

화염경화 표면처리 공정에 의한 12Cr 강의 잔류응력 거동

이민구*, 김광호, 김경호, 김흥희

한국원자력연구소 원자력재료기술개발부

Behavior of the Residual Stress on the Surfaces of 12Cr Steels Generated by Flame Hardening Process

M. K. Lee*, G. H. Kim, K. H. Kim, W. W. Kim

Nuclear Materials Technology Development Team, Korea Atomic Energy Research Institute,
 P.O. Box 105, Yuseong, Taejeon 305-353, South Korea

(Received 21 July 2004 ; accepted 26 August 2004)

Abstract

The residual stresses on the surfaces of low carbon 12Cr steels used as a nuclear steam turbine blade material have been studied by controlling the flame hardening surface treatments. The temperature cycles on the surfaces of 12Cr steel were controlled precisely as a function of both the surface temperature and cooling rate. The final residual stress state generated by flame hardening was dominated by two opposite competitive contributions; one is tensile stress due to phase transformation and the other is compressive stress due to thermal contraction on cooling. The optimum processing temperatures required for the desirable residual stress and hardness were in the range of 850°C to 960°C on the basis of the specification of GE power engineering. It was also observed that the high residual tensile stress generated by flame hardening induced the cracks on the surfaces, especially across the prior austenite grain boundaries, and the material failure virtually, which might limit practical use of the surface engineered parts by flame hardening.

Keywords : Surface treatment, Flame hardening, 12Cr steel, Hardness, Residual stress, Martensitic transformation

1. 서 론

증기 터빈은 고온, 고압의 열기관으로서 고속의 회전체이고 큰 동력을 발생시키는 원동기로서 이의 손상 및 사고는 열효율에 직접적인 영향을 미친다. 증기 터빈 동익의 손상은 주로 증기 내에 존재하는 액적이 동익과 고속으로 충돌하면서 발생하는 침식에 의하는데, 구조재인 12Cr 강뿐만 아니라 보호재인 코발트계 합금인 stellite까지도 심한 침식 손상을 받고 있으며, 손상은 선 속도와 충격 압력이 가장 큰 부분인 동익의 끝 언저리에서 주로 심하게 일어난다^{1,4)}. 따라서 12Cr 강을 구조재료로 이용하고 있는 터빈 동익 부품은 재료 강화에 의한 성능 향상뿐만 아니라 이를 원하는 부위에 국부적으로

실현할 수 있는 표면처리공정을 필요로 한다.

화염경화공정은 증기 터빈 동익과 같이 면적이 크고 긴 부품의 표면 강화에 매우 유용한 공정으로서 이외에도 가스 터빈 부품, 금속 가공 부품, 자동차 부품, 패키징 기계류의 캠(cam), 인쇄용 기계류의 롤(roll), 기어 등의 다양한 부품에 손쉽게 적용이 가능한 공정이다. 이는 공정이 아주 단순하고, 저비용이고, 선택적으로 국부적인 영역에 표면처리를 할 수 있으며, 취약한 계면을 형성하지 않고, 무엇보다도 현장 적용성과 실용화가 가능하다는 장점 때문이다. 화염경화 공정시 재료마다 경화 기구다 다를 수 있으나, 탄소강의 경우 고온으로부터 냉각시 오스테나이트상으로부터 마르텐사이트상으로 구조적 상변태가 일어나면서 표면층의 경도가 향상되고 이와 동시에 인장응력을 유발하게 된다. 이러한 인장응력이 부품 내부에 크게 형성되는 경우, 증기

*Corresponding author. E-mail : leeminku@kaeri.re.kr

터빈 동익과 같이 극한 환경에서 작동하는 부품의 파괴에 대한 저항성을 저하시켜 피로파괴, 취성파괴, 응력부식 균열 등의 재료 파괴에 대한 민감도를 증가시키고 궁극적으로는 부품의 실용화를 어렵게 하는 원인이 된다^{5,6)}. 따라서 화염경화 처리 시 부품 재료에 바람직한 응력상태를 부여하고 최적의 응력상태를 형성시키기 위해 공정을 제어하는 것은 부품의 수명과 성능 관리에 있어서 매우 중요한 일이라 할 수 있다.

이러한 응력 제어의 중요성에도 불구하고 화염경화 공정 연구는 주로 경도 향상과 자동화에 치우쳐 연구가 이루어졌을 뿐⁷⁻¹⁰⁾, 공정 후 형성되는 표면 잔류응력 거동에 관한 체계적인 연구와 인장응력의 제어에 관한 연구는 거의 없었다. 본 연구에서는 원자력발전소 증기 터빈 동익 재료로 이용되고 있는 12Cr 강의 화염경화 공정시 중요 공정 변수인 표면온도와 냉각속도에 따른 잔류응력 거동을 해석하였고, 최종 잔류응력 상태에 미치는 이들 변수의 영향을 고찰하였으며, 바람직한 잔류응력과 경도를 나타내는 최적 공정조건을 도출하였다.

2. 실험방법

본 연구에서 이용된 12Cr 강은 tempered-martensite 이었고, 원자력 발전소 증기 터빈 동익으로 이용되는 재료와 동일한 것이었으며, 화학조성은 11.5~12.5 wt.%Cr, 0.25~0.65 wt.%Mn, 0.20 wt.%Mo, 0.05~0.20 wt.%Nb, 0.12~0.15 wt.%C, 0.025 wt.%P, 0.025 wt.%S, 0.50 wt.%Si, 0.75 wt.%Ni, bal. Fe이었다. 화염경화 처리를 위한 시편은 10×10×20 mm³의 크기로 가공되었다. 화염원으로 이용된 기체는 99% O₂와 미소량의 에탄(C₂H₆)과 부탄(C₄H₁₀)을 함유한 96.9% 프로판(C₃H₈)이었고, 화염의 세기를 조절하고, 안정한 화염을 형성시키기 위해 이들의 유량을 조절하였다. 시편 표면에 K-type 열전대를 부착하였고, 열전대의 시간에 따른 표면 온도(T_s) 변화를 빠르게 읽을 수 있는 온도 측정 시스템을 구축하여 공정시 표면 온도를 정확히 감지하였고 화염에 의한 열전도 및 시편의 열 이력을 제어함으로써 표면 온도, 승온 및 냉각 속도를 조절하였다¹¹⁾.

본 연구에서는 화염경화 공정의 중요 변수인 최대표면온도(T_{s,max})와 냉각속도(V_c)를 조절하여 공정 후 발생하는 잔류응력 거동을 규명하고자 하였다. 그림 1에서 보이듯이 12% Cr의 조성의 경우 평형 오스테나이트 변태온도(T_{eq,γ})는 약 805°C에 해당하는데, 공정시 최대표면온도(T_{s,max})를 마르텐사이트 변태가 일어나지 않는 T_{eq,γ}이하의 500~760°C 범위

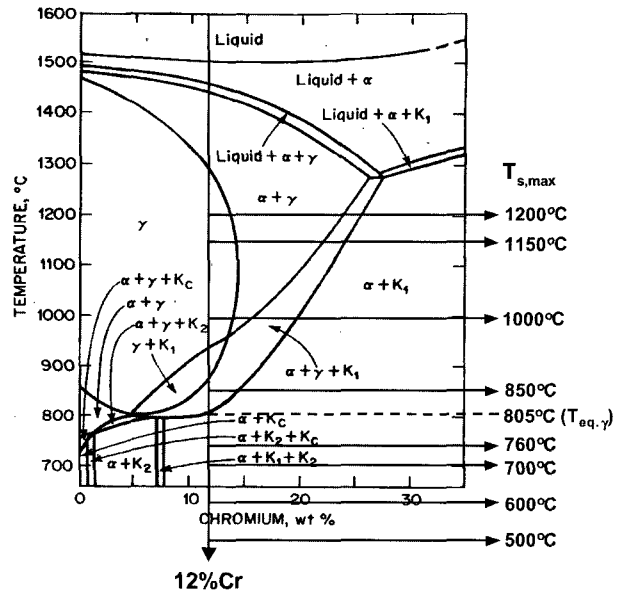


Fig. 1. Equilibrium phase diagram of Fe-Cr alloy with 0.1 wt.% carbon ($K_c=Fe_3C$, $K_1=(Fe,Cr)_{23}C_6=(Fe,Cr)_7C_3$).

와 마르텐사이트 변태가 일어나는 T_{eq,γ} 이상의 850~1200°C의 범위로 나누어서 최종 잔류응력 상태에 미치는 열응력 및 변태응력의 영향을 고찰하였다. 또한, T_{s,max}이 760°C, 1000°C, 1200°C일 때 공냉, 강제공냉(Forced Ar blowing), 수냉 등의 다양한 냉각 방법을 통해 냉각속도를 조절하여 잔류응력 형성에 미치는 V_c의 영향을 고찰하였다. V_c는 최대온도에서 500°C까지의 온도구간으로부터 결정하였고 (T_{s,max}-T500°C)/(t_{s,max}-t500°C)로 정의하였다.

그림 2(a)와 2(b)는 T_{s,max}<T_{eq,γ}인 경우와 T_{s,max}>T_{eq,γ}인 경우 T_{s,max}에 따라 화염경화 처리된 12Cr 강의 온도이력 조절 곡선을 보여주며, 그림 2(c), 2(d), 2(e)는 T_{s,max}가 각각 760°C, 1050°C, 1200°C일 때 냉각방법에 따라 제어된 12Cr 강의 온도이력 조절 곡선을 보여 준다. 각 온도 곡선들은 시편이 경험한 열이력 특성으로써 약 ~10²C/s의 비교적 빠른 승온과정과 냉각 시 열 흐름의 갑작스런 중단으로 인해 일반적으로 가열곡선과 냉각곡선 사이에 임계점을 갖는 불연속 곡선을 나타내는 화염경화 공정의 전형적인 열 이력 특성을 보여준다. 각 시편들은 설정된 온도와 냉각방법에 따라 정밀하게 표면 처리 되었음을 보여준다.

화염경화 공정시 탄화물 및 기지내 고용 탄소의 정량 분석을 위해 Auger electron spectroscopy를 이용하였고, 얻어진 스펙트럼으로부터 공정 조건에 따른 탄소량의 상대적 변화를 해석하였다. 이때 이용된 전자빔의 가속전압은 10 keV이었고, 검출 면적은 약 100 μm×100 μm이었고, 측정 에너지 범위는

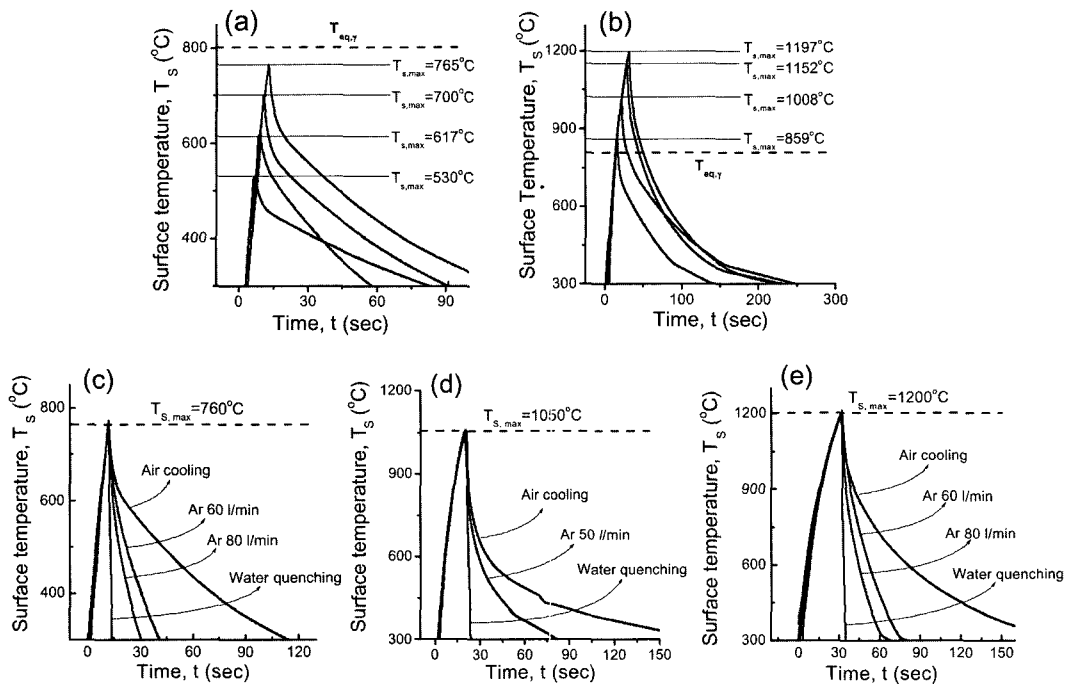


Fig. 2. Temperature cycles as a function of $T_{s,max}$, (a) $T_{s,max} < T_{eq,\gamma}$ (b) $T_{s,max} > T_{eq,\gamma}$ and as a function of cooling method, (c) $T_{s,max}=760^{\circ}\text{C}$ (d) $T_{s,max}=1050^{\circ}\text{C}$ (e) $T_{s,max}=1200^{\circ}\text{C}$.

20~800 eV이었다. 표면경화 특성을 분석하기 위해 화염경화 시편의 표면에 대해 Vickers 경도(HMV 2000, Shimazu) 시험을 행하였다. 측정 시 이용된 하중은 200 gf였고, 각 시험위치에 대해 5번 이상의 경도 시험을 하여 신뢰적인 경도 값을 구하였다. 미세조직 관찰을 위해 $0.3\ \mu\text{m}$ 의 알루미나 분말로 시편 표면을 연마하였고, picric acid 4 g + ethanol 96 ml + HCl 3 ml의 용액으로 에칭한 후 광학현미경과 주사전자현미경을 이용하여 관찰하였다. 표면층에 발생된 잔류응력은 XRD(X'Pert Pro-MNR, Philips)에 의한 $\sin^2\Psi$ 법을 이용하여 분석하였다¹²⁾. 측정에 이용된 결정면은 (310)이었고, Ψ 각은 표면 수직에 대해 50° 범위 내에서 여러 각도로 변화되었으며, 각각의 d_{310} 를 측정하여 최종 잔류응력을 결정하였다. 이때 이용된 12Cr 강의 Young's modulus (E)와 Poisson's ratio(ν)는 각각 217 GPa과 0.26이었다¹³⁾. 기계적 전 처리 및 표면 상태는 XRD에 의한 잔류응력 결과에 매우 민감한 영향을 주므로 실험 전 모든 시편들의 표면을 전해연마(electrolytic polishing)하여 산화막 및 불순물의 영향을 최소화하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 최대표면온도($T_{s,max}$)의 영향

강의 열처리 시, 재료 내부에 발생하는 잔류 응

력의 크기와 부호는 두 가지 응력 성분의 경쟁적 기여에 의해 결정될 것으로 예상된다. 하나는 열 응력(thermal stress)이고 다른 하나는 변태 응력(transformation stress)이다. 열 응력은 가열된 처리 물이 냉각될 때 표면과 내부의 온도 차이로 인해 수축이 일어나는 시기와 양의 차이에 의해 발생된다. 냉매와 접촉하는 표면은 빨리 냉각되어 급격한 수축이 일어나고, 내부는 표면보다 온도가 높아 팽창된 상태를 유지하므로 표면에서 내부로 압축 응력(compressive stress)이 발생한다. 반대로 변태 응력은 냉각 시 오스테나이트에서 마르텐사이트 상변태가 일어날 때 발생하며 인장 응력(tensile stress)을 발생시킨다. 이는 Fe 격자 내의 octahedral site에 고용된 탄소 원자가 인접 Fe 원자들의 원자간 거리를 증가시켜서 인장 변형을 유발하여 결과적으로 정방정계(tetragonal)의 마르텐사이트 결정을 형성시키기 때문이다¹⁴⁾. 따라서 서로 상반된 두 가지 응력 성분들이 공정 변수에 따라 재료의 최종 응력 특성에 영향을 미치며 결과적으로 화염경화 공정 시 잔류 응력의 조절이 가능해진다.

그림 3(a)와 3(b)는 $T_{s,max}$ 가 변화함에 따른 잔류응력 특성과 경도 특성을 각각 보여준다. 모든 시편들은 표면온도 T_s 가 설정된 $T_{s,max}$ 에 도달될 때 즉시 공냉 처리되었다. 화염경화 처리 전과 후의 물성 비교를 위해 현용(as-received) 12Cr강의 물성 측정용 한 결과 응력 상태는 약 100 MPa의 인장응력이 존

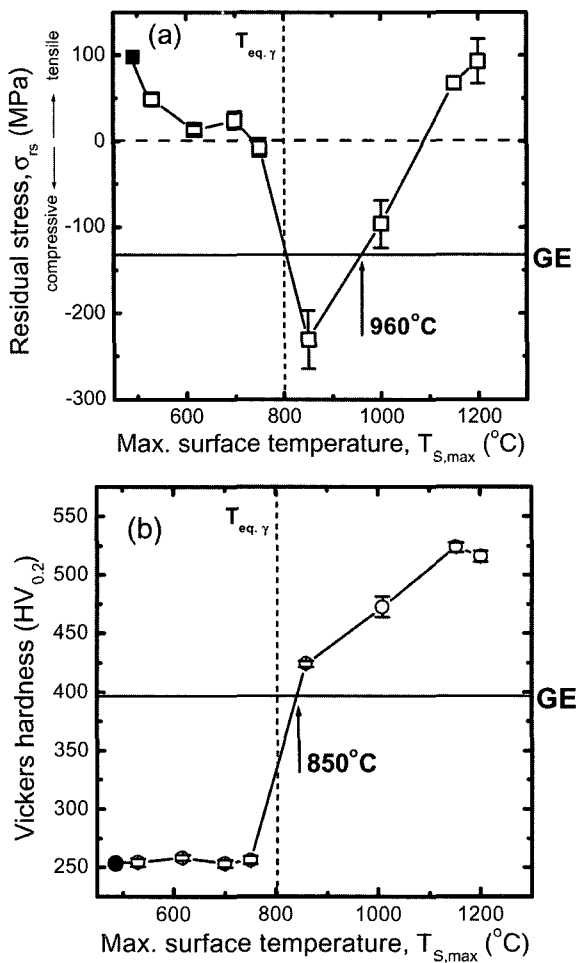


Fig. 3. (a) Residual stress and (b) hardness properties of 12Cr steel as a function of $T_{s,max}$ after flame hardening treatment followed by air cooling (the symbols "■" and "●" represent the data for the as-received 12Cr steel).

재하고 있음을 XRD를 통해 확인하였고, 경도는 약 260HV_{0.2} 값을 갖고 있음을 확인하였다. 그림 3(a)에서 $T_{s,max} < T_{eq,\gamma}$ 인 경우, 온도 증가에 따라 약 50 MPa ($T_{s,max} = 500^\circ\text{C}$ 일 때)의 인장응력 상태에서 잔류응력이 점차 감소하여 압축응력 상태로 가려는 경향을 볼 수 있다. 이는 예측되듯이 $T_{s,max} < T_{eq,\gamma}$ 인 경우 열응력이 지배적이라는 것을 시사하며, $T_{s,max}$ 가 증가함에 따라 표면과 내부의 온도구배가 증가하면서 초기의 인장응력이 완화되고 압축응력 성분이 점차 증가한다는 것을 명확히 보여준다. 한편, $T_{s,max} > T_{eq,\gamma}$ 인 구간에서 $T_{s,max} = 850^\circ\text{C}$ 인 경우에 마르텐사이트 변태가 일어났음에도 불구하고 큰 압축응력이 형성된 것을 볼 수 있는데 이는 마르텐사이트 변태에 의한 변태응력에 비해 여전히 열응력 성분이 재료의 최종응력에 지배적으로 기여하고 있음을 암시한다. 그러나, $T_{s,max}$ 가 더욱 증가하게 되면 탄소 고용량 증가 및 마르텐사이트 변태량의 증가를 초래하

여 변태응력 성분이 지배적으로 작용하게 되어 압축응력의 완화 및 인장응력을 발생시키는 것을 볼 수 있다. 그림 3(b)는 그림 3(a)의 각 조건의 화염경화 처리된 시편들의 표면경도를 측정된 결과이다. $T_{s,max} < T_{eq,\gamma}$ 의 온도 구간에서는 표면경도 변화가 거의 없으며, 현용 12Cr강의 경도값인 ~260HV_{0.2}와 거의 유사한 값들을 나타내고 있다. 그러나, $T_{s,max} = 850^\circ\text{C} (> T_{eq,\gamma})$ 인 경우에 표면경도는 약 430HV_{0.2}으로 크게 향상되고, $T_{s,max}$ 가 더욱 증가하면서 탄소 고용량 증가 및 마르텐사이트 변태량의 증가로 인해 표면경도는 약 530HV_{0.2}까지 크게 향상되는 것을 볼 수 있다. 그러나 $T_{s,max} = 1200^\circ\text{C}$ 인 경우에 표면 경도가 일정해지거나 약간 감소하는 경향이 관찰되었는데 이는 아래 그림 4에서 설명되듯이 PAG (Prior Austenite Grain) 크기의 증가에 의한 영향으로 해석되며 아울러 $T_{s,max} = 1150^\circ\text{C}$ 의 조건에 비해 경도 증가가 없는 것으로 보아 탄소고용량은 이미 포화된 것으로 판단된다.

앞에서 언급되었듯이, 화염경화 공정이 부품에 적절히 처리되지 못하면 재료에 높은 인장 응력을 발생시켜 파괴에 대한 저항성을 감소시키고 화염경화 부품들의 실용화를 어렵게 할 수 있다. 본 연구에서는 바람직한 응력 상태 및 적절한 경도를 부여할 수 있는 최적의 공정 조건을 찾고자 하였고, 이를 위해 GE Power Generation Engineering의 규정에 있는 응력 및 경도 기준을 척도로 이용하였다. GE Power Generation Engineering은 -140~-550 MPa의 압축 응력을 최적 응력 범위로 제시하고 있으며, 경도의 경우 화염경화 영역에서 최소 약 390HV의 값을 보유하도록 규정하고 있다¹⁵⁾. 그림 3(a)와 3(b)의 잔류응력 및 경도 결과에서 응력의 경우 $T_{s,max}$ 가 약 960°C이하로 공정을 제어할 필요가 있음을 알 수 있으며, 경도의 경우 $T_{s,max}$ 가 약 850°C 이상이 되어야 적절한 경도를 부여할 수 있을 것으로 보인다. 결론적으로 화염경화 공정 시 $T_{s,max}$ 가 약 850°C에서 960°C사이에서 제어되어야 최적의 응력과 경도를 제공할 수 있다는 것을 알 수 있다.

그림 4는 각각의 $T_{s,max}$ 에서 화염경화 처리된 12Cr강의 표면 SEM 사진을 보여준다. $T_{s,max} < T_{eq,\gamma}$ 인 경우 전체적으로 as-received 12Cr강의 조직과 거의 유사함을 볼 수 있고, 온도변화에 따른 조직상의 변화는 거의 관찰되지 않았다. 그러나, $T_{s,max} < T_{eq,\gamma}$ 인 경우 $T_{s,max}$ 가 증가하면서 탄소의 기지 내로의 고용으로 인한 탄화물의 감소가 현저해짐을 볼 수 있으나, 기지 조직 내에서 여전히 관찰되고 있는 미세한 탄화물의 존재는 화염경화 공정이 매우 빨라서 탄화물의 용융 시간이 충분하지 못했음을 의미한다.

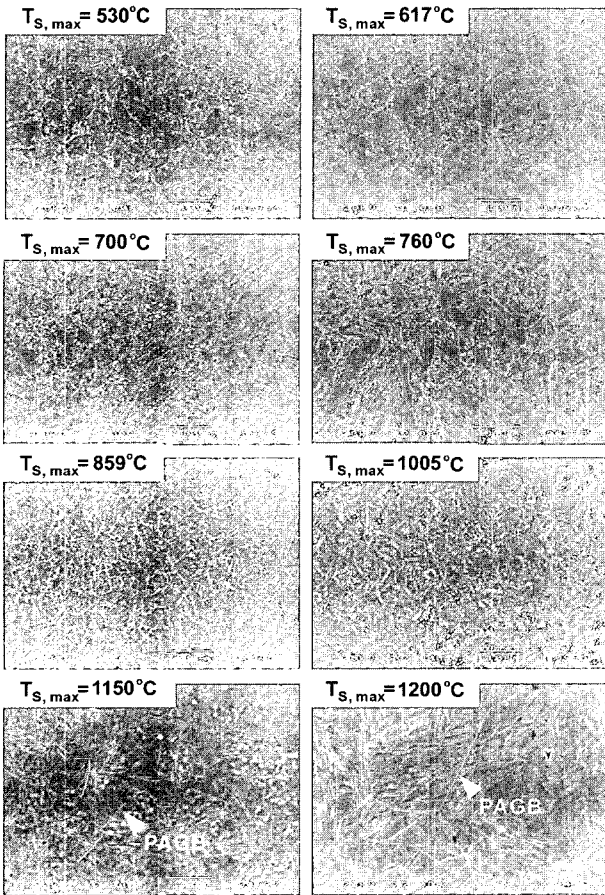


Fig. 4. SEM view of the flame-hardened surfaces of 12Cr steel as a function of $T_{s,max}$ (PAGB: Prior Austenite Grain Boundary).

특히 $T_{s,max}$ 가 1150°C에서 1200°C로 증가하는 경우 PAG(Prior Austenite Grain)의 크기가 결정립 성장으로 인해 현저히 증가하였음이 관찰되는데, 이러한 입자 조대화는 그림 3(b)에서 경도 감소의 주요 원인인 것으로 판단된다. 또한 경화 영역 내에서 관찰되는 평행한 배열의 lath 마르텐사이트 결정들은 “lath packet” 이라고도 하는데, 이러한 조직은 저탄소강 또는 중탄소강에서 급냉 시 전형적으로 관찰되는 조직이다¹⁶⁾. 본 연구에서는 $T_{s,max}$ 이 증가함에 따라 민감하게 변화하는 기지내의 고용 탄소량과 석출탄화물의 탄소량에 대한 상대적 변화를 관찰하기 위해 시편 표면의 일정 영역으로부터 얻어진 AES 스펙트럼을 분석하였다. 그림 5(a)는 $T_{s,max}$ 에 따라 준비된 시편들의 표면에서 탄화물과 기지를 포함한 약 100 $\mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$ 의 영역으로부터 얻어진 탄소 KLI 천이에 의한 AES 스펙트럼들이고, 그림 5(b)는 탄화물을 포함하지 않는 1 $\mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$ 의 기지영역으로부터 얻어진 탄소 KLI 천이 스펙트럼을 보여준다. 그림 5(a)에서 보이듯이 탄화물과 기지를 포함한 일정 영역에서는 $T_{s,max}$ 이 증가함에 따라 탄

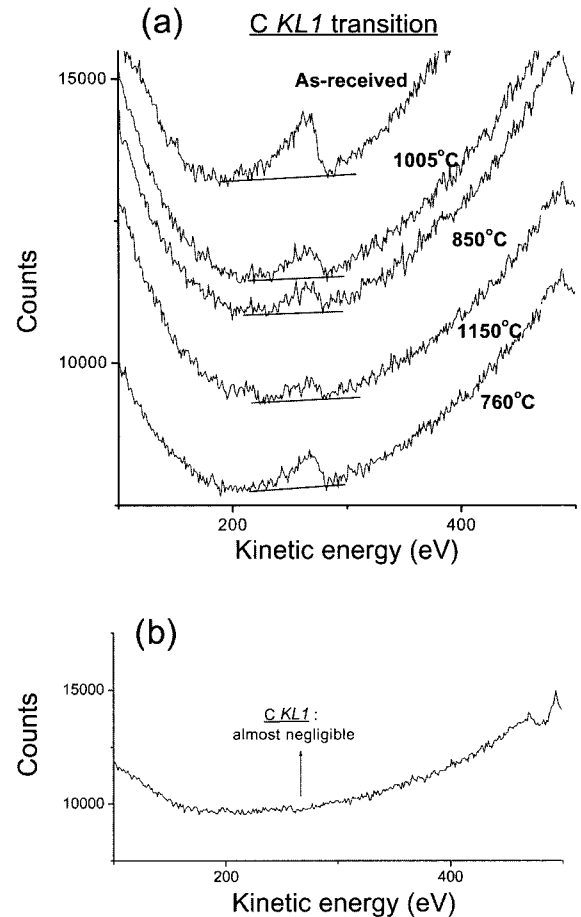


Fig. 5. (a) AES spectra showing carbon KLI transition for the flame-hardened 12Cr steels as a function of $T_{s,max}$ (detection area : 100 $\mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$), and (b) AES spectrum taken from the 1 $\mu\text{m} \times 1 \mu\text{m}$ area in the matrix on the surface of the flame-hardened 12Cr steel at $T_{s,max}=850^\circ\text{C}$.

소 KLI 천이에 의한 탄소 피크의 크기와 면적이 점차 감소하고, 그림 5(b)의 기지영역에서는 탄소 KLI 천이에 의한 피크가 거의 검출되지 않는 것으로 보아서 고용 탄소의 경우 탄화물에 비해 검출이 어렵다는 것을 알 수 있고, 이는 결과적으로 석출탄화물로부터 탄소가 기지내로 고용되고, $T_{s,max}$ 의 증가에 따라 탄소의 기지 고용량이 증가한다는 것을 확인시켜 준다.

3.2 냉각속도(V_c)의 영향

그림 6(a)와 6(b)는 화염경화처리 시 $T_{s,max}$ 이 각각 760°C, 1050°C, 1200°C일 때 냉각속도(V_c)의 변화에 따른 12Cr 강의 표면 잔류응력 및 경도 특성을 각각 보여준다. $T_{s,max}$ 이 $T_{eq,\gamma}$ 이하인 760°C일 때 냉각속도 증가에 따라 압축응력이 증가하는 것은 냉각속도 증가시 표면과 내부의 온도구배가 커지면서 열응력 성분이 크게 작용하기 때문이다. 이에 반해

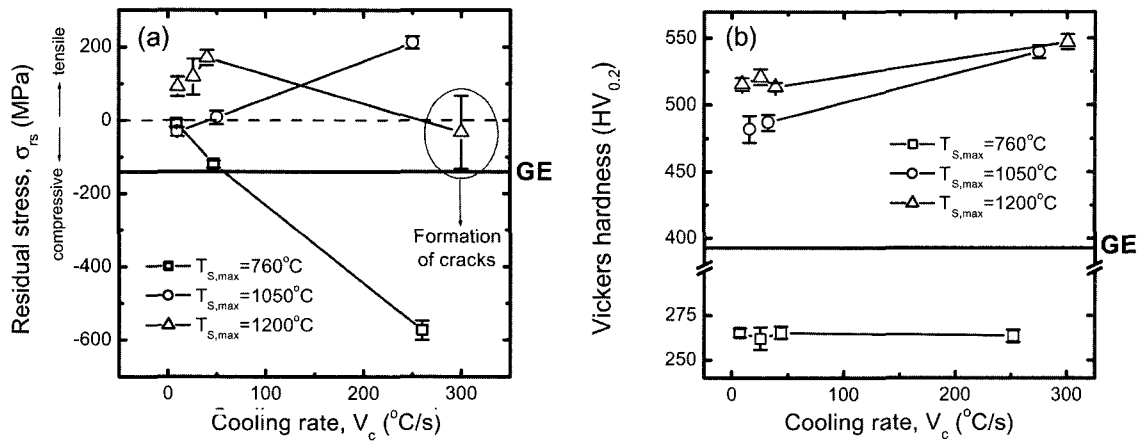


Fig. 6. (a) Residual stress and (b) hardness properties of 12Cr steel as a function of cooling rate (V_c) after flame hardening treatment at $T_{s,max}=760^{\circ}\text{C}$, 1050°C , and 1200°C .

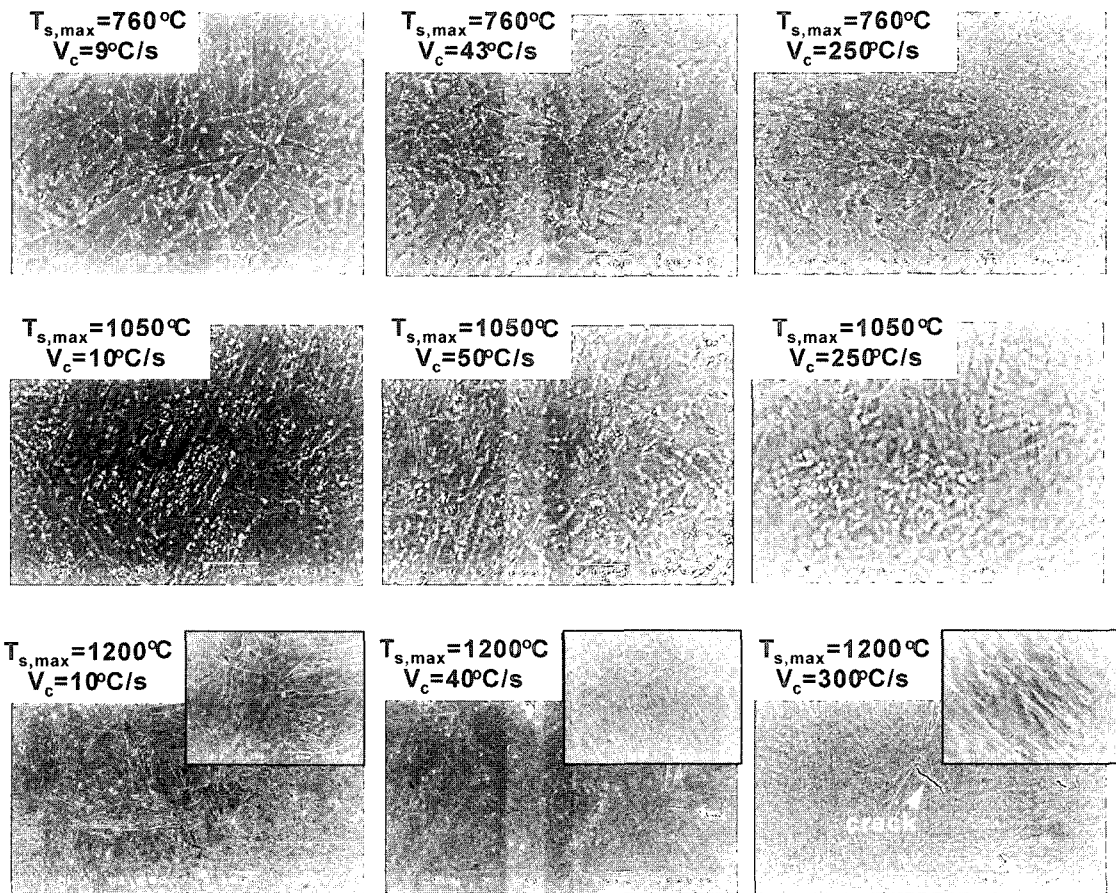


Fig. 7. SEM views of 12Cr steel as a function of cooling rate (V_c) after flame hardening treatment at $T_{s,max}=760^{\circ}\text{C}$, 1050°C , and 1200°C .

$T_{s,max}$ 이 $T_{eq,7}$ 이상인 1050°C 일 때는 냉각속도 증가 시 압축응력의 완화 및 인장응력의 증가를 초래한다. 일반적으로 상온 이상의 비교적 높은 M_s 온도를 갖는 저탄소강의 경우 탄소의 이동도(mobility)가 매우 커서 심지어 급냉 시에도 마르텐사이트 내에 탄화물의 석출, 즉 자체뜨임(autotempering)이 일어난다¹⁷⁾. 따라서 냉각 속도 증가에 따라 관찰된 압

축응력의 완화 또는 인장응력의 증가는 냉각과정에서 야기되는 자체뜨임에 필요한 시간이 감소되면서 탄소고용이 증가하고, 이것이 변태응력 성분의 기여도를 증가시켰기 때문으로 판단된다. $T_{s,max}$ 이 1200°C 인 경우에도 역시 냉각속도 증가에 따라 자체뜨임 효과의 감소로 인한 변태응력이 지배적으로 작용하여 인장응력의 증가를 보여준다. 특히 이 조

건에서 V_c 가 300°C/s (수냉)로 매우 큰 경우에 인장 응력이 급격히 감소한 것을 볼 수 있는데 이는 냉각 과정에서 발생된 균열(crack) 의한 응력완화(stress relaxation)에 의한 것임이 입증되었다(그림 7 참조). 예상컨대 그림 6(a)에서 냉각속도에 따른 인장응력 증가 정도로 보아 시편 표면에 12Cr강의 인장강도인 765 MPa에 근접하는 큰 인장응력이 발생했을 것으로 판단된다. 그림 6(b)는 그림 6(a)의 각 조건에서 준비된 시편의 표면 경도 변화를 보여준다. 예상되듯이 $T_{s,max}$ 이 760°C 일 때 냉각속도에 따른 경도 변화는 거의 없으며, $T_{s,max}$ 이 1050°C 일 때 냉각속도의 증가에 따른 경도 증가는 아래 그림 7에서 보여주듯이 탄소 고용 증가에 의한 것으로서 이는 역시 자체뜨임 효과의 감소에 의한 것으로 해석된다. $T_{s,max}$ 이 1200°C 일 때의 표면경도는 1050°C 인 조건에 비해 증가하였고 마찬가지로 냉각속도 증가 시 경도 증가를 보여주었다.

그림 7은 $T_{s,max}$ 이 각각 760°C , 1050°C , 1200°C 일 때 냉각속도(V_c)에 따른 12Cr 강 표면 조직을 보여주는 SEM 사진들이다. $T_{s,max}$ 이 760°C 일 때 냉각속도에 따른 미세조직상의 변화가 거의 관찰되지 않았으나, $T_{s,max}$ 이 1050°C , 1200°C 일 때 냉각속도 증가시 탄화물의 감소 즉, 탄소 고용량의 증가가 관찰되었으며 이는 그림 6(a)와 6(b)에서 논의되었듯이 경도 증가 및 인장응력 초래의 원인이 된다. 특히 화염경화 공정 조건이 $T_{s,max}=1200^\circ\text{C}$ 이고 $V_c=300^\circ\text{C/s}$ 인 경우 표면에 큰 인장응력이 발생하면서 미소 균열들이 형성된 것을 관찰할 수 있는데, 이러한 균열들의 성장 거동을 분석하기 위해 화염경화 공정횟수(cycle)를 반복하면서 균열들의 발전 거동을 관찰하였고 그 결과를 그림 8에 나타내었다. 그림 8(a)에서 관찰되듯이 1 사이클의 화염경화 공정 후 표면에 미소균열(micro-cracks)들이 군데군데 형성되었고, 이러한 균열들은 공정횟수가 증가하면서 취약한 PAGB(Prior Austenite Grain Boundary)를 따라 성장 및 전파되고 있음을 볼 수 있다(그림 8(b)). 공정횟수가 4사이클로 더욱 진행되면 결국에

는 재료파괴(material failure)를 초래하는 거대한 균열로 성장하는 것을 볼 수 있다(그림 8(c)). 결론적으로 비록 화염경화 공정 후 부품의 표면 경도가 향상되더라도, 표면에 형성되는 잔류 응력이 적절히 제어되지 못하여 높은 인장응력이 발생할 경우 균열이 형성되고 재료 파괴를 초래할 수 있으며, 또한 높은 인장응력을 갖는 부품이 원전과 같이 고온, 고압의 극한 환경에서 가동되는 경우 재료 파괴에 대한 민감도를 증가시키는 원인이 되므로, 부품 표면에 바람직한 잔류응력 상태를 유지하도록 적절한 화염경화 처리를 하는 것이 매우 중요하다는 것을 시사한다.

4. 결 론

본 연구에서는 원자력 증기 터빈 동익 재료로 사용되고 있는 12Cr 강 화염경화 처리시 표면에 형성되는 잔류 응력 성질과 최적 잔류응력 형성을 위한 공정 특성을 고찰하였다. 최대 표면 온도와 냉각 속도 등의 주요 공정 변수를 도입하여 12Cr 강의 온도 이력을 정밀하게 제어하였다. 화염경화 처리 후 12Cr 강의 표면에 형성되는 최종 잔류응력은 인장변형을 유발하는 변태응력과 압축변형을 유발하는 열응력의 경쟁적 기여에 의해 결정되었다. 오스테나이트 변태온도 이하에서는 온도 증가시 열응력의 기여도가 증가하여 압축응력이 증가하였고, 오스테나이트 변태온도 이상에서는 마르텐사이트 변태에 의한 변태응력의 기여도가 증가하여 압축응력이 완화되고 인장응력을 형성하였다. GE power engineering의 응력 및 경도 규정에 따르면 표면온도가 약 850°C 에서 960°C 의 범위일 때 바람직한 잔류응력과 표면경도를 나타내었다. 화염경화 공정시 공정온도가 높고 냉각속도가 큰 경우 재료 표면에 미소 균열들이 발생하면서 응력완화에 의해 인장응력이 감소하였는데, 이러한 균열들은 화염경화 공정 횟수가 증가하면서 취약한 PAGB(prior austenite grain boundary)를 따라 전파하여 재료파괴를 초래

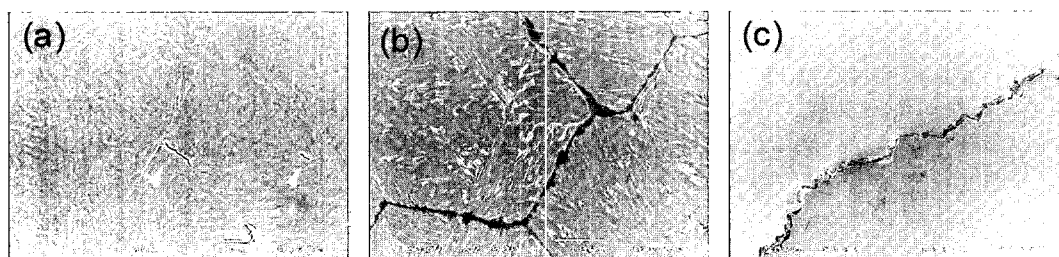


Fig. 8. Fracture behavior of 12Cr steel induced by the flame hardening at $T_{s,max}=1200^\circ\text{C}$ and $V_c=300^\circ\text{C/s}$ (water quenching) (a) micro-cracks (after 1 cycle), (b) PAGB cracks (after 2 cycle) (c) material failure (after 4 cycle).

하는 거대 균열로 성장하였다.

후 기

본 연구는 과기부 원자력 중·장기 연구 개발 사업의 원전 성능 개선 및 현장 기술 혁신 분야의 지원에 의해 이루어졌으며, 아울러 XRD를 이용한 잔류 응력 측정 실험을 위해 수고해 주신 기초과학지원센터 대구 분소에 감사드립니다.

참고문헌

1. R. Araki, M. Kisimoto, K. Yoshida, *JSME International Journal*, 34 (1991) 397.
2. E. Hoegger, *Brown Boveri Rev.*, 14 (1927) 95.
3. O. G. Engel, *J. Res. Nat. Bur. Stand.*, 54 (1955) 283.
4. F. J. Heymann, *J. Appl. Phys.*, 40 (1969) 5113.
5. K. Schleithoff, F. Schmitz, *Corrosion Fatigue of Steam Turbine Blade Materials*, Workshop Proceedings, edited by R.I. Jaffee, Palo Alto, CA, Sep. 21-24, EPRI, Pergamon Press, (1981) 70.
6. M. Heitkemper, C. Bohne, A. Pyzalla, A. Fischer, *Int. J. Fatigue*, 25 (2003) 101.
7. J. Grum, S. Bozic, M. Zupancic, *J. Mater. Proc. Technol.*, 114 (2001) 57.
8. I. Kyoji, Japanese Patent 61-113712 (1986).
9. S. Toyoaki, Japanese Patent 64-39327 (1989).
10. R. J. Ackert, R. W. Witty, P. A. Crozier, US Patent 4486248 (1982).
11. M. K. Lee, G. H. Kim, K. H. Kim, W. W. Kim, *Surf. Coat. Tech.*, 184 (2004) 239.
12. B. D. Cullity, *Elements of X-ray Diffraction* (Addison-Wesley, Reading, MA) 2nd ed., (1978) 447.
13. Y. Ishiki, K. Nakamura, S. Takegami, *Titanium Steam Turbine Blading*, Workshop Proceedings, edited by R.I. Jaffee, Palo Alto, CA, Nov. 9-10, EPRI, Pergamon Press, (1988) 62.
14. M. Cohen, *Trans. AIME*, 224 (1962) 638.
15. *Process Specification, Materials and Process Engineering*, GE Power Engineering, Schenectady, NY (1995), 14.
16. J. M. Marder, A. R. Marder, *Trans. ASM*, 62 (1969) 1.
17. R. H. Aborn, *Trans. ASM*, 48 (1950) 51.