신뢰성응용연구
제15권, 제4호. pp.262-269, 2015

고온 플랜트용 내열 합금강 가속열화 기구의 현장 사용재 비교 검증*

이승미[1] · 김재연[2] · 변재원[2†]

[1]서울과학기술대학교NID 대학원, [2]서울과학기술대학교 신소재공학과

Comparative Verification of Accelerated Degradation Mechanism of Heat-Resistant Steel for High Temperature Plant with that Used in the Field*

Seung-Mi Lee[1] · Jae-Yeon Kim[2] · Jai-Won Byeon[2†]

[1]Department of Graduate School NID Fusion Technology, Seoul national university of science & technology

[2]Department of Materials Science and Engineering, Seoul National University of Science and Technology

Accelerated degradation mechanism of the heat-resistant steel for high temperature plant was analysed in terms of microstructure and hardness. In order to simulate the microstructure of the steel actually used at 540℃ in the field, isothermal exposure was carried out at 630℃ up to 4,800 hours. The artificial degradation mechanism was comparatively verified to successfully simulate degradation of the long-time used field material. For the artificially degraded specimens, databases including size and aspect ratio of carbide, chemical composition (i.e., Cr/Mo ratio) of grain boundary carbide were built up. These degradation parameters were suggested as fingerprints for PHM (i.e., prognostics health management) of power plants.

Keywords: Accelerated Degradation, Steel, Microstructure, Physics of Failure (PoF)

1. 서 론

화력발전, 원자력발전, 화학플랜트 등에 사용되고 있는 소재 부품은 고온의 극한환경 조건에서 장시간 사용되고 있다. 극한환경에서 내구 구조용으로 사용되는 소재부품들은 소모성 소재부품들에 비해 장수명과 고안전성이 요구되고 있다. 설계 시에 고려된 조건에서 정상적으로 사용된 소재부품은 소재열화에 의해 물성이 저하되어 일정 시간 사용 후 고장에 이르게 된다. 이러한 마모고장 메커니즘에 의한 고장 시간은 소재개발 시점에서 가속수명시험을 통한 보증이 가능하다. 한편, 예상치 못했던 설계조건 이상의 스트레스가 가해지는 경우 우발고장이 발생할 수 있다. 대부분의 고장은 최종 고장이 발생하기 전에 마크로, 마이크로, 나노, 원자 스케일 수준에서의 미세조직 및 소재 구조 열화 현상이 발생되기 때문에, 이에 대한 분석은 열화의 정도와 고장의 발생 가능성을 예측하는데 도움을 줄 수 있다.

고온 플랜트용 소재인 Cr-Mo 강 Cr-Mo-V 강과 같은 저합금강들은 고온 강도, 내산화성, 내수소취성 등이 우수하기 때문에 발전 설비 및 석유 화학 설비의 실린더, 블레이드 링, 노즐 챔버, 보일러 튜브 등과 같은 고온용 구조용 부품 소재로 광범위하게 사용되어 왔다(Cheruvu, 1989). 저합금강으로 제조된 부품들이 고온에 노출될 경우 P, S 등과 같은 불순물 원소들의 입계 편석으로 인해 템퍼취성이 발생하며 가역적인 연성-취성 천이온도의 증가를 초래한다. 또한 Murza and McMahon(1980)에 따르면 탄화물 조대화 및 안정한 탄화물의 석출과 같은 미세조직 변화는 기지의 연화 및 비가역적인 취성을 초래한다. 뿐만 아니라 Qu and Kuo(1981), Adbel-Latif *et al.*(1982) 및 Watanabe and Shoji(1991)에 따르면 장시간 사

* 이 연구는 서울과학기술대학교 교내연구비의 지원으로 수행되었습니다.
† 교신저자 byeonjw@seoultech.ac.kr
2015년 9월 30일 접수; 2015년 10월 23일 수정본 접수; 2015년 10월 30일 게재 확정.

용할 경우 고용강화 원소가 고갈 되면서 기지의 연화 현상 발생 된다고 보고하였다.

본 연구에서는 Cr-Mo 합금강의 고장열화 메카니즘을 분석하기 위해, 가속열화 시간을 다르게 하여 인공적인 열화재를 제작하였으며, 이를 다양한 분석도구를 사용하여 마이크로스케일에서의 열화기구를 분석하였다. 또한 현장에서 장시간 사용한 유사한 화학조성의 부품을 입수하여, 이들의 미세구조와 인공 가속 열화된 소재를 비교 고찰함으로써 인공 가속열화조건의 타당성을 비교 검증하였다.

2. 실험 방법

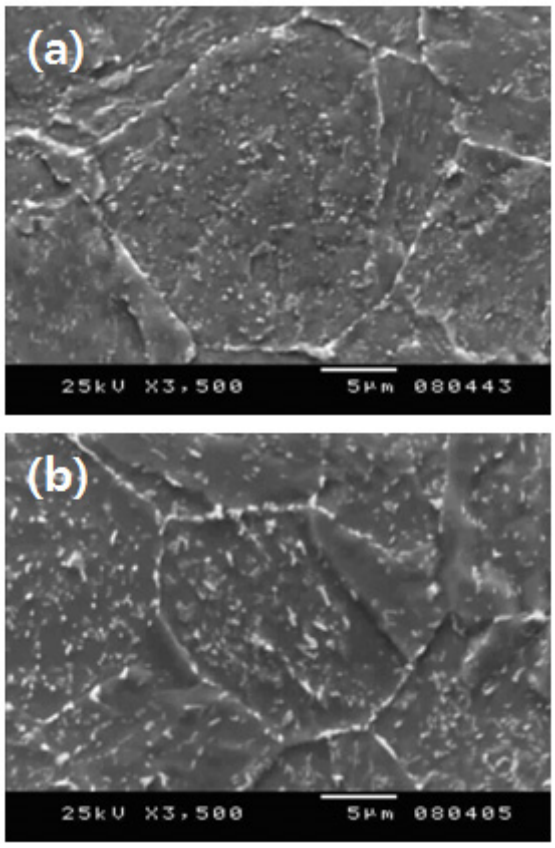
화력발전 보일러 튜브 등으로 사용되는 2.25Cr-1Mo 강을 선택하여 사용하였다. 본 소재는 국내 회사에서 제조된 것으로 노말라이징 후 템퍼링 열처리를 한 것을 공급받아 사용하였다. 실제 사용 중인 플랜트에서 실기 열화재를 사용 시간별로 입수하는 것은 현실적으로 매우 어렵기 때문에, 장시간 사용되어 열화된 재료의 미세조직과 유사한 미세구조를 갖는 인공 열화 시편을 제작하여 고장 열화 기구를 평가하고자 하였다. 인공 열화 시편을 가속화하여 만들기 위해서 실제 사용 온도인 540℃보다 높은 온도인 630℃에서 등온의 대기 분위기 조건 하에서 약 4,800시간까지 장시간 노출시켰다.

탄화물의 크기 및 형상비의 정량화를 위해 에칭된 시편을 전계방출형 주사전자현미경(FESEM, field emission scanning electron microscope) 및 투과전자현미경(TEM, transmission electron microscope)으로 관찰하였다. 투과전자현미경 시료는 레플리카 법을 이용하여 준비하였다. 이때 구상 및 파이프 형상의 탄화물은 2만 배로 관찰하였으며, 침상의 탄화물은 10만 배로 관찰하였다. 또한 각 시편에서 관찰된 약 500개 탄화물을 이미지 분석기를 사용하여 장축 및 단축의 길이, 면적, 입계 길이를 측정하였다. 탄화물의 화학 조성은 오제이전자분광법(AES, Auger electron spectroscopy)를 이용하여 정량 측정하였다. 열화시간별로 10개 이상의 탄화물에 대해 조성을 분석하여 Cr/Mo의 비율을 확인 하였다.

3. 실험 결과

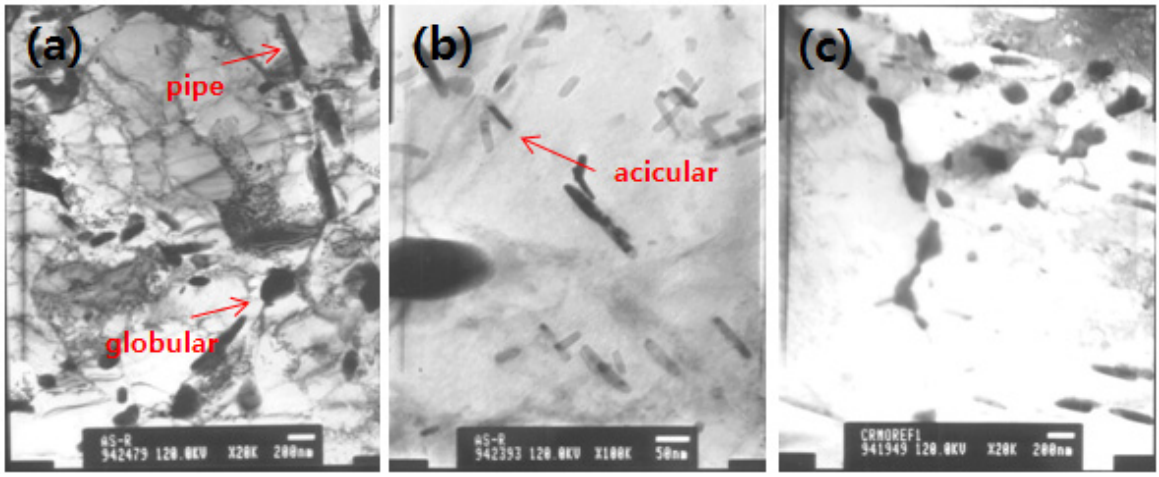
3.1 가속열화 기구 분석

2.25Cr-Mo 강의 조직은 열처리 조건에 따라 페라이트와 베이나이트의 혼합조직, 페라이트와 펄라이트의 혼합조직, 그리고 베이나이트 조직을 갖는 것으로 보고되고 있다. 본 연구에서는 페라이트 기지에 베이나이트가 소량 분포한 조직의 소재를 사용하였다. <Figure 1> (a)는 as-received 시편의 주사전자현미경 사진으로 결정립 내에 탄화물이 분포하는 조직을 보여준다. <Figure 1> (b)는 3,100시간 열화된 시편의 주사전자현미경 사진으로 as-received 시편과 비교하여 고온에서 노출됨에 따라 입계와 입내 탄화물이 조대화 되었음을 정성적으로 알 수 있다. 또한 저배율에서 여러 장의 사진으로부터 평균 결정립 크기를 측정한 결과 약20㎛이었으며, 열화 시간이 증가함에 따라 결정립 성장은 일어나지 않고 있음을 확인하였다.

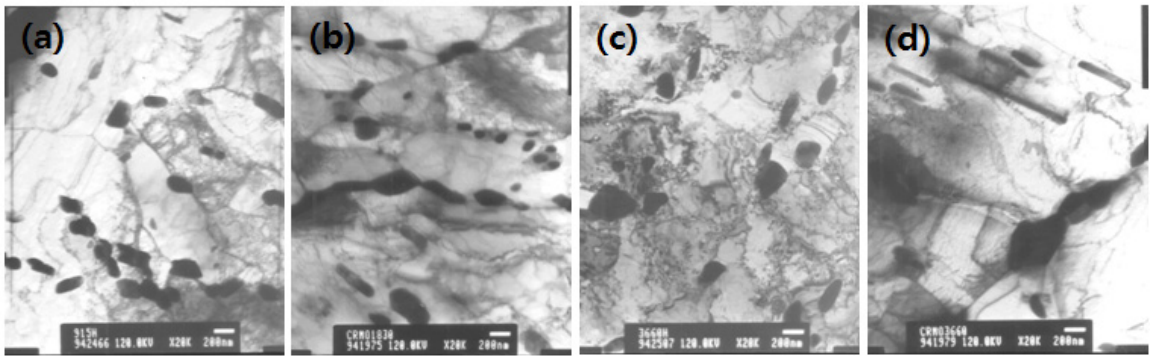


<Figure 1> Scanning Electron Micrographs Showing Coarsening of Carbides after Accelerated Degradation at 630℃ : (a) As-received and (b) 3,100 hr

<Figure 2> (a), (b), (c)는 as-received 시편을 투과전자현미경으로 관찰한 사진이다. 20,000배로 관찰한 (a)에서 결정립 내부에 구형(globular)과 막대형(rod)의 탄화물이 관찰되며, 100,000배로 관찰한 (b)에서 침상(acicular)의 탄화물을 관찰할 수 있었다. 구형 탄화물과 유사한 형태로 타원형(ellipsoid)과 블록(block)형태도 일부 관찰되나 실제적으로 그 구분을 명확히 할 수 없기 때문에 모두 구형의 탄화물로 포함시켜 분석하였다. 구형이나 막대형보다 미세한 다수의 침상 탄화물이 기지에 고르게 분포하고 있었다. 침상 탄화물은 크기가 막대형(평균 등가크기 : 0.13㎛)이나 구형 탄화물(평균 등가크기 : 0.11㎛)에 비해 훨씬 작기 때문에 동일한 배율(2만 배)에서 각 형상의 탄화물을 동시에 관찰하기는 어려웠다. 침상의



〈Figure 2〉 TEM Micrographs Showing the Morphology of Carbides in the as- Received Specimen : (a) x20,000, (b) x100,000(acicular carbides), (c) x20,000 (grain boundary carbide)



〈Figure 3〉 TEM Micrographs Showing the Morphology of Carbides in the Degraded Specimens : (a) 920hr (x20,000), (b) 1,800hr (x20,000/grain boundary carbide), (c) 3,700hr (x20,000), and (d) 3,700hr. (x20,000/grain boundary carbide)

탄화물(평균 등가크기 : 0.03㎛, 평균 길이 : 0.08㎛)을 분석하기 위해서 10만 배로 관찰을 하였으며, 그 형상은 막대형과 유사하였다. 또한 (c)에서 관찰할 수 있듯이, 입계에 존재하는 탄화물은 주로 타원 형태가 많았으며 각 탄화물들이 합체되지 않은 상태로 독립적으로 분포하고 있었다.

<Figure 3>은 열화 시간에 따른 탄화물의 변화 양상을 보여주는 투과전자현미경 사진이다. 열화 시간이 증가함에 따라 탄화물이 조대화되며 점차 구상화가 진행되고 있는 것을 정성적으로 관찰할 수 있었다. 미세한 침상의 탄화물은 점차 수가 줄어들어 1,800시간 이후에는 거의 관찰 할 수 없었다. 또한 입계 탄화물도 조대화가 되며 점차 합체가 되어가고 있음을 관찰하였다. 탄화물의 변화 경향을 보기 위해, <Table 1>에서 요약한 바와 같이 각 탄화물의 형상별로 다수의 탄화물에 대해 장축의 길이와 단축의 길이를 측정하여 이로부터 평균 등가크기 및 평균 형상비를 환산하였다. <Table 1>에 요약한 것과 같은 방법으로 열화 시간이 다른 시편에서의 탄화물 크기를 측정하였고, 이로부터 탄화물의 평균 크기와 형상비의 변화를 정량화 하여 <Figure 4>와 <Figure 5>에 나타내었다. 침상 탄화물은 평균 등가크기가 0.03㎛(평균 길이는 0.08㎛)에서 920시간 열화된 경우에는 0.07㎛(평균 길이는 0.19㎛)로 성장했다. 또한 형상비는 열처리 시간이 증가함에 따라 증가하였으며 이는 침상 탄화물이 주로 장축 방향으로 성장하고 있음을 의미하는 것이다.

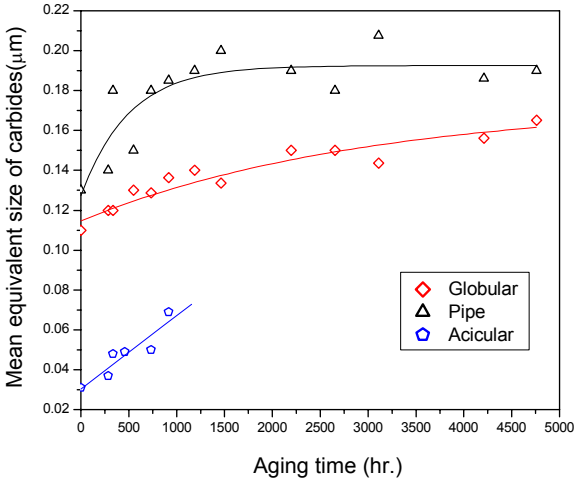
파이프 형상의 탄화물은 920시간까지는 조대화가 일어났으나 이후에는 거의 변화가 없었다. 형상비는 열처리 시간이 증가함에 따라 지속적으로 감소하는 경향을 보이고 있다. 구상의 탄화물은 920시간까지는 빠른 속도로 조대화 일어났으며 이 후에도 완만하지만 지속적인 조대화가 진행되고 있다 형상비는 열처리 시간이 증가함에 따라 약간 감소하나 상대적으로 파이프형 탄화물의 변화량에 비해서는 변화의 폭이 작았다. <Figure 4>, <Figure 5>에서 보여준 탄화물 조대화(크기 증가) 및 구상화(형상비 감소) 정도를 정량화한 데이터베이스는 플랜트 부품의 고온 열화를 평가 척도로 활용이 가능할 것으로 보인다.

열화 시간 증가에 따라 입계 탄화물의 화학조성을 정량화하기 위해 오제이 전자분광법을 이용하여 성분 분석을 실

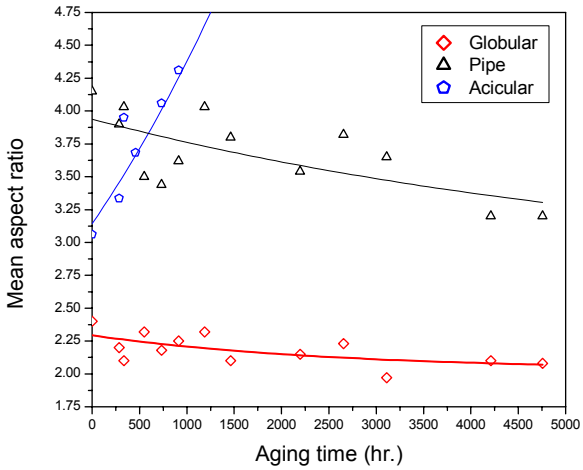
<Table 1> Results of Size Measurement of Carbide in the as-Received Specimen

globular-shaped carbide									
No.	Long axis(μm)	Short axis(μm)	Aspect ratio	Size(μm)	No.	Long axis(μm)	Short axis(μm)	Aspect ratio	Size(μm)*
1	0.32	0.16	2.00	0.13	16	0.16	0.07	2.29	0.07
2	0.19	0.14	1.36	0.09	17	0.11	0.05	2.20	0.05
3	0.29	0.12	2.42	0.12	18	0.20	0.08	2.50	0.08
4	0.17	0.09	1.89	0.07	19	0.19	0.09	2.11	0.08
5	0.21	0.13	1.62	0.09	20	0.10	0.08	1.25	0.05
6	0.26	0.18	1.44	0.12	21	0.22	0.20	1.10	0.11
7	0.20	0.15	1.33	0.09	22	0.23	0.05	4.60	0.09
8	0.18	0.07	2.57	0.07	23	0.18	0.12	1.50	0.08
9	0.15	0.10	1.50	0.07	24	0.26	0.12	2.17	0.11
10	0.18	0.14	1.29	0.08	25	0.14	0.07	2.00	0.06
11	0.13	0.06	2.17	0.05	26	0.18	0.09	2.00	0.08
12	0.31	0.19	1.63	0.14	27	0.29	0.15	1.93	0.12
13	0.52	0.15	3.47	0.20	28	0.11	0.04	2.75	0.04
14	0.25	0.21	1.19	0.12	29	0.29	0.22	1.32	0.13
15	0.22	0.07	3.14	0.09	30	0.41	0.21	1.95	0.17
pipe-shaped carbide									
No.	Long axis(μm)	Short axis(μm)	Aspect ratio	Size(μm)	No.	Long axis(μm)	Short axis(μm)	Aspect ratio	Size(μm)*
1	0.31	0.08	3.88	0.12	16	0.16	0.04	4.00	0.06
2	0.25	0.05	5.00	0.09	17	0.67	0.16	4.19	0.25
3	0.31	0.09	3.44	0.12	18	0.38	0.11	3.45	0.15
4	0.39	0.10	3.90	0.15	19	0.50	0.13	3.85	0.19
5	0.50	0.13	3.85	0.19	20	0.55	0.14	3.93	0.21
6	0.19	0.07	2.71	0.08	21	0.36	0.11	3.27	0.14
7	0.39	0.05	7.80	0.14	22	0.34	0.07	4.86	0.13
8	0.43	0.06	7.17	0.15	23	0.43	0.07	6.14	0.16
9	0.43	0.09	4.78	0.16	24	0.31	0.08	3.88	0.12
10	0.41	0.10	4.10	0.15	25	0.34	0.10	3.40	0.13
11	0.35	0.10	3.50	0.13	26	0.40	0.11	3.64	0.15
12	0.31	0.05	6.20	0.11	27	0.26	0.12	2.17	0.11
13	0.26	0.08	3.25	0.10	28	0.28	0.04	7.00	0.10
14	0.34	0.07	4.86	0.13	29	0.23	0.08	2.88	0.09
acicular-shaped carbide									
No.	Long axis(μm)	Short axis(μm)	Aspect ratio	Size(μm)	No.	Long axis(μm)	Short axis(μm)	Aspect ratio	Size(μm)*
1	0.077	0.022	3.51	0.029	16	0.117	0.026	4.52	0.043
2	0.078	0.018	4.32	0.029	17	0.070	0.032	2.19	0.029
3	0.071	0.022	3.22	0.027	18	0.063	0.026	2.43	0.025
4	0.071	0.016	4.43	0.026	19	0.059	0.026	2.26	0.024
5	0.110	0.022	5.02	0.040	20	0.093	0.026	3.59	0.035
6	0.109	0.028	3.91	0.041	21	0.083	0.028	2.96	0.032
7	0.182	0.028	6.52	0.065	22	0.075	0.034	2.20	0.031
8	0.074	0.018	4.13	0.028	23	0.086	0.022	3.91	0.032
9	0.120	0.030	3.99	0.045	24	0.059	0.026	2.29	0.024
10	0.091	0.030	3.04	0.035	25	0.041	0.014	2.95	0.016
11	0.059	0.022	2.66	0.023	26	0.089	0.044	2.03	0.037
12	0.059	0.030	1.95	0.025	27	0.081	0.028	2.88	0.032
13	0.051	0.034	1.50	0.023	28	0.096	0.028	3.44	0.037
14	0.073	0.024	3.06	0.028	29	0.055	0.040	1.37	0.025
15	0.067	0.034	1.98	0.028	30	0.034	0.026	1.32	0.016

*: Mean Equivalent size = (2×Long axis+Short axis)/6.



〈Figure 4〉 Change of Mean Equivalent Size of Carbides with Accelerated Degradation Time



〈Figure 5〉 Change of Mean Aspect Ratio of Carbides with Accelerated Degradation Time

〈Table 2〉 Summarized Results of Auger Electron Spectroscopy Analysis for Grain Boundary Carbides with Degradation Time

Time(hr.)	Element	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
As-rece.	Mo(at%)	1.8	3.5	1.7	1.7	2.3	1.9	2.7	4.0	3.6	2.0	2.1	3.6
	Cr	6.3	9.1	4.0	4.4	6.0	5.1	9.7	10.6	8.5	6.5	4.2	9.8
	Fe	76.8	67.6	85.5	82.3	78.1	79.9	54.8	53.5	66.1	75.7	80.2	63.5
	C	15.2	19.7	8.9	11.6	13.6	13.1	32.9	31.9	21.8	15.8	13.5	23.1
460	Mo	4.6	7.4	11.4	4.8	2.3	3.6	4.9	2.0	16.5	4.6	17.4	5.1
	Cr	5.7	4.7	5.9	5.0	5.5	6.4	8.6	5.5	4.0	13.5	4.3	12.4
	Fe	76.6	78.3	65.7	82.2	81.2	76.3	73.8	77.3	61.1	59.5	62.8	65.0
	C	13.2	9.5	17.0	8.1	11.1	13.8	12.6	15.1	18.5	22.5	15.4	17.6
1500	Mo	12.9	6.4	2.6	4.0	4.2	4.7	2.9	24.1	16.2	23.9	7.5	
	Cr	7.1	9.9	4.6	11.8	13.9	6.4	4.8	3.9	4.0	3.5	8.6	
	Fe	65.2	70.3	82.5	71.0	61.1	74.9	80.7	55.9	68.9	55.0	69.9	
	C	14.8	13.5	10.4	13.1	20.8	14.0	11.6	16.1	11.0	17.6	14.0	
3100	Mo	7.3	2.8	1.9	4.2	1.6	14.9	22.1	20.0	9.9	20.6	5.7	
	Cr	7.2	8.1	5.0	11.2	2.3	4.0	3.1	3.1	17.0	5.6	15.0	
	Fe	66.4	76.0	83.0	68.8	80.7	61.4	57.5	58.2	42.1	52.1	48.3	
	C	19.1	13.1	10.0	15.8	15.4	19.7	17.3	18.7	31.0	21.6	31.0	

시하였으며, 그 성분 분석 결과를 종합하여<Table 2>에 나타내었다. As-received 시편에서는 분석한 12개의 탄화물 모두 Fe>Cr>Mo의 조성 분포를 갖고 있는 것으로 나타났다. 그러나 열화된 시편에서는 Fe>Mo>Cr의 조성 분포를 갖는 탄화물의 수가 점차 증가하고 있음을 확인 할 수 있었다.

<Table 2>에 보여 준 것처럼 입계탄화물의 Cr/Mo 조성비는 열화의 정도를 판단할 수 있는 파라미터가 될 수 있을 것으로 판단된다.

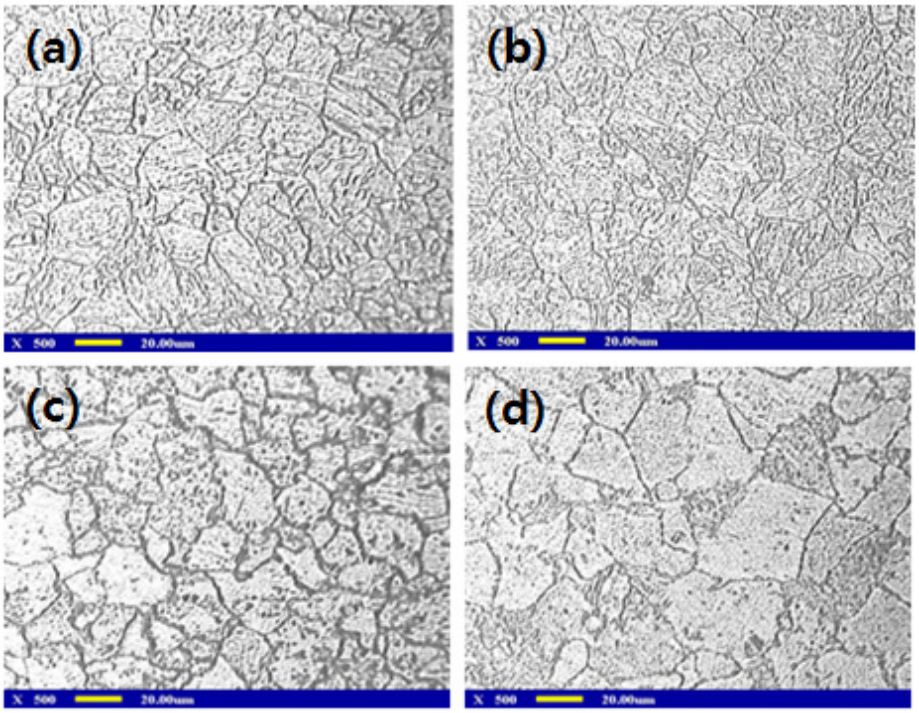
이상의 결과들로부터 탄화물 조대화(형상별 크기 D/B), 탄화물 구상화(형상별 형상비 D/B), 입계탄화물 조성비(Cr/Mo 원소 비율 D/B)는 Cr-Mo 강의 고온열화 정도를 반영하는 인자가 될 수 있음을 보여주었다. 건전성예지관리(PHM, Prognostic Health Management) 기법을 기반으로 화학 플랜트의 운용 및 관리를 할 경우, 열화도를 반영하는 많은 fingerprint 인자와 D/B를 필요로 하며, 본 연구를 통해 보고된 인자들은 PHM 응용을 위한 자료로 활용이 가능할 것으로 보인다.

3.2 가속 열화재와 현장 사용재의 비교 검증

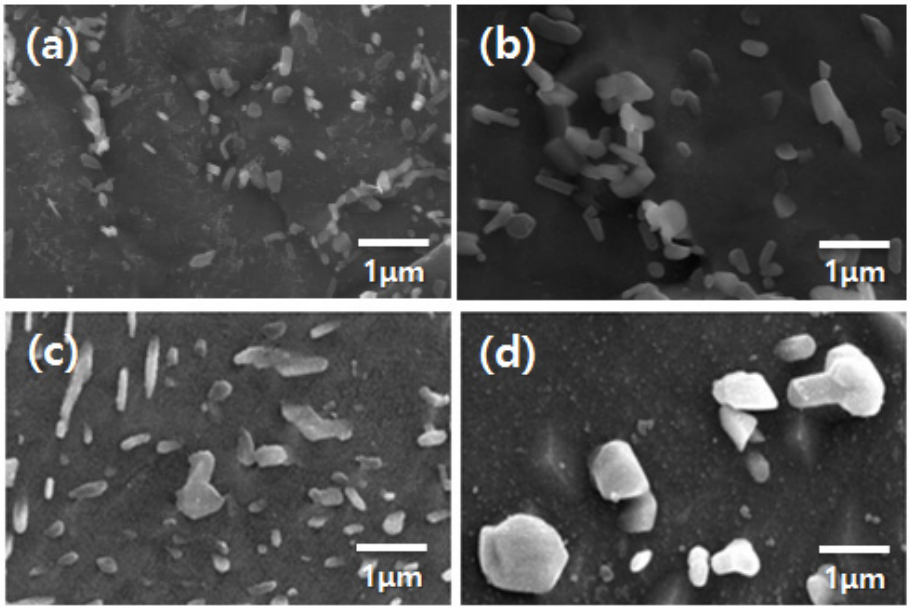
<Figure 6>은 인공 가속열화재와 현장사용재의 광학현미경 사진을 비교하여 나타낸 것이다. (a)는 as-received 시편(비손상재)의 미세구조로 주로 페라이트 기지 조직으로 구성되어 있음을 알 수 있다. (b)는 630℃에서 4,800시간 동안 열화시킨 인공 가속열화 시험편의 조직으로 as-received 시편과 동일하게 페라이트 기지에 탄화물이 분포하는 미세조직이며, 인공가속열화를 통해 결정립 성장을 일어나지 않았음을 알 수 있다. (c)와 (d)는 540℃에서 운전되는 화력발전소 보일러 부품에서 채취한 것으로 둘 다 120,000시간 동안 현장에서 사

용된 이력을 갖는 2.25Cr-1Mo 강 시편이다. 다만, 사용 부위에 따른 차이를 비교하기 위해 동일한 플랜트의 서로 다른 개소에서 사용된 보일러 부품을 비교하여 분석하였다. 두 시편 모두 페라이트 기지를 주로 하는 미세구조이며 결정립 크기는 인공 가속열화 시편과 유사한 수준을 나타내었다. 또한 광학현미경으로 관찰한 마크로 스케일에서는 사용 부위에 따른 미세구조의 차이가 관찰되지 않았다.

<Figure 7>은 인공 가속열화재와 현장 사용재의 주사전



<Figure 6> Optical Micrographs: (a) as-received specimen, (b) artificially degraded specimen at 630℃ for 4,800hr, (c) specimen used at 540℃ for 120,000hr on site #1, and (d) specimen used at 540℃ for 120,000hr on site #2



<Figure 7> FESEM Images Showing the Morphology of Carbides: (a) as-received specimen, (b) artificially degraded specimen at 630℃ for 2,200hr, (c) specimen used at 540℃ for 120,000hr on site #1, and (d) specimen used at 540℃ for 120,000hr on site #2

자현미경 사진을 비교하여 나타낸 것이다. (a)는 as-received 시편의 탄화물 분포를 보여주는 조직 사진으로 미세한 탄화물이 매우 많이 분포하고 있음을 알 수 있다. (b)는 630℃에서 2,200시간 동안 인공 가속열화 시킨 시험편의 조직으로 as-received 시편에 비해 조대화된 탄화물이 분포함을 보여주고 있다. <Figure 7> (c)는 <Figure 6> (c) 시편(540℃에서 120,000시간 동안 현장 사용된 부품)을 주사전자현미경으로 확대 관찰한 사진으로, 630℃에서 2,200시간 동안 인공 가속열화 시킨 시편과 유사한 미세조직을 갖고 있음을 알 수 있다.

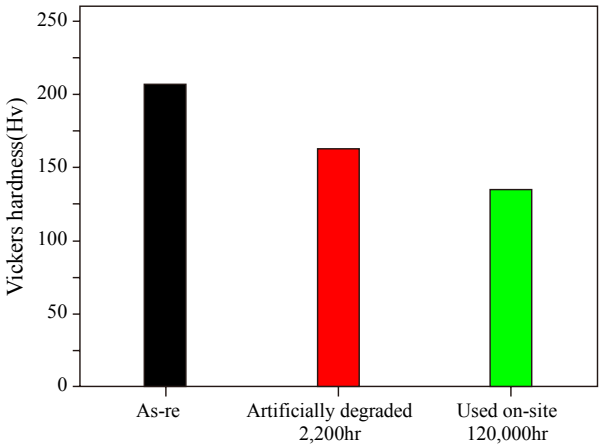
Cr-Mo 강의 인공가속열화 등가 시간은 물리적으로 철의 자기확산을 나타내는 아레니우스(Arrhenius) 식을 이용하여 계산하게 된다. 즉, 현장 사용온도인 540℃에서의 철의 자기확산량과 동일한 확산량을 얻을 수 있는 630℃ 에서의 노출시간을 계산함으로써 가속열화 시간을 정하게 된다. 그 환산 결과는 <Table 3>에 요약되어 있으며, 540℃에서 120,000시간 사용한 열화 정도를 가속하기 위해서는 630℃에서 약 2,200시간을 열화 시켜야 됨을 환산 결과로부터 알 수 있다. 이러한 환산에 따라 등가로 모사한 시편의 탄화물 미세조직(<Figure 7b>)은 현장 사용재(<Figure 7c>)와 유사함을 보여주었으며, 이로부터 본 가속열화 조건을 통해 2.25Cr-1Mo 강의 고온노출 조건 고장열화 재현이 잘 이루어졌음을 알 수 있다.

〈Table 3〉 Accelerated Degradation Time at 630℃ to Simulate Service at 540℃

Accelerated degradation time at 630℃/Hours(Days)	Simulated service time at 540℃/Hours(Years)
290(12)	15,000(1.7)
340(15)	20,000(2.3)
460(19)	25,000(2.9)
550(23)	30,000(3.5)
730(30)	40,000(4.6)
920(38)	50,000(5.8)
1,200(49)	65,000(7.5)
1,500(61)	80,000(9.3)
1,800(76)	100,000(11.6)
2,200(91)	120,000(13.9)
2,700(111)	145,000(16.8)
3,100(129)	170,000(19.7)
3,700(152)	200,000(23.1)
4,200(175)	230,000(26.6)
4,800(199)	260,000(30.1)

<Figure 7> (d)는 <Figure 7> (c)와 동일한 이력 조건으로 기록된 부품으로 사용 조건을 동일하나 서로 다른 개소에서 채취된 시편이다. (d) 시편에서의 탄화물 크기는 (c)에 비해 비정상적으로 크게 나타났다. 두 시편(c, d) 사이에서 탄화물 크기에 큰 차이를 보이는 이유는 (d)시편이 문서 상의 설계 이력과는 다르게 실제로는 더 가혹한 온도 조건에서 사용되어 우발고장이 생겼을 가능성이 높은 것으로 추정된다.

<Figure 8>은 as-received 시편, 540℃에서 120,000시간 동안 현장 사용된 시편, 그리고 630℃에서 2,200시간 동안 인공 가속열화된 시편의 미소경도 값을 비교하여 나타낸 것이다. 인공 열화된 시편과 현장 사용된 시편의 경도는 유사한 수준으로 경도 측면에서 볼 때 인공가속열화는 현장사용 열화를 유사한 수준에서 모사할 수 있는 것으로 판단된다.



〈Figure 8〉 Comparison of Micro-Hardness Value among the as-received Specimen, the Specimen Artificially Degraded at 630℃ for 2,200hr, and the Specimen Used at 540℃ for 120,000hr on site #1

4. 결 론

화력 발전 플랜트 보일러 부품(Cr-Mo 강)의 현장 사용온도인 540℃에서 장시간 열화된 미세구조를 630℃에서 가속열화를 통해 모사하였다. 가속열화 시간은 철의 자기확산을 나타내는 아레니우스 식을 이용하여 등가 시간으로 계산하였다. 현장사용재의 미세구조(탄화물 크기)와 경도를 가속열화재와 비교한 결과 유사한 수준을 나타내었으며, 이로부터 본 가속열화 조건을 통해 고장열화의 재현이 잘 이루어지고 있음을 확인 할 수 있다. 가속 열화재에 대해 탄화물 조대화(형상별 크기 D/B), 탄화물 구상화(탄화물 형상별 형상비 D/B), 입계 탄화물 조성비(Cr/Mo 원소 비율 D/B)는 Cr-Mo 강의 고온열화 정도를 반영하는 인자가 될 수 있음을 보여주었고, 이러한 파라미터는 건전성예지관리(PHM, Prognostic Health Management) 기법을 기반으로 한 화학 플랜트의 운용을 위한 자료로 활용이 가능할 것으로 제안하였다.

참고문헌

[1] Adbel-Latif, A. M., Corbett, J. M., and Taplin, D. M. R. (1982), Analysis of Carbides Formed During Accelerated Aging of

2.25Cr-1Mo Steel, *Met. Sci.*, Vol. 16, pp. 90-96.

[2] Cheruvu, N. S. (1989), Degradation of Mechanical Properties of Cr-Mo-V and 2.25Cr-1Mo Steel Components After Long-Term Service at Elevated Temperatures, *Metall. Trans.*, Vol. 20A, pp. 87-97.

[3] Murza, J. C. and McMahon, C. J. (1980), The Effects of Composition and Microstructure on Temper Embrittlement in 2.25Cr-1Mo steel, *J. Eng. Mater. Technol.* Vol. 102, pp. 369-375.

[4] Qu, Z. and Kuo, K. H. (1981), Embrittlement of 2.25CrMoV Steel Bolts After Long Exposure at 540℃, *Metall. Trans.*, Vol. 12A, pp. 1333-1337.

[5] Watanabe, Y. and Shoji, T. (1991), The Evaluation on In-Service Materials Degradation of Low-Alloy Steels by the Electrochemical Methode, *Metall. Trans.*, Vol. 22A, pp. 2097-2106.