적인 관계가 다음 식으로 주어진다.<sup>21)</sup>

$$M_s(^\circ\text{C}) = 539 - 423(\%C) - 30.4(\%Mn) - 17.7(\%Ni) - 12.1(\%Cr) - 7.5(\%Mo)$$

여기서 다른 원소의 변화가 없고 침탄으로 인한 탄소농도의 차이에 의한 Ms를 살펴보면 플라즈마 침탄이 48℃ 정도 낮다. 따라서 플라즈마 침탄의 경우가 가스 침탄의 경우보다 잔류 오스테나이트량이 많게 되며 이는 실험 결과와 잘 일치하였다. 비록 피로성질에 미치는 잔류오스테나이트에 관한 영향은 아직도 명확히 규명되지는 않았지만 표면압축잔류응력을 이완 시키는 측면에서 잔류오스테나이트는



피로 저항을 저하시킨다고 보고되고 있다.<sup>22~24)</sup> 그러나 파괴 시 균열이 전파할 때 균열의 침단(crack tip)에서 소성변형이 발생하고 이 구역내의 소성변형에 의해 잔류오스테나이트는 마르텐사이트로 변태할 수가 있다. 이런 이유로 인해 적정량의 잔류오스테나이트는 오히려 균열전파를 방해하여 오히려 피로저항을 향상시킨다는 보고도 나와 있다.<sup>25)</sup> 따라서 본 연구에서는 피로시험시 시편 내에서 마르텐사이트 변태가 일어나는지를 피로시험후와 피로시험전의 시편내의 경도분포를 측정함으로써 그 유무를 확인해 보았다. 그림 14는 플라즈마 침탄한 시편의 피로시험 전과 후의 경도 분포를 나타낸 것이다. 만약 마르텐사이트 변태가 있으면 많은 양의 잔류오스테나이트가 존재하는 표면주위는 경도가 상승하여야 하나 그림 14에서 알수 있듯이 본 실험에 사용된 시편에서는 아무런 경도 변화가 없었다. 그러므로 피로테스트중 마르텐사이트 변태가 일어나지 않았다. 이것으로 본 실험에서는 잔류오스테나이트가 피로에 미치는 영향은 표면 잔류응력의 이완 측면에서 나쁜 영향을 미친다고 규정하였다.

그러나 가스침탄시편과 플라즈마침탄시편의 표면압축잔류응력을 측정된 결과 오히려 잔류오스테나이트가 많음에도 불구하고 플라즈마침탄을 실시한 시편에서 높은 압축잔류응력이 존재하였다.

본 실험에서 피로한도에 영향을 미치는 인자들을 조사하였는데 이 중 피로시험결과와 차이는 표면이상층의 유무와 표면의 압축잔류응력의 차이에 의해 설명될 수 있겠다. 플라즈마침탄의 경우 많은 양의 잔류오스테나이트가 존재하고 또한 마르텐사이트 변태가 일어나지 않았는데도 불구하고 높은 잔류응력이 존재한다는 것은 가스 침탄강의 경우 표면이상층으로 인하여 표면압축잔류응력이 감소한다고 보고되어 지듯이<sup>13~15)</sup> 결국은 가스침탄시편에 존재하는 표면이상층에 기인한다 할 수 있겠다. 즉 Cr, Si, Mn의 내부 산화에 의한 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub>, MnO와 같은 산화물이 입계에 형성되어 결과적으로 그 주위에 경화층에 기여하는 Cr, Mn의 합금원소 고갈로 인해 침탄후 냉각속도에 따라 경화층이 낮아져 입계산화물주위에 마르텐사이트가 생성되지 않고 퍼얼라이트 또는 베이나이트가 생성되기 쉽다. 이 불완전 경화층이 생성됨에 따라 마르텐사이트 변태로 인한 체적팽창이 충분히 일어나지 않으므로 표면영역에 압축잔류응력이 생성되지 않고 마르텐사이트 생성량의 저하로 인해 경도도 낮아지므로 피로강도가 저하한다.

또한 그림 10(c)에서 보이는 것과 같이 가스 침탄처리재에서는 표면으로부터 입계파괴면이 관찰되어 피로의 미소균열의 발생이 일어나고 초기전파가 구 오스테나이트 입계에 따르고 있다는 것을 알 수 있다. 이러한 결과는 표면이상층이 강의 표면에서 형성된 입계산화물로 인하여 피로 균열의 발생 점으로 작용하여 피로 특성에 상당히 악영향을 미친다는 보고<sup>11,12)</sup>와 잘 일치하고 있다. 한편 플라즈마 침탄처리재에서는 표면이상층이 존재하지 않아 균열의 기점 근방인 표면에서 입내파괴면이 나타나며 내부방향에 걸쳐서도 가스침탄처리재에 비해 입내파괴면의 비율이 증가하

고 있어 피로 수명이 향상된 것이라 사료된다. 이는 플라즈마 침탄에 있어서 표면이상층이 없으므로 인하여 표면에서 피로시험시 가하여지는 응력이 입계 및 입내에 고르게 분포하여 파괴가 이루어진 것으로 보인다.

본 실험에서 경화깊이는 크게 차이가 없고, 피로파괴의 균열이 표면으로부터 발단되어 진행된다는 것을 고려하면 플라즈마 침탄재의 피로강도의 향상은 가스 침탄에 비해 표면이상층이 저감되어 표면에서의 미소균열의 발생 및 초기 균열 전파 지연되는 것으로 사료되며 또한 잔류오스테나이트에 의한 표면 압축잔류응력의 이완 현상은 플라즈마 침탄 시편내 표면이상층의 저감으로 인해 큰영향을 끼치지 않았다.

#### 4. 결 론

1) 플라즈마 침탄시 유효경화깊이의 증가는 표면탄소농도의 증가와 같은 경향을 보였으며, 표면탄소농도의 증가율이 시간의 증가에 따라 감소하였다.

2) 플라즈마 침탄을 900℃, 6Torr, 4mA/cm<sup>2</sup>으로 실시한 시편과 가스침탄을 925℃에서 150분간, 850℃에서 30분간 실시한 시편의 유효경화깊이 비교한 결과, 플라즈마 침탄한 시편이 상대적으로 침탄시간이 짧고 침탄온도가 낮음에도 불구하고 가스침탄 시편에 비해 50%까지 증가되었다. 또한 가스침탄한 시편은 약 10μm의 표면이상층이 발생하였으나 플라즈마 침탄한 시편에서는 이상층이 발생하지 않았다.

3) 플라즈마 침탄처리한 개량된 SCM강의 피로한도는 83Kg/mm<sup>2</sup>으로서 80.3Kg/mm<sup>2</sup>인 가스침탄한 강보다 우수했다. 피로강도의 향상은 가스침탄에 비해 표면이상층이 저감되어 표면에서의 미소균열의 발생 및 초기균열 전파가 지연되어지 것으로 사료된다.

4) 침탄시 잔류오스테나이트에 의한 잔류응력의 감소는 표면이상층의 저감으로 가스침탄에 비해 플라즈마 침탄이 크지 않았다.

#### 참 고 문 헌

1. ASM Hand book, 4, 349 (1991).
2. Grube, W.L. and Gay, J. G. : Metall. Trans. A, **9A**, 1421 (1978).
3. Goodman, D. and Simons, T. : Industrial Heating, **11**, 14 (1987).
4. K. Terakado, R. Urao and M. Ohmori : Metall. and Mater. Trans. A, **27A**, 401 (1996).
5. M. Okumiya, Y. Tsunekawa, I. Niimi and K. Sakakibara : Mater. Trans, JIM **35**, 351 (1994).
6. S. Li and R. R. Manory : Metall. and Mater. Trans. A, **27A**, 135 (1996).
7. G. Legge : Industrial Heating, **55**, 26 (1988).
8. M. Booth, T. Farrell and R. H. Johnson : Heat Treatment of Metals, **10**, 45 (1983).
9. B. Edenhofer, J. G. Conybear and G. T. Legge :

- Heat Treatment of Metals, 1, 6 (1991).
10. W. J. Titus : Industrial Heating, **54**, 23 (1987).
  11. G. Parrish and G. S. Harper : Production Gas Carburizing, Pergamon Press, Elmsford, NY, 64 (1985).
  12. G. Krauss : Quenching and Distribution Control, Proc. 1st Conf. on Quenching and Control of Distortion, Chicago, IL, Sept, 22-25, 1992. G. E. Totton. ed., ASM International, Materials Park, OH. 181 (1992).
  13. D. V. Doane : J. Heat Treat., **8**, 33 (1990).
  14. S. Yitang, X. De and L. Jianqiao : Heat Treatment and Surface Engineering : New Technology and Practical -Applications, Proc. 6th int. Congr. on Heat treatment Materials, Chicago, IL, Sept. 28-30, 1988, G. Krauss. ed., ASM International, Materials Park, OH. 305 (1988).
  15. T. Naito, H. Ueda and M. Kikuchi : Metall. Trans. A, **15A**, 1431 (1984).
  16. K. S. Moon, Y. S. Jo, H. G. Park and J. H. Lee : J. Kor. Inst. Met. & Mater., **33**, 1020 (1995).
  17. T. Kimura and K. Namiki : DenkiSeiko, **61**, 32 (1990).
  18. Trans ISIJ, **26**, 642 (1986).
  19. ASM Hand book, **4**, 454 (1991).
  20. M. Okuniya, Y. Tsunekawa, I. Niimi, M. Hamada and M. Mabe : J. Japan Inst. Metals, **55**, 981 (1991).
  21. R. Honeycombe and H. Bhadeshia : Steels, 2nd, 103 (1995).
  22. P. H. Firth : Brit. Iron Steel Inst. Special Rap., No. 50, Oct., (1954).
  23. A. Diament, R. Alhalk, R. Lafont and R. Wyss : J. of Material Science. **87** (1974) 87.
  24. W. Beumelburg : J. of Material Science. **87** (1975) 39.
  25. Prado, J. M. : J. of Material Science, **19**, 2980 (1984).