

페라이트계 9Cr 내열강의 크리프-피로손상에 따른 미세조직 및 초음파 비파괴평가

김정석 · 권숙인[†] · 박익근*

고려대학교 재료공학부, *서울산업대학교 기계공학과

Microstructural Evolution and Ultrasonic Nondestructive Evaluation During Creep-Fatigue of 9Cr Ferritic Heat-Resisting Steel

Chung Seok Kim, S. I. Kwun[†] and Ik Keun Park*

Division of Materials Science and Engineering, Korea University, Seoul, Korea

*Department of Mechanical Engineering, Seoul National University of Technology, Seoul, Korea

(2007년 7월 23일 받음, 2007년 8월 13일 최종수정본 받음)

Abstract The microstructural evolution of ferritic 9Cr-1Mo-V-Nb steel, subjected to creep-fatigue at 550°C, was evaluated nondestructively by measuring the ultrasonic velocity. The variation of the ultrasonic velocity with the fatigue life fraction exhibited three regions. In the first region ($N/N_f < 0.2$), a significant increase in the velocity was observed, followed by a slight increase between the fatigue life fractions of $0.2N_f$ and $0.8N_f$, and then a decrease in the final region. The change of the ultrasonic velocity during creep-fatigue was interpreted in relation to the microstructural properties. This study proposes an ultrasonic nondestructive evaluation method of quantifying the level of damage and microstructural change during the creep-fatigue of ferritic 9Cr-1Mo-V-Nb steel.

Key words creep-fatigue, 9Cr-1Mo-V-Nb steel, ultrasonic velocity, heat-resisting steel, nondestructive evaluation.

1. 서 론

발전설비의 고효율화를 위해 고온·고압화 실현이 필수적이며 사용조건에 따라서 발전설비 소재는 고온강도, 고온내산화성 및 내식성 또는 내수소침식 등의 우수한 특성을 필요로 하지만 특히 고온에 대한 피로 및 크리프 강도의 개선이 무엇보다 중요하다고 하겠다. 최근 고온·고압화의 열효율 향상을 위해서 초초임계압 발전 설비의 설계가 증가추세에 있으며 기존소재로 널리 쓰이고 있는 저 크롬 페라이트계 강보다도 높은 고온강도와 열적 안정성이 요구되고 있다. 따라서 고 크롬 페라이트계 강이 초초임계압 발전설비의 보일러와 증기 터빈 등에 널리 사용되고 있으며 고온 안전성 향상을 위해 많은 활발한 연구¹⁻³⁾가 진행되고 있다. 이 강종들은 템퍼드마르텐사이트 구조를 나타내며 Nb와 V 등을 첨가함으로써 석출강화 효과를 향상시키고 Cr, Mo 그리고 W 등을 첨가함으로써 고용강화 효과를 향상한 강종이라 할 수 있다. 하지만 고온에서 장시간 사용할 경우 다양하고 복잡한 미세

조직의 변화현상으로 인해 강도 및 파괴인성 등의 기계적 성질이 저하되는 경년열화현상^{4,6)}이 발생하게 된다.

따라서 발전설비의 손상진단에 관한 기존의 많은 비파괴 평가기법 연구들⁷⁻¹⁰⁾이 보고되고 있다. 특히, 초음파 기법은 미세조직변화에 민감하며 재료의 특성평가에 유용한 것으로 설비의 사용 중 검사, 가공 및 열처리 공정 중 결함평가^{11,12)}에 다양하게 이용되고 있다.

하지만 아직까지 설비의 손상 정도에 대한 미세조직과 비파괴평가 파라미터와의 상관관계 규명 및 검증이 부족한 실정이다. 이러한 점에서 볼 때 설비구조물의 건전성과 안전성 향상을 위한 모니터링을 위해 무엇보다 기초적 이해로서 미세조직에 대한 이해가 선행되어야 할 필요성이 크다. 그러므로 본 연구에서는 9Cr-1Mo-V-Nb 강의 크리프-피로손상에 대해 초음파 속도변화를 이용하여 비파괴적으로 평가하고 열화과정에 따른 미세조직의 변화를 고찰하고자 하였다.

2. 실험 방법

2.1 크리프-피로시험

본 연구에 사용된 9Cr-1Mo-V-Nb 강은 창원특수강에

[†]Corresponding author
E-Mail : sookkwun@korea.ac.kr (S. I. Kwun)

서 제조되었으며, 1050°C에서 1시간 노말라이징 처리 후 공냉을 하고 760°C에서 1시간 템퍼링 처리 후 사용하였고 Table 1에 화학적 조성을 나타내었다. 크리프-피로 시험은 550°C의 대기분위기 하에서 만능피로시험기를 이용하여 최대인장하중 (187MPa)에서 인장유지시간을 60초와 600초로 하여 파단시간을 기준으로 단계별 크리프-피로 시험을 수행하였다. 시험편은 게이지 길이가 16 mm, 직경이 10 mm인 봉상의 시험편으로 가공하였고 크리프-피로 시험편은 수명소비율 (즉, N/N_f) 변수가 0.1, 0.2, 0.4, 0.6 그리고 0.8이 되도록 시험편을 준비하였다.

2.2 초음파 속도 측정

초음파 속도의 정밀한 측정을 위해 시험편의 표면에서 산란효과를 극소화할 수 있는 수침법¹³⁾을 이용하여 펄스-에코 오버랩법¹⁴⁾을 이용하여 측정하였다. 송파 초음파의 송신과 수신은 중심주파수가 23MHz인 수침형 광대역 탐촉자를 사용하였다. 초음파 비파괴평가 계측시스템으로는 35MHz의 광대역 송수신용 초음파장치(Panametrics, PR5800)를 사용하였으며, 1GHz 오실로스코프(LeCroy, 9374M)의 디지털 스토리지 장치를 사용하였다.

2.3 미세조직관찰 및 정량적 평가

미세조직관찰과 석출물의 크기 및 분포를 측정하기 위해 비엘라(vilella) 시약으로 부식 후 광학현미경(optical microscope, OM) 및 주사전자현미경(scanning electron microscope, SEM)을 이용하여 관찰하였다. 석출물의 정량적인 분석을 위해 약 1,000여 개의 석출물에 대해 이미지 분석기를 사용하여 단위면적당 개수와 평균크기를 측정하였다. 크리프-피로변형 동안 전위밀도의 변화는 X-선 빔 퍼짐을 이용한 Hall-Williamson법¹⁵⁾으로 측정하였다. 측정을 위해 시험편은 최종적으로 전해 연마하여 준비하였고 X-선원은 Cu $K\alpha_1$ 단결정을 장착한 고분해능 X-선회절(x-ray diffraction, XRD) 장비로 40 kV, 25 mA에서 수행하였다. 합금내의 석출물은 정전위 양극분해법을 이용하였으며 전해추출용액 (100 ml 메탄올+10 ml 염산) 속에서 3볼트의 전압을 가해 24시간을 수행하였다. 하지만을 선택적으로 용해시킨 후 남은 잔사 추출물을 XRD 분석을 통해 석출물의 구조분석을 행하였다. XRD 분석은 Cu $K\alpha$ 를 이용하여 40 kV, 30 mA로 30°~80°까지 분석하였다. 전위구조와 마르텐사이트 래스를 관찰하기 위해 투과전자현미경(transmission electron microscope, TEM) 분석을 이용하였으며 분석을 위한 박판의 시험편은 지름 3 mm 디스크로 가공 후 25%의 퍼크로릭(perch-

rolic) 전해액으로 전해 연마하여 준비하였다. 석출물의 조성과 구조분석을 위해서 탄소추출 레플리카법을 수행하였다. 석출물의 조성은 투과전자현미경의 에너지분산분광기(energy dispersive x-ray spectroscopy, EDS)를 이용하였고 구조분석은 제한시야회절도형(selected area diffraction pattern, SADP) 분석을 수행하였다.

3. 결 과

3.1 크리프-피로 변형에 따른 초음파 속도의 변화

Fig. 1은 단계별 크리프-피로 시험 후 펄스-에코법에 의해 측정된 초음파 속도 변화를 나타낸 것이다. 크리프-피로 파단시간은 인장유지시간이 60초와 600초에서 각각 64시간($N_f=3,300$), 160시간($N_f=950$)이었다. 초음파 속도는 크리프-피로 수명이 증가함에 따라서 증가를 하였고 특히, 크리프-피로 초기단계($N/N_f < 0.2$)에서 급격한 초음파 속도의 증가 이후 점차적으로 미소한 증가 구간($0.2 < N/N_f < 0.8$)을 보이고 최종단계($N/N_f > 0.8$)에서 감소를 하였다.

3.2 광학현미경 및 주사전자현미경 관찰

Fig. 2는 템퍼링과 크리프-파단 후 광학현미경으로 관찰한 대표적인 미세조직을 나타낸 것이다. 전형적인 마르텐사이트 조직으로 템퍼링후의 구 오스테나이트 결정립(prior austenite grain, PAG) 계를 크리프-파단 후에는 명확히 구분할 수 없는 것으로 관찰되었다. 이를 보다 상세하게 관찰하기 위해서 주사전자현미경을 이용하여 PAG 입계를 관찰하고 이를 Fig. 3에 나타내었다. 템퍼링후 입

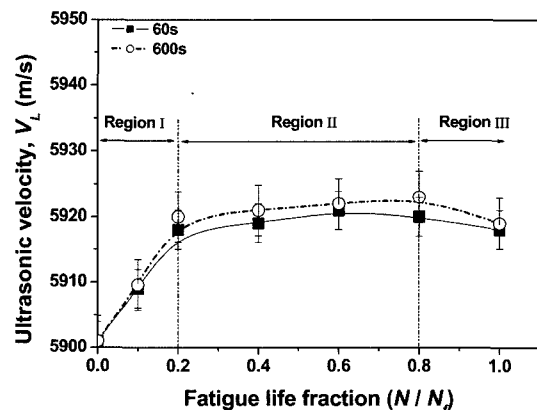


Fig. 1. Variation in ultrasonic velocity of 9Cr-1Mo-V-Nb steel with fatigue life fraction.

Table 1. Chemical composition of ferritic 9Cr-1Mo-V-Nb steel(wt. %).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Al	N	Nb	Fe
0.09	0.23	0.38	0.015	0.013	0.065	8.66	0.90	0.04	0.21	0.01	0.035	0.07	bal.

계는 입내보다 조대한 석출물이 관찰되었고 입내와 입계 주위의 미세한 석출물과 비교하여 상대적으로 큰 석출물이 입계를 따라 분포하므로 광학현미경에서 관찰한 바와 같이 입내와 입계가 명확히 구분되는 것으로 판단된다. 하지만 PAG입계 주위와 입내석출물 모두 크리프-피로가 진행됨에 따라서 조대화되므로 템퍼링후와 비교하여 PAG입계가 명확히 구분되지 않은 것으로 사료된다. 이상의 결과와 같이 템퍼링 후 미세조직은 완전 템퍼드 마르텐사이트 조직을 나타내었고 PAG의 결정립 평균크기는 약 20 μm 이었다. 석출물은 Fig. 3에서와 같이 미세한 입내 석출물과 입계석출물이 존재하였다.

3.3 전위구조 및 석출물의 조대화

크리프-피로 변형의 증가에 따라서 마르텐사이트 래스 경계의 미세한 석출물들이 조대화되고 마르텐사이트 래스내의 전위밀도 감소와 마르텐사이트 래스 폭이 성장하였다. 이를 Fig. 4에서 보여주고 있다. 이와 같은 래스 폭의 증가에 대해서 Abe¹⁶⁾는 9CrW 강에서 크리프 손상에 의한 마르텐사이트 래스 폭의 증가가 전위의 회복과 마르텐사이트 래스경계들의 재결합에 의해 마르텐사이트 래스 경계들이 소멸된다고 보고하였다. 래스내부의 전위밀도감소와 래스 폭의 증가현상은 인장유지시간에 큰 차이를 보이지 않았지만 60초 보다는 600초에서 약간 크

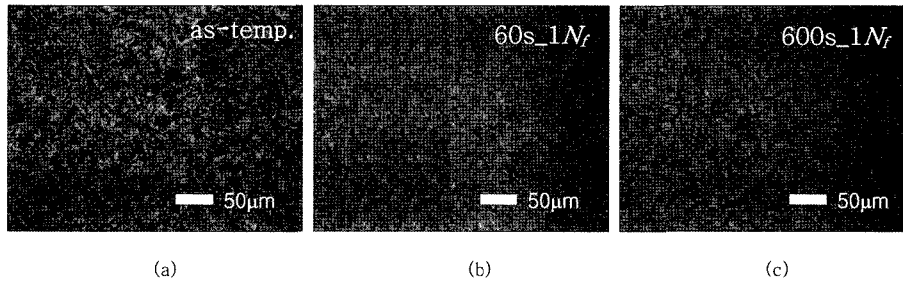


Fig. 2. Optical micrographs of 9Cr-1Mo-V-Nb steel; (a) as-tempered, (b) $N/N_f=1$, hold time of 60s and (c) $N/N_f=1$, hold time of 600s.

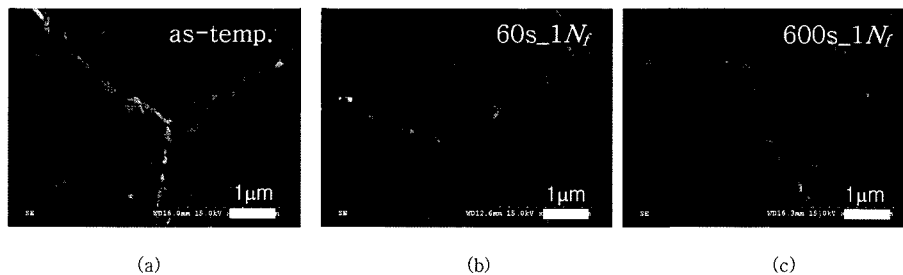


Fig. 3. SEM micrographs showing the precipitate morphology; (a) as-tempered, (b) $N/N_f=1$, hold time of 60s and (c) $N/N_f=1$, hold time of 600s.

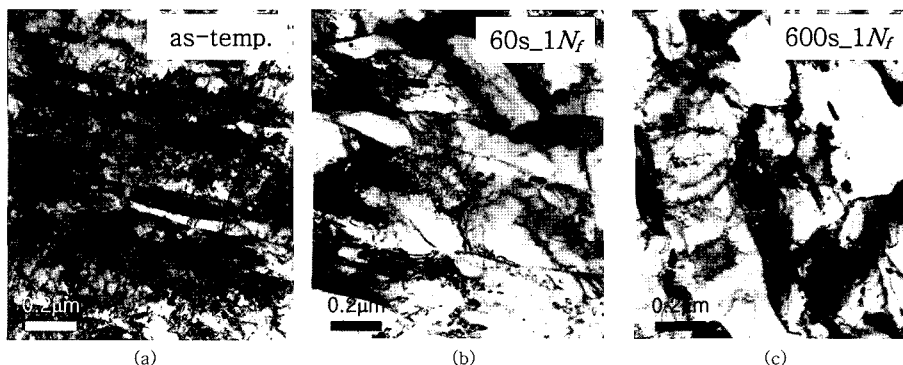


Fig. 4. TEM micrographs showing the dislocation substructure; (a) as-tempered, (b) $N/N_f=1$, hold time of 60s and (c) $N/N_f=1$, hold time of 600s.

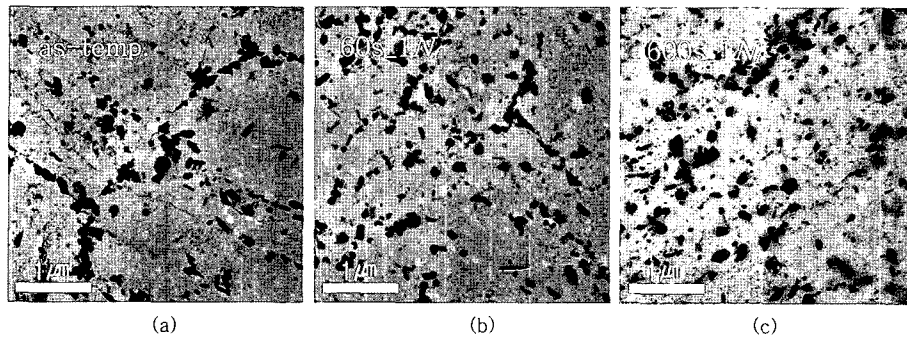


Fig. 5. TEM micrographs showing the precipitate morphology of 9Cr-1Mo-V-Nb steel prepared by carbon replica; (a) as-tempered, (b) $N/N_f=1$, hold time of 60s and (c) $N/N_f=1$, hold time of 600s.

게 나타났다. 따라서 전위밀도와 래스 폭에는 밀접한 상관성이 있음을 알 수 있고 Sawada 등¹⁷⁾은 전위밀도가 래스 폭의 제곱에 반비례함을 보고하였으며 크리프 손상된 9Cr-1Mo 강에서 래스 폭의 변화로 전위밀도를 정량화하였다.

크리프-피로 변형에 의해 석출물들이 조대화되고 특히, PAG입계석출물의 조대화는 매우 빠르게 진행되고 있음을 Fig. 3의 결과에서 알 수 있다. PAG입내 석출물의 경우 Fig. 5에서와 같이 템퍼링 초기 마르텐사이트 래스 경계 및 래스내부에 존재하던 미세한 석출물들이 크리프-피로 파단 후 크게 성장한 것을 관찰할 수 있다. 이러한 석출물의 조대화는 확산기구에 따라서 석출물과 기지와의 계면에너지를 줄이면서 성장하게 되는 오스트왈드 성장(Ostwald growth)에 의해 일어난 것이며 석출강화와 고용강화 효과를 감소시키고, 충격에너지를 크게 감소시키며 크리프 저항을 현저하게 감소시키는 원인¹⁸⁾으로 보고되고 있다.

3.4 X선 회절에 의한 석출상 분석 및 전위밀도 변화

정전위 양극분해법을 이용하여 기지만을 선택적으로 전기 분해해서 석출상만을 채취할 수가 있다. 이렇게 추출한 석출상에 대해 X선 회절 시험을 하고 인장유지시간 60초와 600초에 대해서 대표적인 결과를 Fig. 6에 나타내었다. 템퍼링후 분석된 석출물의 피이크는 $M_{23}C_6$ 와 MX 만이 관찰되었고 이후 크리프-피로가 진행되어도 인장유지시간에 상관없이 석출상의 변화는 없는 것으로 나타났다. 크리프-피로변형에 따른 정량적인 전위밀도의 변화를 XRD법으로 측정하여 Fig. 7에 나타내었다. 전위밀도의 변화는 인장유지시간에 따른 차이는 없이 크리프-피로 초기단계 ($<0.2N_f$)에서 급격하게 감소한 후 파단시까지 변화를 나타내지 않았다.

3.5 TEM에 의한 석출상 분석

석출물의 조성 및 구조에 대한 상세한 규명을 위해서 투과전자현미경 분석을 하였으며 Fig. 8은 템퍼링후 대

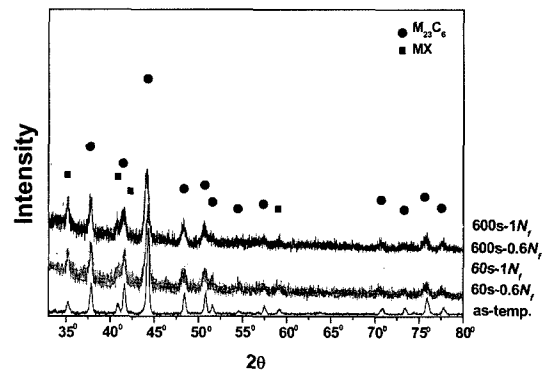


Fig. 6. X-ray diffraction profile of electrically extracted precipitates residues of 9Cr-1Mo-V-Nb steel.

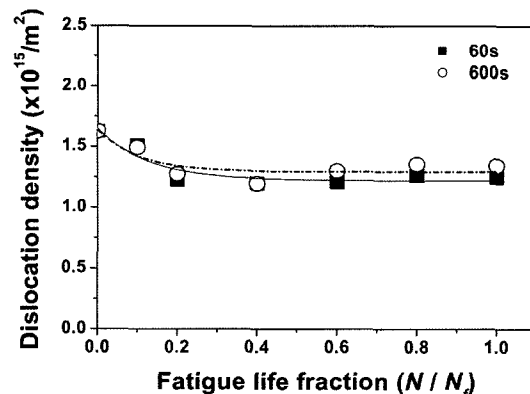


Fig. 7. Change of dislocation density of 9Cr-1Mo-V-Nb steel with fatigue life fraction.

표적인 TEM 사진과 석출물의 SADP 그리고 EDS 결과를 나타내었다. 템퍼링상태에서는 두 종류의 석출물이 관찰되었다. 불규칙한 판상과 길게 신장된 형태의 석출물은 Cr, W, Fe를 포함하는 $M_{23}C_6$ 로 관찰되었고 미세한 구형의 석출물은 Nb, V를 함유한 MX로 분석되었다. 이미 XRD분석으로 석출상을 분석한 결과와 같이 이들 석출물들은 크리프-피로가 진행되고 파단된 후에도 석출

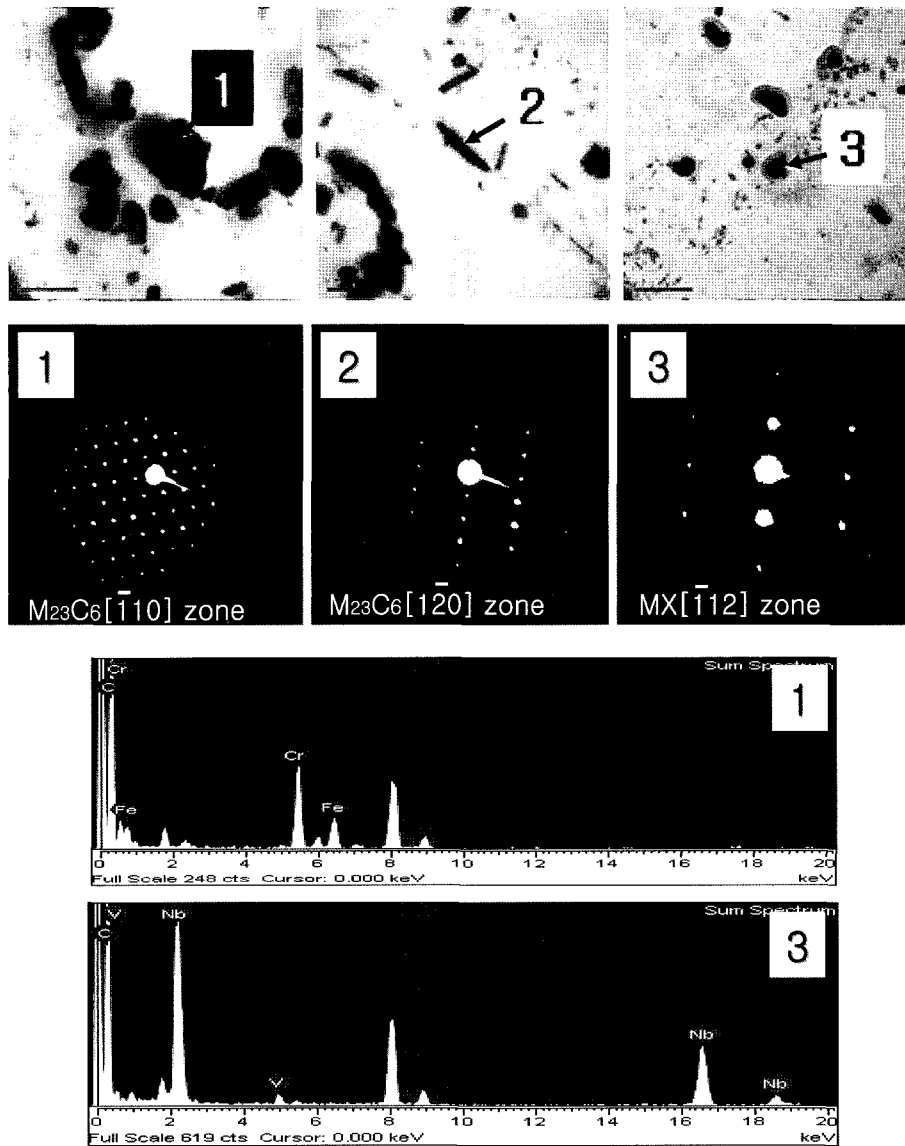


Fig. 8. Typical TEM micrographs of extracted carbon replica, diffraction patterns and EDS results showing the various precipitates observed in as-tempered 9Cr-1Mo-V-Nb steel; 1 and 2 are $M_{23}C_6$, and 3 is MX precipitate.

상의 변화를 나타나지 않았으며 그 크기만 증가하는 것으로 나타났다. 이는 9-12Cr 템퍼드 마르텐사이트강의 주된 석출물은 입계석출물인 Cr이 풍부한 $M_{23}C_6$ 와 마르텐사이트 래스 및 입내에 형성되는 미세한 MX (Nb,V(C,N))이라는 기존연구^{1,2,16)}와 동일한 결과임을 알 수 있다.

3.6 SEM에 의한 캐비티 관찰

캐비티를 관찰한 대표적인 주사전자 현미경사진을 Fig. 9에 나타내었다. Fig. 9(a-c)는 전형적인 후방산란전자(backscattered electron, BSE) 이미지로 크리프-피로파단 후 시험편을 진동연마 후 관찰한 사진이다. 표면에서 관찰되는 것과 같이 템퍼링 후 어떠한 캐비티도 관찰할 수 없고 크리프-파단 후 인장유지시간 60초와 600초 모두

캐비티를 관찰하였다. 또한 인장유지시간 600초에서 보다 크고 많은 표면 캐비티를 관찰할 수 있었다. Fig. 9(d-f)는 시험편 내부에서의 캐비티를 관찰하기 위해서 액체질소온도 (liquid nitrogen temperature, LNT)에서 크리프-피로시험편을 파단 후 파단 면을 주사전자현미경으로 관찰한 사진으로 화살표로 표시한 바와 같이 내부에서도 크리프-피로 변형에 의한 캐비티를 관찰할 수 있었다. 이들 캐비티들은 최종단계 (1N)에서 관찰된 것으로 보아 크리프-피로 변형 중 캐비티의 형성에 의한 9Cr-1Mo-V-Nb강의 손상은 미비한 것으로 사료된다. 이와 같은 이유는 기존의 많은 연구결과^{19,20)}에서와 같이 초초임계압 페라이트 내열강의 파단이 크리프효과에 의한 캐비티기구가 아니라 석출물의 조대화 및 전위밀도의 감소 그리

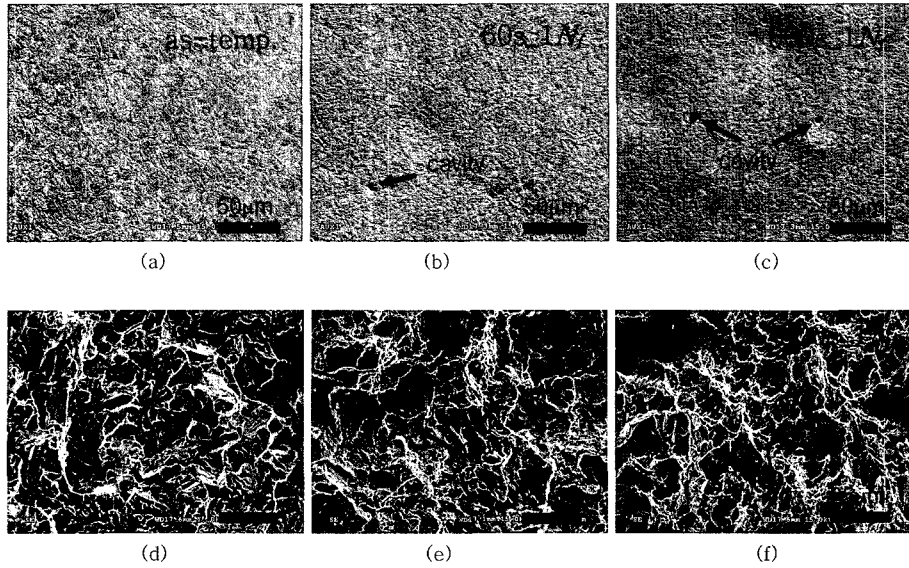


Fig. 9. BSE images of surface morphology and SEM micrographs showing the surface fractured at LNT; (a,d) as-tempered, (b,e) $N/N_f = 1$, hold time of 60s, (c,f) $N/N_f = 1$, hold time of 600s.

고 래스 폭의 증가로 인한 연화기구로 보고하는 것과 일치하는 것으로 생각된다.

3.7 미세조직 정량화

Fig. 10은 이상의 미세조직 관찰결과를 바탕으로 크리프-피로손상에 따른 미세조직의 변화를 정량적으로 분석한 결과이다. 템퍼드마르텐사이트 강은 미세조직적으로 복잡한 구조를 나타내고 있으며 다양한 경계(PAG, packet, block, lath)를 이루고 있다. 하지만 이들 경계들은 열화됨에 따라서 큰 변화를 나타내지 않는 반면 미세한 영역인 래스조직들의 변화가 큰 것으로 관찰되었다. 크리프-피로가 진행됨에 따라서 석출물의 평균크기는 증가하였다. 이는 큰 변화를 보이지 않은 MX상과는 다르게 조대화현상을 나타내는 $M_{23}C_6$ 의 변화에 기인한 것으로 알 수 있다. 마르텐사이트 래스 폭은 크리프-피로 손상에 따라서 증가하였다. 미소한 석출물의 조대화 과정과는 다르게 래스 폭의 증가는 파단 시까지 지속적으로 증가를 하였다. 이러한 래스 폭의 증가는 래스주위에 형성된 전위의 풀림과 이동에 의해서 나타나게 되며 래스경계에 존재하던 미세한 석출물들의 조대화로 석출물에 의한 래스의 고착효과가 미비해 지므로 나타나는 현상이라 할 수 있다. 전위의 소멸은 반대부호전위들의 상호소멸과 마르텐사이트 래스경계에서의 전위소멸과정으로 나타날 수 있다. 하지만 마르텐사이트 변태 시 전위들은 매우 엉킴 구조를 보이므로 상호소멸과정은 매우 어려운 것으로 생각된다. 따라서 래스경계에서의 전위소멸이 주된 과정으로 사료되고 이러한 전위의 소멸과 이동이 래스경계의 이동에 영향을 미치는 것으로 판단된다.

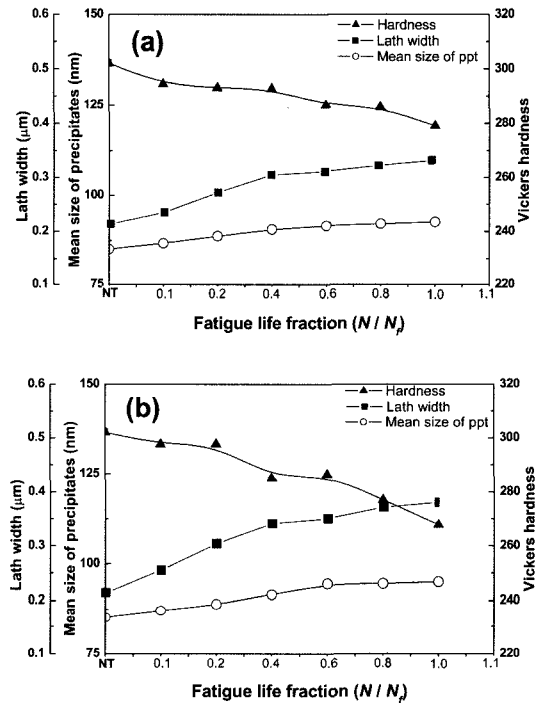


Fig. 10. Quantitative evaluation of microstructural changes with fatigue life fraction: lath width, mean size of precipitates and Vickers hardness; (a) hold time of 60s, (b) hold time of 600s.

4. 고 찰

크리프-피로 변형에 따른 초음파 속도의 변화는 Fig. 1에 나타난 결과와 같이 세 영역의 뚜렷한 변화를 보였

다. 초음파 속도는 영역 I($N/N_f < 0.2$)에서 급격한 증가를 보이고 이후 영역 II ($0.2 < N/N_f < 0.8$)에서 미소한 증가를 나타내고 영역 III ($N/N_f > 0.8$)에서 감소를 하였다.

일반적으로 탄성 고체 내 초음파 종파의 전파속도, V_L , 는 다음의 식과 같이 표현된다.²¹⁾

$$V_L = \sqrt{\frac{K + \frac{4}{3}\mu}{\rho}} = \sqrt{\frac{E}{\rho} \frac{(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)}} \quad (1)$$

여기서 K 는 체적탄성계수, μ 는 전단탄성계수, E 는 영탄성계수, ν 는 프와송비 그리고 ρ 는 체적밀도이다.

이상의 수식과 같이 초음파 속도는 탄성계수와 프와송비 그리고 재료의 밀도에 의존하게 된다. 크리프-피로변형 동안 최종과단단계에서 발생하는 캐비티가 생성되기 전까지 재료의 밀도와 프와송비가 변하지 않는다고 가정할 수 있으므로 초음파 속도는 주로 탄성계수에 의존하는 것으로 생각할 수 있다.

크리프-피로의 초기단계인 영역 I($N/N_f < 0.2$)에서, 초음파 속도는 급격한 증가를 보였다. 이는 초음파속도가 전위밀도와 밀접한 관련이 있는 것으로 생각된다. 전위는 기지격자의 변형을 초래하게 되고 기지격자의 연속성을 저해하므로 재료의 탄성특성을 저하시키게 된다. Lee 등²²⁾은 초음파 공명법(sonic resonance method)을 이용하여 구리합금의 회복과 재결정과정에 따른 탄성계수의 증가를 보고하였다. 또한, Vasudevan 등²³⁾은 어닐링동안 전위밀도의 감소로 인해 격자뒤틀림의 감소로 초음파 속도가 증가함을 실험적으로 보고하였다. 이러한 기존 보고들은^{24,25)} 본 연구가 크리프-피로 초기단계에서 급격한 전위밀도의 감소를 보였고 XRD법을 이용하여 정량적으로 측정된 바와 같이 크리프-피로변형에 따른 급격한 전위밀도의 감소가 초음파속도를 증가시킨 주요 요인인 것과 일치하는 것으로 판단된다. Granato와 Lücke²⁶⁾는 이동할 수 있는 전위(결정립 혹은 아결정립계에 쌓인 전위 제외)는 초음파의 전파로 인해 진동하게 되고 초음파에너지를 분산시키게 되며 초음파 속도, $V \propto AL^2$ 를 주장하였다. 여기서 A 는 이동 가능한 전위밀도, L 은 전위루프의 길이이다. 이 전위모델과 같이 전위밀도는 초음파속도와 밀접한 관계가 있음을 알 수 있다.

중간단계인 영역 II($0.2 < N/N_f < 0.8$)에서 초음파속도는 약간 증가하였다. 이 단계에서 전위밀도의 변화는 미비하고 정량적으로 측정된 전위밀도 또한 변화를 보이지 않았다(참고 Fig. 7). 페라이트기 9Cr-1Mo-V-Nb 강의 주요한 석출물인 $M_{23}C_6$ 는 크롬과 몰리브덴을 포함하고 있다. 이러한 고용원소들은 기지원자와의 크기차이로 인해서 격자뒤틀림을 발생시키게 된다. 석출물의 조대화는 기지에서 고용원소의 고갈을 유발하게 되므로 크리프-피로

변형 동안 초음파속도를 증가시킨 요인으로 판단된다. 또한, 마르텐사이트 래스경계는 초음파가 전파하는 동안 경계에서의 초음파 에너지의 분산을 야기시킬 수 있으며 이러한 비 탄성기구에 의해 초음파속도는 감소하게 된다. 따라서 영역 II에서 크리프-피로변형 동안 마르텐사이트 래스 폭의 증가는 단위면적당 래스경계의 감소를 의미하며 초음파속도의 증가로 나타나게 된다고 판단된다.

본 연구에서 최종 크리프-피로단계인 영역 III($N/N_f > 0.8$)에서 캐비티가 생성되었음을 확인하였다(참고 Fig. 9). 재료 내 캐비티의 발생은 체적밀도를 감소시키게 되지만 탄성계수를 크게 감소시키는 원인이 된다. 결과적으로 캐비티의 생성은 재료의 탄성특성을 크게 약화시키게 되므로 초음파속도를 감소시키는 원인이 된다. 이러한 기존의 연구로 몇몇 연구들^{21,22)}이 크리프 캐비티에 의한 초음파속도감소를 보고하고 있다. 이들은 캐비티 생성으로 인한 초음파속도감소를 복합재료모델²⁷⁾을 이용하여 설명하고 있다. 이 복합재료모델은 캐비티가 전혀 탄성특성이 없는 것으로 간주하여 재료의 유효탄성계수, 열 그리고 전기적인 특성과 같은 유효 물리적 특성을 설명하는데 널리 쓰이고 있다. 이 모델에 따르면 탄성계수는 캐비티의 체적분율이 증가함에 따라서 감소하게 된다. 이상과 같은 이유로 크리프-피로변형의 최종단계에서 초음파속도의 감소는 캐비티 생성으로 인한 재료탄성특성의 저하로 생각할 수 있다.

5. 결 론

초음파속도는 9Cr-1Mo-V-Nb 크리프-피로변형 동안 미세조직의 변화에 크게 영향을 받는 것으로 관찰되었다. 초음파속도는 크리프-피로변형에 따라서 크게 세 영역의 변화를 나타내었다. 변형초기 단계($N/N_f < 0.2$)에서 초음파속도의 급격한 증가는 전위밀도의 감소로 인한 격자뒤틀림 감소가 그 원인이 되었으며 전위밀도의 변화를 XRD법을 이용하여 정량적으로 측정함으로써 설명하였다. 변형의 중간단계 ($0.2 < N/N_f < 0.8$)에서 미소한 초음파속도의 증가가 나타났고 이는 석출물의 조대화 즉, 기지 내 고용원소의 고갈을 야기하게 되고 기지격자의 뒤틀림 감소 그리고 마르텐사이트 래스 폭의 증가 즉, 전체적인 래스 경계의 감소로 인한 래스경계에서 초음파에너지를 분산 감소로 이해할 수 있었다. 크리프-피로의 마지막 단계 ($N/N_f > 0.8$)에서 캐비티가 생성되었으며 이러한 캐비티는 재료의 탄성특성을 크게 감소시키므로 초음파속도를 감소시키는 원인으로 설명하였다. 결과적으로, 페라이트기 9Cr-1Mo-V-Nb강의 다양한 미세조직의 변화에 의해서 초음파속도의 변화가 나타났으며 이를 기반으로 손상 정도를 비파괴적으로 평가하는 것이 가능할 것으로 판단된다.

감사의 글

이 논문은 2007년도 고려대학교 특별 연구비 지원에 의하여 수행되었음.

참 고 문 헌

1. F. Abe, *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.*, **8**, 305 (2004).
2. Peter J. Szabó, *Mater. Sci. Eng.*, **A387-389**, 710 (2004).
3. M. Kimura, K. Yamaguchi, M. Hayakawa, K. Kobayashi and K. Kanazawa, *Int. J. Fatigue*, **28**, 300 (2006).
4. P. J. Ennis, A. Zielinska-Lipiec, O. Wachter and A. Czyska-Filemonowicz, *Acta Mater.*, **45**, 4901 (1997).
5. F. Abe, T. Horiuchi, M. Taneike and K. Sawada, *Mater. Sci. Eng.*, **A378**, 299 (2004).
6. G. Eggeler, J. C. Earthman, N. Nilsbang and B. Ilchner, *Acta Metal.*, **37**, 49 (1989).
7. S. Luxenburger and W. Arnold, *Ultrasonics*, **40**, 797 (2002).
8. G. Dobmann, M. Kroning, W. Theiner, H. Willems and U. Fiedler, *Nucl. Eng. Design*, **157**, 137 (1995).
9. S. Gupta, A. Ray and E. Keller, *Inter. J. Fatigue*, **29**, 1100 (2007).
10. J. W. Byeon, C. S. Kim and S. I. Kwun, *Phys. Stat. Sol(b)*, **241**, 1756 (2004).
11. P. McIntire, *Nondestructive Testing Handbook*, 2nd ed., Vol.7, ASNT, (1999).
12. D. Baray and R. Stanley, *Nondestructive Evaluation-A tool for design, manufacturing and service*, McGraw-Hill, New York, (1989).
13. N. S. Cheruvu, *Metall. Trans.*, **20**, 87 (1989).
14. C. S. Kim, Ph. D. thesis, Korea University, Korea, (2007).
15. G. K. Williamson and W. H. Hall, *Acta Metall.*, **1**, 22 (1953).
16. F. Abe, *Mater. Sci. Eng.*, **A387-389**, 565 (2004).
17. K. Sawada, M. Takeda, K. Maruyama, R. Ishii, M. Yamada, Y. Nagae and R. Komine, *Mater. Sci. Eng.*, **A267**, 19 (1999).
18. G. Eggeler, *Acta Metall.*, **37**, 3225 (1989).
19. M. Taneike, F. Abe and K. Sawada, *Nature*, **424**, 294 (2003).
20. M. Hattestrand, M. Schwind and H. O. Andren, *Mater. Sci. Eng.*, **A250**, 27 (1998).
21. K. Goebbels, *Materials characterization for process control and product conformity*, p.12, CRC press, Florida (1994).
22. J. E. Lee, Y. C. Kim, J. P. Ahn and H. S. Kim, *Acta Mater.*, **53**, 129 (2005).
23. M. Vasudevan, P. Palanichamy and S. Venkadesan, *Scripta Metall. Mater.*, **30**, 1479 (1994).
24. P. Palanichamy, M. Vasudevan, T. Jayakumar, S. Venugopal and B. Raj, *NDT & E international*, **33**, 253 (2000).
25. T. Morishita and M. Hirao, *Int. Solids Structures*, **34**, 1169 (1997).
26. A. Granato and K. Lücke, *J., Appl. Phys.*, **27**, 583 (1956).
27. H. Jeong and D. H. Kim, *Mater. Sci. Eng.*, **A337**, 82 (2002).