

Fe-20Cr-1.7C-1Si-xV 경면처리 합금의 미세조직과 고온 Sliding 마모저항성에 미치는 Vanadium의 영향

김준기 · 김근모 · 이덕현* · 장세기** · 강성군 · 김선진

한양대학교 재료공학과
*한국원자력연구소
**POSCO 기술연구소

The Effect of Vanadium on the Microstructure and Elevated Temperature Sliding Wear Resistance of Fe-20Cr-1.7C-1Si-xV Hardfacing Alloy

Jun-ki Kim, Geun-mo Kim, Duck-hyun Lee*, Se-ky Chang**, Sung-goon Kang and Seon-jin Kim

Dept. of Materials Engineering, Hanyang University, Seoul 133-791

*Korea Atomic Energy Research Institute, Taejeon 305-353

**Technical Research Lab., POSCO, P.O.BOX 36, Pohang 790-785

(1998년 7월 15일 받음, 1998년 9월 1일 최종수정본 받음)

초 록 Fe계 합금의 적층결합에너지를 감소시키는 것으로 알려진 vanadium이 Fe-20Cr-1.7C-1Si 합금의 미세조직과 고온 마모저항성에 미치는 영향에 대하여 조사하였다. Fe-20Cr-1.7C-1Si-xV ($x = 0, 1, 3, 6, 10\text{wt.}\%$) 조성에서 오스테나이트 기 지상을 유지하면서 첨가될 수 있는 V의 최대 첨가량은 약 3wt.%이었으며 오스테나이트 기 지상을 갖는 합금은 상온에서 낮은 적층 결합에너지와 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 변형유기 상변태에 의해 페라이트 합금보다 높은 마모저항성을 보인 것으로 생각된다. 225°C까지의 고온 마모 시험 결과 3wt.%까지 V 첨가량이 증가함에 따라 산화성 마모에서 응착마모로 마모기구가 천이되는 온도가 증가하였고 225°C에서 α' 생성량도 많은 것으로 보아 V은 Fe-20Cr-1.7C-1Si 합금의 온도에 따른 적층결합에너지 증가율을 억제하고 M_s 온도도 증가시킴으로써 고온 마모저항성을 증가시키는 것으로 생각된다.

Abstract The effect of vanadium, which is known to decrease the stacking fault energy of Fe-base alloys, on the microstructure and elevated temperature sliding wear resistance of Fe-20Cr-1.7C-1Si alloy was investigated. The maximum amount of vanadium maintaining the austenitic matrix seems to be about 3wt.% in Fe-20Cr-1.7C-1Si-xV ($x = 0, 1, 3, 6, 10\text{wt.}\%$) alloys and the austenitic alloys showed better wear resistance than ferritic alloys. It was considered to be due to the low stacking fault energy and $\gamma \rightarrow \alpha'$ strain-induced phase transformation at room temperature. It was shown from elevated temperature sliding tests up to 225°C that the addition of vanadium increases the temperature, at which the transition from oxidative wear to adhesive wear occur, and the amount of α' formed at 225°C. Thus, it was considered that the addition of vanadium improves the elevated temperature sliding wear resistance of Fe-20Cr-1.7C-1Si by reducing the increasing rate of stacking fault energy with temperature and by increasing M_s temperature.

1. 서 론

원자력발전소 1차계통내 밸브는 90~343°C의 고온에서 5~30ksi의 높은 접촉응력이 가해지는 극심한 sliding 마모 환경에 노출되기 때문에, 우수한 내마모재료인 Co계 Stellite 합금으로 경면처리하여 사용되어 왔으나¹⁾ Co가 고가이며 원자력발전소 1차계통의 방사선장을 형성하는 주요 원소로 알려지면서 Co계 합금인 Stellite를 대체할 수 있는 Fe계 합금을 개발하려는 연구가 진행되고 있다.^{2~4)}

Fe계 합금이 Stellite를 대체하기 위해서는 이와 동등한 연삭마모 (abrasive wear) 저항성과 응착마모 (adhesive wear) 저항성 등이 요구되나 이중 가장 얻기 어려운 특성은 높은 접촉응력에서 발생하는 galling에 대한 저항성인 것으로 알려져 있다.³⁾ 일반적으로 galling은 마모표면에서

재료의 이동 (material transfer) 이 육안으로 관찰되는 극심한 마모형태로 정의되고 있다.^{5,6)} Galling의 발생기구에 대해서는 아직 완전히 밝혀져 있지 않으나 재료의 응착경향과 소성변형거동에 크게 의존하는 것으로 보고되고 있다.⁶⁾

우수한 galling 저항성을 갖는 Fe계 합금을 제조하기 위한 방법으로는 낮은 적층결합에너지를 갖도록 합금원소를 첨가하는 방법이 고려되어 왔다.^{7,8)} 일반적으로 낮은 적층결합에너지는 전위의 교차슬립을 억제하여 가공경화율을 증가시키고 변형유기 상변태 (strain-induced phase transformation) 나 쌍정에 의한 변형을 유도함으로써 마모 표면에서 미세요철 (asperity) 간의 응착시 galling을 유발하는 소성변형보다 파괴를 촉진하여 재료의 galling 저항성을 크게 향상시키는 것으로 알려져 있다.^{1,7~9)}

이러한 낮은 적층결합에너지와 변형유기 상변태를 이용

하는 대표적인 Fe계 합금인 NOREM은 상온에서의 경우 30ksi의 높은 접촉응력에 대해서도 우수한 galling 저항성을 보이는 것으로 알려져 있다.^{3,4)} 그러나 본 연구진에 의해 NOREM 합금은 약 190°C 이상의 온도에서 galling 저항성이 급격히 저하되는 것으로 보고된 바 있으며¹⁰⁾ 이는 온도가 증가함에 따라 적층결합에너지가 증가하여 전위의 고차슬립이 활발해져 가공경화율이 저하되고, M_d 온도가 190°C 이하로 낮아 이보다 고온에서는 변형유기 상변태도 발생하지 않아 소성변형이 용이해지기 때문으로 생각되고 있다.

따라서 고온에서도 우수한 galling 저항성을 갖는 Fe계 합금을 제조하기 위해서는 상온에서의 낮은 적층결합에너지는 물론 온도증가에 따른 적층결합에너지 증가율이 적으면서 M_d 온도도 증가시키는 합금원소를 첨가하여야 하나 아직까지 여러 합금원소가 적층결합에너지의 온도의존성이나 M_d 온도에 미치는 영향에 대해서는 알려진 바가 매우 적은 상태이다.^{11,12)}

한편 vanadium은 Fe계 합금의 상온 적층결합에너지를 감소시키는 것으로 알려져 있으며¹³⁾ 온도에 따른 적층결합에너지의 증가도 작을 것으로 기대되는 합금원소이다.¹⁴⁾ 특

히 vanadium을 주요 합금원소로 이용하는 Fe계 Elmax 합금의 경우 상온에서 NOREM 이상의 우수한 galling 저항성을 보이는 것으로 보고되어 있어^{3,4)} 고온에서도 우수한 내마모성을 보일 수 있을 것으로 기대되고 있다. 따라서 본 연구에서는 일반적인 Fe계 내마모 경면처리용 합금인 Fe-Cr-C-Si계에 대하여 10wt.%까지의 V 첨가가 합금의 고온 마모저항성에 미치는 영향을 조사하였다.

2. 실험 방법

시편 준비

Fe-Cr-C-Si계 합금의 sliding 마모저항성에 미치는 V의 영향을 조사하기 위해 V의 첨가량을 0, 1, 3, 6, 10wt.%로 변화시킨 Fe-20Cr-1.7C-1Si-xV 조성의 합금을 아르곤용융방법으로 제조하였다. 아르곤용융은 균일한 화학조성을 얻기 위해 10회 이상 재용융하였으며 분광분석기를 이용하여 측정된 합금의 화학조성과 로크웰경도기로 측정된 경도를 표 1에 나타내었다. 제조된 합금은 그림 1-(a)에 나타낸 마모시험편으로 가공하였다. 마모시험전 시편의 표면은 #2000 SiC 연마지를 사용하여 조도분석기로 측정시 표면조도 R_a 가 0.02 μ m가 되도록 최종연마하였다.

Table 1. Chemical compositions and Rockwell hardness of specimens. (wt.%)

Element	Fe	Cr	C	Si	V	Al	P	S	HRC
Specimen									
Fe-20Cr-1.7C-1Si	bal.	20.1	1.676	1.098	-	-	0.007	0.011	60.9
Fe-20Cr-1.7C-1Si-1V	bal.	20.0	1.676	1.099	0.967	0.019	0.007	0.012	62.3
Fe-20Cr-1.7C-1Si-3V	bal.	19.9	1.677	1.099	2.902	0.056	0.009	0.013	66.8
Fe-20Cr-1.7C-1Si-6V	bal.	20.0	1.679	1.099	5.804	0.113	0.010	0.015	46.0
Fe-20Cr-1.7C-1Si-10V	bal.	20.2	1.681	1.100	9.674	0.188	0.013	0.017	44.6

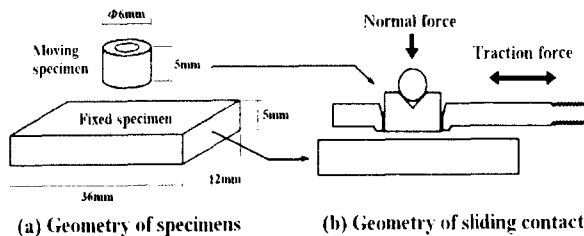


Fig. 1. Geometries of specimens and sliding contact.

Sliding 마모시험

Sliding 마모시험장치는 block-on-block 방식의 PLINT TE77 마모시험기를 사용하였으며 마찰부분의 개략도를 그림 1-(b)에 나타내었다. Sliding 마모시험의 왕복거리는 9mm였으며 왕복속도는 10cycles/min였다. 상온 대기중에서 8, 15, 30ksi의 접촉응력에 따른 시편의 마모손실량은 100cycle까지 sliding 마모시험을 수행한 후 고정시편과 운동시편의 무게손실량의 합으로 나타내었으며 2회 이상의 시험에서 무게손실량의 실험오차는 ± 1 mg 정도였다. 또한 온도에 따른 마모저항을 조사하기 위해 원자력발전소 밸브

의 설계시 고려되는 최대 접촉응력인 15ksi에 대해²⁾ 상온에서 225°C까지 온도에 따른 100cycle sliding 마모시험 후 마모손실량의 변화를 측정하였다.

미세조직 및 마모기구 분석

V 첨가량에 따른 시편의 미세조직은 광학현미경, SEM, XRD를 이용하여 조사하였다. XRD 상분석에는 연마에 의한 변형유기 상변태가 나타나는 것을 방지하기 위해 전해연마한 시편을 사용하였다. 시편의 전해연마에 사용된 전해액은 메틸알코올, 10% HCl, 5g picric acid였으며 3V의 전압을 가해주었다. 접촉응력과 온도에 따른 시편의 마모기구를 조사하기 위해 100cycle 마모시험후 마모표면을 SEM으로 관찰하였으며 sliding 마모시 마모표면에서 변형유기 상변태의 발생여부를 조사하기 위해 마모표면을 XRD로 상분석하였다.

3. 결과 및 고찰

미세조직

Fe-20Cr-1.7C-1Si-xV (x = 0, 1, 3, 6, 10wt.%) 시

편의 XRD 상분석결과와 광학현미경 미세조직을 각각 그림 2와 그림 3에 나타내었다. V를 첨가하지 않은 조성의 시편은 그림 2-(a)의 XRD 상분석결과 fcc 결정구조의 오스테나이트와 hcp 결정구조의 Cr₇C₃ 탄화물이 생성된 것을 알 수 있으며 이들은 그림 3-(a)에서 오스테나이트 수지상 조직과 오스테나이트/Cr₇C₃ 층상조직을 형성하는 것을 볼 수 있다. 이는 전형적인 아공정 Fe-Cr-C-Si계 합금의 미세조직으로 초정 오스테나이트(primary austenite)가 생성된 이후에 오스테나이트와 Cr₇C₃ 탄화물의 공정조직이 생성되는 것으로 알려져 있다.¹⁵⁾

V를 1wt.% 첨가한 시편의 경우에는 그림 2-(b)와 그림 3-(b)에 나타낸 상분석결과와 미세조직이 V를 첨가하지 않은 시편과 동일한 것으로 보아 1wt.%의 V 첨가는 Fe-20Cr-1.7C-1Si 합금의 미세조직에 거의 영향을 미치지 않을 것을 알 수 있다. 그러나 V를 3wt.% 첨가한 시편의 경우 그림 3-(c)의 미세조직에서 수지상조직은 아니지만 오스테나이트/Cr₇C₃ 층상조직이 유지되는 것을 볼 수 있으며 그림 2-(c)의 상분석결과에서 오스테나이트와 함께 약간의 페라이트도 생성된 것을 알 수 있다. V의 첨가량이 6wt.%와 10wt.%인 시편의 경우에는 그림 2-(d)와 (e)의 상분석결과 페라이트 기지상임을 알 수 있으며 그림 3-(d)와 (e)의 미세조직에서도 오스테나이트/Cr₇C₃ 층상조직이 사라진 것을 볼 수 있다. Fe계 합금에 있어서 V의 첨가량이 증가함에 따라 페라이트의 생성경향이 증가하는 것은 기지상에 고용된 V이 페라이트를 안정화시키기 때문으로 알려져 있다.¹⁶⁾

일반적으로 V은 강에 있어서 강한 탄화물 형성원소로 알려져 있으며 대개 V₄C₃ 또는 VC 형태의 탄화물을 형성하는 것으로 알려져 있다.¹⁷⁾ 그러나 그림 2의 XRD 상분석결과에서 10wt.% V 첨가시편에서만 V₄C₃가 관찰되고 6wt.% 이하의 V 첨가시편에서는 Cr₇C₃ 형태의 탄화물만 생성

되는 것을 알 수 있다. 이는 3wt.% V 첨가시편에 대한 EDS 분석결과 기지상과 탄화물내 V의 함량이 각각 1.9at.%와 6.3at.%이었던 것으로 보아 6wt.% 이하의 V를 첨가한 Fe-20Cr-1.7C-1Si-xV계에 있어서 첨가된 V의 일부는 오스테나이트 기지상에 고용되고 일부는 Cr₇C₃에 고용되어 (Cr,V)₇C₃ 형태의 탄화물을 형성하는 것으로 생각된다.

V 첨가량이 3wt.%까지 증가함에 따라 그림 3의 미세조

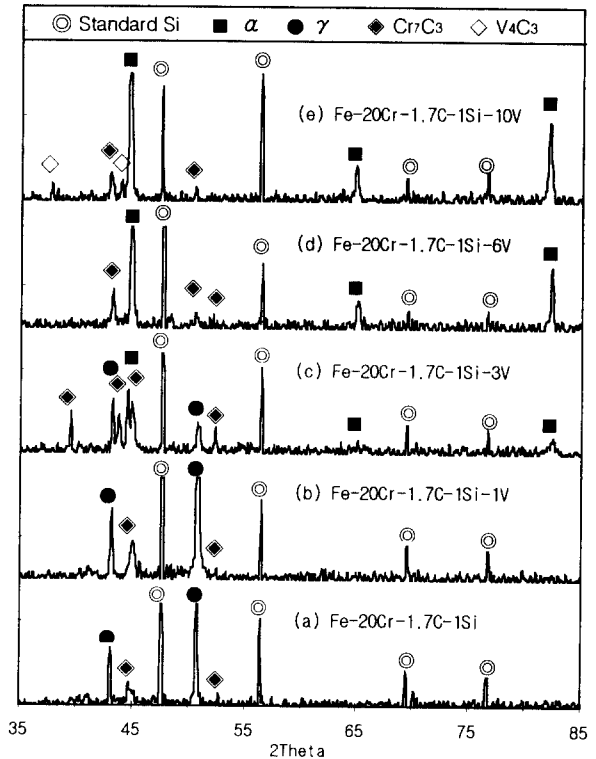


Fig. 2. XRD patterns of electro-polished specimens.

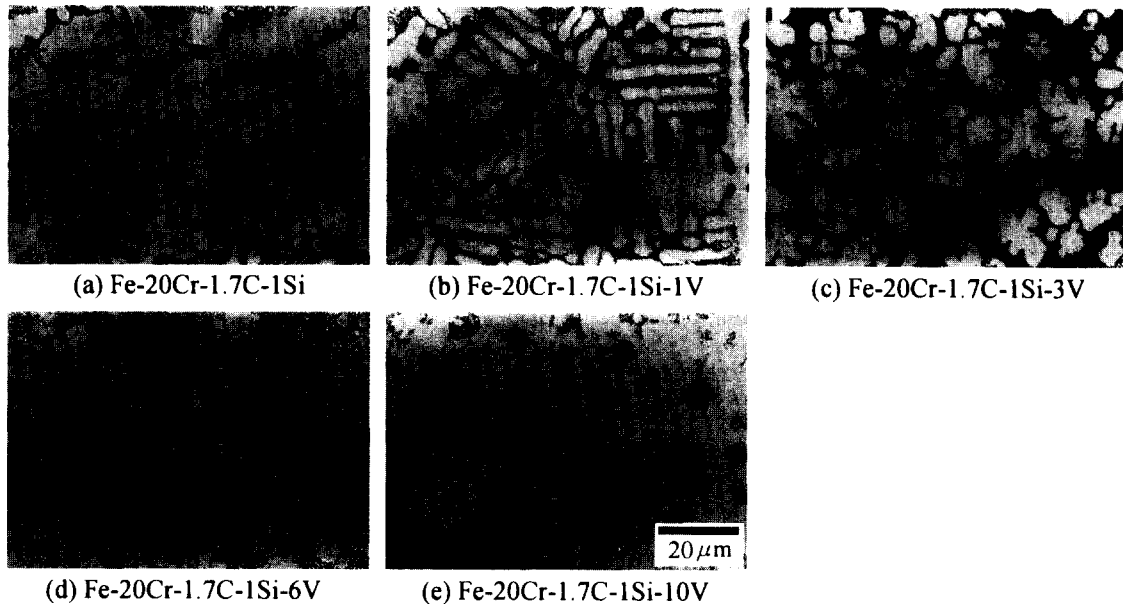


Fig. 3. Optical microstructure of specimens.

직에서 기지상의 결정립크기는 비슷하지만 탄화물의 부피 분율이 약간 증가하는 것을 볼 수 있으며 표 1에서 시편의 경도도 60.9HRC에서 66.8HRC로 약간 증가하는 것을 알 수 있다. 그러나 일반적으로 재료의 응착마모 저항성은 주로 기지상의 특성에 의존하는 것으로 알려져 있어^{8,9)} 이러한 탄화물의 부피분율과 경도의 작은 차이는 시편의 마모저항성에 큰 영향을 미치지 않을 것으로 생각된다. 반면에 V 첨가량이 6wt.% 이상으로 증가된 경우에는 그림 3에서 탄화물 부피분율이 급격히 감소하고 표 1에서 시편의 경도도 46HRC 이하로 급격히 저하되는 것을 볼 수 있는데 이러한 탄화물 부피분율과 경도의 감소는 일반적으로 합금의 마모저항성을 저하시키는 것으로 알려져 있다.⁸⁾

상온 마모거동

Fe-20Cr-1.7C-1Si-xV (x = 0, 1, 3, 6, 10wt.%) 시편의 상온 대기중에서 8, 15, 30ksi 접촉응력에 대한 100cycle sliding 마모시험후 마모손실량을 표 2에 나타내었다. V를 첨가하지 않은 시편과 1wt.%, 3wt.% 첨가한 시편의 마모손실량은 30ksi의 높은 접촉응력에서도 1mg 이하로 매우 적은 반면에 V 첨가량이 6wt.%와 10wt.% 인 시편은 8ksi의 접촉응력에서도 각각 169.7mg과 383mg의 매우 많은 무계손실량을 보인 것을 알 수 있다. 3wt.%와 6wt.% V 첨가시편에 대하여 각각 30ksi와 8ksi에서 100cycles 마모시험후 마모표면의 SEM 사진을 그림 4에 나타내었다. 30ksi에서 1mg의 매우 적은 마모손실량을 보인 3wt.% V 첨가시편의 경우에는 연삭마모 (abrasive wear)가 발생한 것을 볼 수 있는 반면에 8ksi에서 169.7mg의 매우 많은 마모손실량을 보인 6wt.% V 첨가 시편의 경우에는 심한 응착마모 (adhesive wear)가 발생한 것을 볼 수 있다.

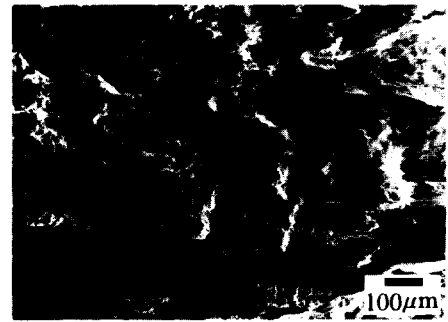
V를 첨가하지 않은 시편과 1wt.%, 3wt.% 첨가한 시편에 대해 30ksi에서 sliding 마모시험후 마모표면의 X-선회절 분석결과를 그림 5에 나타내었다. 세 시편 모두 시험전에는 그림 3- (a) ~ (c)와 같이 오스테나이트가 존재하지만 그림 5의 마모표면에서 오스테나이트는 거의 관찰되지 않고 α' 마르텐사이트가 관찰되는 것으로 보아 sliding 마모시 마모표면이 변형되면서 변형유기 상변태가 발생한 것을 알 수 있다.¹⁰⁾ 이러한 변형유기 상변태는 낮은 적층결합에

Table 2. Total weight losses (mg) of specimens after 100cycle sliding test in air at room temperature under the various contact stresses.

Alloys	Stress		
	8ksi	15ksi	30ksi
Fe-20Cr-1.7C-1Si	0.4	0.0	0.9
Fe-20Cr-1.7C-1Si-1V	0.4	0.1	0.9
Fe-20Cr-1.7C-1Si-3V	0.6	0.7	1.0
Fe-20Cr-1.7C-1Si-6V	169.7		
Fe-20Cr-1.7C-1Si-10V	383.0		



(a) Fe-20Cr-1.7C-1Si-3V under 30ksi



(b) Fe-20Cr-1.7C-1Si-6V under 8ksi

Fig. 4. SEM micrographs of worn surfaces after 100cycle sliding test; (a) Fe-20Cr-1.7C-1Si-3V under 30ksi and (b) Fe-20Cr-1.7C-1Si-6V under 8ksi.

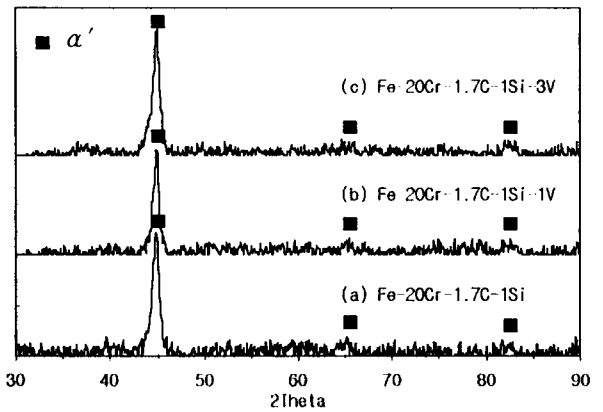


Fig. 5. XRD patterns obtained from worn surfaces after 100cycle sliding wear test under 30ksi at room temperature.

너지를 갖는 Fe계와 Co계 합금에서 발생하는 것으로 알려져 있어^{8,12)} 이들 시편의 적층결합에너지도 상당히 낮을 것으로 생각된다. 따라서 페라이트 기지상을 갖는 6wt.% 이상의 V 첨가시편이 8ksi에서도 심한 응착마모에 의한 많은 마모손실량을 보이는 반면에 오스테나이트인 3wt.% 이하의 V 첨가시편은 30ksi에서도 연삭마모에 의한 매우 적은 마모손실량을 보인 것은 많은 탄화물 부피분율 및 높은 경도와 함께 낮은 적층결합에너지와 변형유기 상변태에 의한 마모표면의 급격한 경화와 소성변형의 억제 효과에 기인한 것으로 생각된다.

고온 마모거동

V를 첨가하지 않은 시편과 1wt.%, 3wt.% 첨가한 시편

의 15ksi에서 225℃까지 온도에 따른 100cycle sliding 마모시험후 마모손실량의 변화를 그림 6에 나타내었다. V를 첨가하지 않은 시편과 1wt.% 첨가한 시편의 경우 150℃까지는 마모손실량이 거의 없는 우수한 마모저항성을 보이다가 150℃ 이후부터 마모손실량이 증가하는 반면에 3wt.% V 첨가시편은 200℃까지 마모손실량이 거의 없다가 200℃ 이후부터 마모손실량이 증가하는 것을 볼 수 있다. 세 시편 모두 상온에서는 금속광택의 debris가 생성되었으나 150℃에서는 검고 미세한 debris가 생성된 것으로 보아 상온에서는 산화의 영향이 거의 없는 연삭마모가 발생하지만 온도가 증가함에 따라 산화성 마모가 발생하는 것으로 생각된다.

산화성 마모 (oxidative wear)는 마모초기에 발생한 미세한 debris가 산화된 후 마모표면의 groove 등에 축적되어 형성된 산화물층이 직접적인 금속간접촉을 방해함으로써 응착마모를 억제하는 마모형태이다.^{19, 20)} 일반적으로 산화성 마모는 debris의 산화가 가속되는 온도 이상에서 발생하며 금속 debris가 아닌 검고 미세한 산화물 debris를 발생시키는 것으로 알려져 있다.²⁰⁾ 고온에서 산화성 마모의 발생은 마모저항성을 증가시키는 역할을 하지만 접촉응력이 증가하거나 온도가 더욱 증가하게 되면 마모표면과 미세요철의 변형이 증가하여 산화물층이 파괴되면서 직접적인 금속간접촉이 이루어져 응착마모로 천이되는 것으로 알려져 있다.^{21, 22)}

그림 6의 150℃ 이상에서 온도가 증가함에 따라 산화성 마모에서 응착마모로 마모기구가 천이되면서 마모손실량이 증가하는 온도는 V를 첨가하지 않은 시편과 1wt.% 첨가한 시편의 경우 150℃ 이후인데 비해 3wt.% V 첨가시편의 경우 200℃ 이후로 높은 것을 볼 수 있다. 세 시편에 대하여 200℃와 225℃에서 마모시험한 마모표면의 XRD 분석결과를 각각 그림 7과 그림 8에 나타내었다. 그림 7의 200℃ 마모표면에서는 세 시편 모두 α'이 관찰되는 것으로 보아 변형유기 상변태가 발생한 것을 알 수 있다. 그림 8에 나타낸 225℃ 마모표면에서도 세 시편 모두 α'이 생성된 것을 볼 수 있으나 3wt.% V 첨가시편의 경우 오스테나이트가 전혀 관찰되지 않는 반면에 V를 첨가하지 않은 시편과 1wt.% 첨가한 시편의 경우 약간의 오스테나이트가 잔류하는 것을 볼 수 있다. 이러한 V 첨가량 증가에 따른 225℃에서 오스테나이트 잔류량의 감소, 즉 변형유기 상변태에 의한 α' 생성량의 증가는 그림 6의 225℃에서 V 첨가량이 증가할수록 높은 마모저항성을 보인 결과와 일치하는 것을 알 수 있다.

Olson과 Cohen에 의하면²³⁾ 변형유기 상변태에 의한 α'의 생성량은 온도가 증가함에 따라 변형유기 상변태가 발생할 수 있는 최대 온도인 M_s 온도 부근에서 급격히 저하되는 Arrhenius 관계를 따르는 것으로 보고되고 있다. 본 실험의 경우 225℃ 마모표면에서 γ→α' 변형유기 상변태가 관찰되는 것으로 보아 225℃ 이상의 M_s 온도를 갖는 것으로 생각되며 3wt.% V 첨가시편의 경우 V 첨가량이 1wt.% 이하인 시편에 비해 225℃에서 높은 α' 생성량을 유지

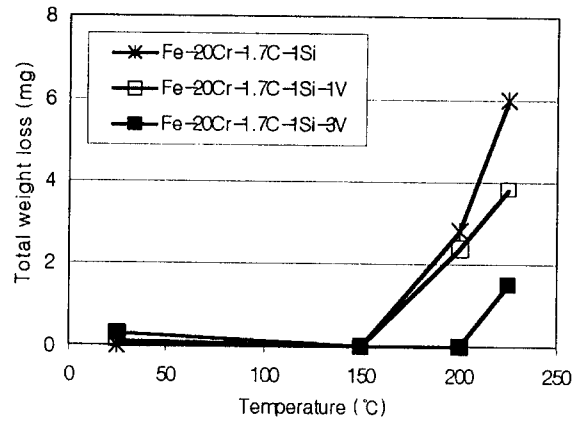


Fig. 6. Total weight loss of specimens as a function of temperature after 100cycle sliding wear test at 15ksi in air.

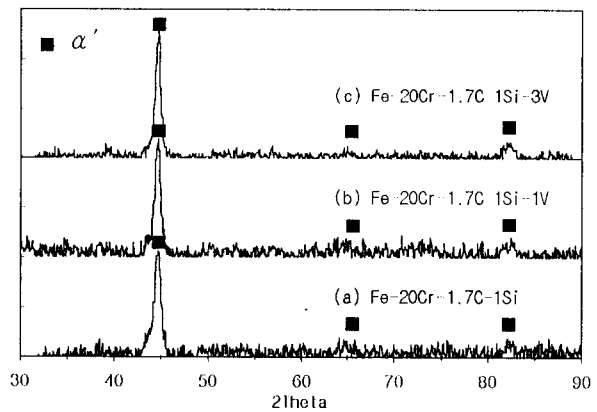


Fig. 7. XRD patterns obtained from worn surfaces after 100cycle sliding wear test under 15ksi at 200℃.

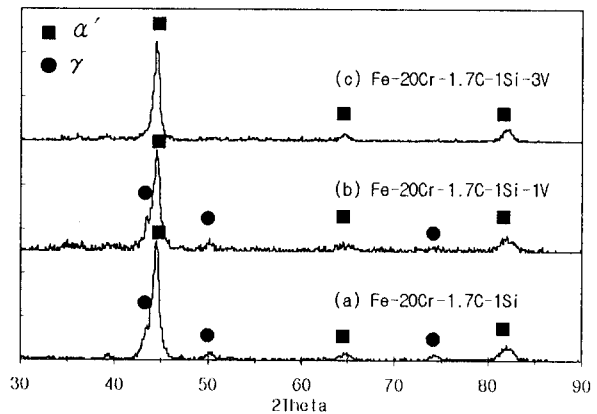


Fig. 8. XRD patterns obtained from worn surfaces after 100cycle sliding wear test under 15ksi at 225℃.

하는 것으로 보아 V은 Fe-20Cr-1.7C-1Si 합금의 M_s 온도를 증가시키는 것으로 생각된다. 한편 M_s 온도와 적층결합에너지와의 관계는 아직 명확하게 밝혀져 있지 않으나 온도증가에 따라 적층결합에너지가 증가하면서 생성되는 적층결합의 수와 적층결합간의 교차확률이 감소하고 α' 생성량 역시 감소하는 것으로 보아²³⁾ M_s 온도는 온도에 따른 적층결합에너지의 증가율에 크게 의존하는 것으로 생각되

고 있다. 따라서 3wt.%의 V 첨가는 Fe-20Cr-1.7C-1Si 합금의 온도에 따른 적층결함에너지 증가율을 감소시킴으로써 M_4 온도를 증가시켜 합금의 고온 마모저항성을 향상시키는 역할을 하는 것으로 생각된다.

4. 결 론

Fe-20Cr-1.7C-1Si-xV ($x = 0, 1, 3, 6, 10\text{wt.}\%$) 합금의 상온 및 225°C까지의 고온 마모시험으로부터 얻어진 결론은 다음과 같다.

1) Fe-20Cr-1.7C-1Si-xV 조성에서 오스테나이트 기지상을 유지하면서 첨가될 수 있는 V의 첨가량은 약 3wt.%인 것으로 생각된다.

2) 3wt.% 이하의 V를 첨가하여 오스테나이트 기지상을 갖는 합금은 6wt.% 이상의 V를 첨가한 페라이트 합금보다 상온에서 우수한 마모저항성을 보였는데 이는 많은 탄화물 부피분율 및 높은 경도와 함께 낮은 적층결함에너지와 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 변형유기 상변태에 의해 마모표면이 급격히 경화되고 소성변형이 억제된 데에 기인하는 것으로 생각된다.

3) 225°C까지의 고온 마모시험 결과 V 첨가량이 증가함에 따라 산화성 마모에서 응착마모로 마모기구가 천이되면서 마모손실량이 증가되는 온도가 증가하였고 225°C 마모표면에서 α' 의 생성량도 많은 것으로 보아 V은 Fe-20Cr-1.7C-1Si 합금의 온도에 따른 적층결함에너지 증가율을 억제하고 M_4 온도를 증가시킴으로써 고온 마모저항성을 향상시키는 것으로 생각된다.

감사의 글

본 연구는 한국학술진흥재단의 1997년 자유공모과제 연구지원에 의해 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. K.C. Antony ; J. of Metals, Feb 1983, p.52
2. H. Ocken ; Nuclear Tech. **68** (1985) p.18
3. J. Vikstrom ; Wear **179** (1994) p.143
4. H. Ocken ; Surface and Coating Tech. **76-77**

- (1995) p.456
5. K.G. Budinski ; Wear **74** (1981) p.93
6. P.A. Swanson ; Wear **122** (1988) p.207
7. H. Ocken ; Metall. Trans. **22A** (1991) p.983
8. S. Atamert and J. Stekly ; Surface Eng. **9** (1993) p. 231
9. K.J. Bhansali and A.E. Miller ; Wear **75** (1982) p. 241
10. S.J. Choi, J.H. Choi, J.K. Kim and S.J. Kim ; J. Kor. Inst. Met. & Mater., to be published
11. R.M. Latanision and A.W. Ruff, Jr ; Metall. Trans. **2** (1971) p.505
12. F. Lecroisey and A. Pineau ; Metall. Trans. **3** (1972) p.387
13. R.E. Stoltz and J.B. Vandersande ; Metall. Trans. **11A** (1980) p.1033
14. J.K. Kim and S.J. Kim ; to be published
15. L.E. Svensson, B. Greftoft, B. Ulander and H.K.D.H. Bhadeshia ; J. Mater. Sci. **21** (1986) p.1015
16. V. Raghavan and D.P. Antia ; Metall. Trans. **25A** (1994) p.2675
17. M. Aksoy, V. Kuzucu and M.H. Korkut ; Wear **211** (1997) p.265
18. K.L. Hsu, T.M. Ahn and D.A. Rigney ; Wear **60** (1980) p.13
19. J. Jiang, F.H. Scott and M.M. Stack ; Wear **181-183** (1995) p.20
20. H. So ; Wear **184** (1995) p.161
21. S.C. Lim, M.F. Ashby and J.H. Brunton ; Acta Metall. **35** (1987) p.1343
22. H. Kato, T.S. Etre and B. Ralph ; Acta Metall. (1994) p.1703
23. G.B. Olson and M. Cohen ; Metall. Trans. **6A** (1975) p.791