

# 석출물과 전위에 기인한 초음파 비선형성 파라미터

김정석#, 박익근\*

## Ultrasonic Nonlinearity Parameter Due to Precipitate and Dislocation

Chung Seok Kim<sup>#</sup> and Ik Keun Park<sup>\*</sup>

### ABSTRACT

The microstructural effects on the ultrasonic nonlinearity were investigated in isothermally degraded ferritic 2.25Cr-1Mo steel and low cycle fatigued copper. The variation in ultrasonic nonlinearity ( $\beta/\beta_0$ ) was interpreted as resulting from microstructural changes supported by the electron microscopy and X-ray diffraction, in addition to the mechanical test (Vicker's hardness and ductile-brittle transition temperature). The ultrasonic nonlinearity of 2.25Cr-1Mo steel increased abruptly in the initial 1,000 h of degradation, and then changed little due to the coarsening of carbide and precipitation of stable  $M_6C$  carbide during isothermal degradation. The ultrasonic nonlinearity of copper increased with the fatigue cycles due to the evolution of dislocation cell substructure.

**Key Words** : Ultrasonic nonlinearity (초음파 비선형성), Precipitate (석출물), Dislocation (전위), Isothermal degradation (등온열화), Fatigue (피로)

### 1. 서론

정적, 동적 및 복합적인 하중뿐만 아니라 고온에서 사용되는 금속기구조물들은 장시간 사용됨에 따른 설비의 노후화로 설계수명 이전에 피로 및 크리프 등에 의한 갑작스런 파손이 야기될 수 있고 이로 인한 대형 사고를 막기 위해서는 손상 정도를 정기적으로 진단하여, 부품의 보수 또는 교체 시기 등을 결정해야 한다. 따라서 설비의 효율적, 경제적 운용 및 신뢰성을 확보한다는 측면에서 초기 조직을 가질 때의 물성 값이 아닌 열화 된 조직에 따른 기계적 성질 변화를 모니터링하고 이를 바탕으로 잔존수명을 예측해야 한다. 그러나 실제

사용 중인 구조물에서 분석을 위한 시편을 입수하는 것은 현실적으로 매우 어렵기 때문에 구조물을 파손시키지 않고 손상 정도를 정량적으로 실시간 모니터링 할 수 있는 비파괴평가법의 확립이 필수 불가결한 추세이다.<sup>1,2</sup> 비파괴시험에 의한 소재의 손상 정도를 정량적으로 평가하기 위해서는 미세 조직적 특성이 비파괴평가 파라미터에 미치는 영향에 대한 연구가 우선 선행되어야 할 것으로 생각된다.

초음파법을 이용한 재료의 특성평가는 초음파의 선형적 특성 즉, 초음파속도, 감쇠 및 후방산란 등을 이용하여 소재의 손상평가와 잔여수명 예측을 위해 활발하게 연구가 진행되어왔다. 더욱이

접수일: 2007년 12월 14일; 게재승인일: 2008년 3월 28일

# 교신저자: 서울산업대학교 기계공학과

E-mail: chs2865@korea.ac.kr Tel. (02) 970-6332

\* 서울산업대학교 기계공학과

초음파의 비선형성을<sup>3,5</sup> 이용하여 최근에는 보다 정밀한 평가가 가능하게 되었으며 그 관심이 급증하고 있는 실정이다.

초음파 비선형성을 이용한 기존의 연구로 전위, 석출물, 피로균열, 용접부의 건전성 등에 널리 이용되고 있다. Cantrell 과 Yost<sup>6</sup>는 T4 열처리된 알루미늄 2024 에서 피로변형 동안 생성된 전위쌍극자가 재료 내를 전파하는 초음파를 왜곡시킴으로써 비선형파라미터가 지속적으로 증가함을 보고하였다. 또한, 열처리온도에 따른 석출물의 생성과정을 비선형파라미터를 측정하여 평가하였다.<sup>7</sup> Hurley 등<sup>8</sup>은 탄소첨가량에 따른 마르텐사이트강에서 초음파 종파속도와 비선형파라미터의 변화를 설명하였다. 탄소첨가량에 따라서 초음파속도의 변화는 나타나지 않았으나 비선형 파라미터는 탄소첨가량에 따라서 증가하였다. 이들은 탄소첨가량의 증가에 따라서 전위밀도가 증가하였으며 이로 인해 비선형파라미터가 증가하였다고 보고하였다. 이상의 기존 보고와 같이 초음파 비선형성은 초음파가 전파되는 고체의 결정구조 혹은 규칙성에 밀접한 관련이 있는 것으로 생각된다. 그러므로 전위로 인한 결정격자 내 원자배열의 붕괴, 전위쌍극자, 보이드 그리고 점결함 등 많은 격자결함들이 비선형파라미터에 영향을 미치게 될 것으로 생각된다.

본 연구에서는 재료의 비선형성에 미치는 미세조직적 영향을 고찰하기 위해서 피로변형에 의해 발달한 전위와 열처리과정 중 생성되는 석출물에 의한 비선형파라미터의 변화를 관찰하였다. 이를 위해 무산소동은 저주기 피로시험을 하였고 2.25Cr-1Mo 강은 등온열화시험을 수행하였다.

## 2. 실험 방법

### 2.1 등온열화 및 저주기 피로시험

등온열화를 위한 2.25Cr-1Mo 강은 900℃에서 노말라이징 후 720℃에서 템퍼링하여 사용하였다. 등온열화 열처리는 630℃에서 최대 4,800 시간까지 열화시간에 대한 손상단계별 시험을 하였다. 손상단계에 따른 석출물의 관찰은 주사전자현미경을 이용하여 관찰하고 석출물의 크기를 정량적으로 평가하기 위해 각 단계별 손상재에서 석출물의 평균크기와 단위면적당 개수를 측정하였다. 저주기 피로시험에 사용한 무산소동은 열간압연된 재료를 입수하여 450℃에서 1 시간 어닐링하므로 재결정화

열처리를 수행하였다. 템퍼링 후 2.25Cr-1Mo 강과 재결정 열처리 후 무산소동의 평균 결정립 크기는 각각 약 45 μm, 41 μm이었다. 저주기 피로시험은 일정 변형율진폭 제어로 만능피로 시험장비를 이용하여 시험하였다. 변형율제어를 위해 삼각파형으로 일정 변형율속도 6×10<sup>-4</sup>/s 하에서 수행하였다. 단계별 피로손상 시험편을 제작하기 위해서 최종 파단사이클 수에 대한 수명소비율변수 (N/N<sub>f</sub>)로 시험하였다. 각 단계별 피로손상 정도를 미세조직적으로 관찰하기 위해 투과전자현미경 (transmission electron microscopy, TEM)을 이용하여 전위하부조직을 관찰하고 전자후방산란회절 (electron backscatter diffraction, EBSD) 분석기를 이용하여 피로손상으로 인해 생성된 격자결함 (전위)으로 인한 결정립의 평균 방위차 (grain average misorientation, GAM)을 측정하였다.

### 2.2 기계적 물성시험

2.25Cr-1Mo 강의 등온열화를 수행 후, 인장시험을 변형율속도 1×10<sup>-3</sup>/s 로 하여 인장강도 및 항복강도를 측정하였다. 또한, 열화단계에 따른 정도의 변화는 무산소동의 저주기피로 시험편과 등온열화된 2.25Cr-1Mo 강에서 1,000g, 15s 의 조건으로 수행하였다. 파괴인성을 평가하는 척도로써 연성-취성 천이온도를 측정하였다. 이를 위해 샤르피 충격시험을 -140℃에서 20℃까지 각 열화시험편에 대해서 측정하였다. 충격흡수에너지는 아래의 수식 (1)에 따라서 피팅을 하여 측정하였다. 상부자기에너지는 상온에서 측정하고 하부자기에너지는 강의 경우 2.75 J/cm<sup>2</sup>을 이용하였다.<sup>9</sup>

$$Y = \frac{(P1 + P2)}{2} + \frac{(P1 - P2)}{2} \tanh \left[ \frac{(X - P3)}{P4} \right] \quad (1)$$

여기서, P1 은 상부자기에너지, P2 는 하부자기에너지, P3 는 DBTT, P4 는 상수, Y 는 흡수에너지 (J/cm<sup>2</sup>) 그리고 X 는 온도 (℃)이다.

### 2.3 초음파 비선형성

피로손상재와 등온열화재에 대한 비선형성을 측정하기 위해서 압전소자를 이용하여 f-2f 법을 사용하였다. 비선형 측정을 위한 계측시스템으로

초음파신호분석장치 (RAM10000)를 송수신장비로 사용하였고 이는 고전압감쇠기 (RA-31), 50-Ohm 감쇠기 (RL-50) 그리고 6 dB 감쇠기 (RA-6)로 구성되었다. 기본주파수성분을 갖는 초음파를 발생시키기 위해 주파수가 5 MHz 인 협대역 (narrow-band) 종파 압전소자를 사용하고 고조파성분의 초음파를 수신하기 위해 10 MHz 협대역 압전소자를 사용하였다. 송신과 수신탐촉자를 일직선으로 맞추고 일정 압력을 가하기 위해 고정장치를 이용하였다. 수신된 신호를 고속푸리에 변환함으로써 기본주파수와 고조파 성분에 대한 변위진폭  $A_1$  과  $A_2$  를 측정하였다. 시험편의 한쪽 면에 압전소자를 접촉하여 기본주파수성분을 입사하였다. 초음파의 비선형성을 평가하기 위해 비선형 파라미터를 다음과 같은 수식 (2)를<sup>10</sup> 이용하여 측정하고 단계별 손상재에 대한 초음파비선형성의 변화 정도는 손상전의 비선형파라미터 ( $\beta_0$ )로부터 상대적인 비선형파라미터의 변화 ( $\beta/\beta_0$ )를 이용하여 평가하였다.

$$\beta = \frac{8 A_2}{k^2 x A_1^2} \quad (2)$$

여기서,  $k$  는 전파벡터,  $x$  는 전파거리,  $A_1$  은 기본주파수 성분의 진폭 그리고  $A_2$  는 2 차 조화성분의 진폭이다.

#### 2.4 X-선 회절시험

석출물의 석출순서는 여러 요소들에 의해 결정되는 것으로 석출물의 화학적 특성, 합금원소의 확산계수 그리고 핵생성의 용이성 등에 의해 결정된다. 페라이트기 2.25Cr-1Mo 강은 주로  $M_3C$ ,  $M_2C$ ,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$  그리고  $M_{23}C_6$  탄화물을 나타낸다.<sup>11</sup> 등온열화에 따른 석출물의 조성적 차이를 관찰하기 위해 전해추출을 하여 기지로부터 석출물만을 선택적으로 분리하였다. 분리한 석출물은 Cu K 선을 이용하여 X-선 회절 (X-ray diffraction, XRD) 실험을 하여 구조분석을 하였다. X-선 회절 피이크의 강도는 분석하는 시료 중에서 회절을 일으키는 상 (여기서는 탄화물)이 차지하는 상대적인 양을 의미한다. 그러나 X-선 회절 피이크의 강도는 분석하는 상의 양 뿐만 아니라 측정 조건에도 크게 영향을 받기 때문에 회절 피이크의 강도는 절대값이 될 수 없다. 따라서 서로 다른 시료에 대한 X-선 회절

피이크의 강도를 비교할 수 있도록 하기 위해서는 일정한 기준이 필요하다.  $M_{23}C_6$  탄화물은 열화에 따라 특별한 변화가 없는 것으로 보고<sup>11,12</sup> 되고 있으며, 또한 가장 많은 양을 차지하고 있기 때문에 하나의 기준 값으로 이용될 수 있음이 제안된 바 있다.<sup>13</sup> 이에 따라 가장 많은 양을 차지하며 열화에 따른 변화가 매우 적은  $M_{23}C_6$  탄화물의 회절 피이크 강도에 대한 상대적인  $M_6C$  탄화물 회절 피이크 강도의 비 ( $I_{M_{23}C_6}/I_{M_6C}$ )로 등온열화손상에 따른  $M_6C$  의 변화를 나타내었다.

### 3. 결과 및 고찰

Fig. 1 은 2.25Cr-1Mo 강의 등온열처리재 그리고 무산소동을 저주기 피로 시험한 후 각각의 시험편에서 얻은 수신파에 대해 고속 푸리에 변환하여 그 대표적인 주파수 스펙트럼을 나타낸 것이다. 결과 그림에서와 같이 주파수 스펙트럼상에서 5.1 MHz 의 기본 주파수 성분과 고조파성분들이 나타나고 있음을 알 수 있다. 등온열처리 전과 피로시험 전의 시험편에서도 2 차 조화성분이 나타나는 것은 재료가 제조될 때부터 가공단계에 이르기까지 재료 내부에 고유하게 존재하고 있던 미세 구조적 결함들이 그 원인이라 생각된다. Fig. 1(a)의 결과에서 보듯이 등온열처리시간이 증가됨에 따라서 기본 주파수 성분의 진폭은 거의 변화가 없으나, 2 차 고조파 성분의 진폭은 등온열처리 전에 비해 증가함을 정성적으로 알 수 있다. 또한, Fig. 1(b)에서와 같이 피로시험 전보다 피로시험 후 피로수명 소비율이 증가할 경우 2 차 고조파 성분의 진폭이 증가하였다.

Fig. 2 는 2.25Cr-1Mo 강의 등온화재와 무산소동의 저주기 피로시험 후 비선형파라미터의 변화 ( $\beta/\beta_0$ )를 나타낸 것이다. 2.25Cr-1Mo 강의 등온열처리재의 경우 (참고, Fig. 2(a)) 비선형 파라미터는 열처리시간이 약 1,000 시간에 이를 경우 급격히 증가를 하고 이후는 큰 변화를 보이지 않고 포화되는 경향을 보인다. 그리고 저주기 피로 변형된 무산소동의 경우 (참고, Fig. 2(b)) 피로사이클이 증가함에 따라서 비선형파라미터 역시 증가하였다. 하지만 피로 초기 수십 사이클까지는 거의 변화를 보이지 않고 0.1 $N_f$  이후는 지속적인 증가를 나타내었다. Fig. 3(a)는 등온 열처리 시간과 피로 사이클에 따른 기계적 성질의 변화를 보여주고 있다.

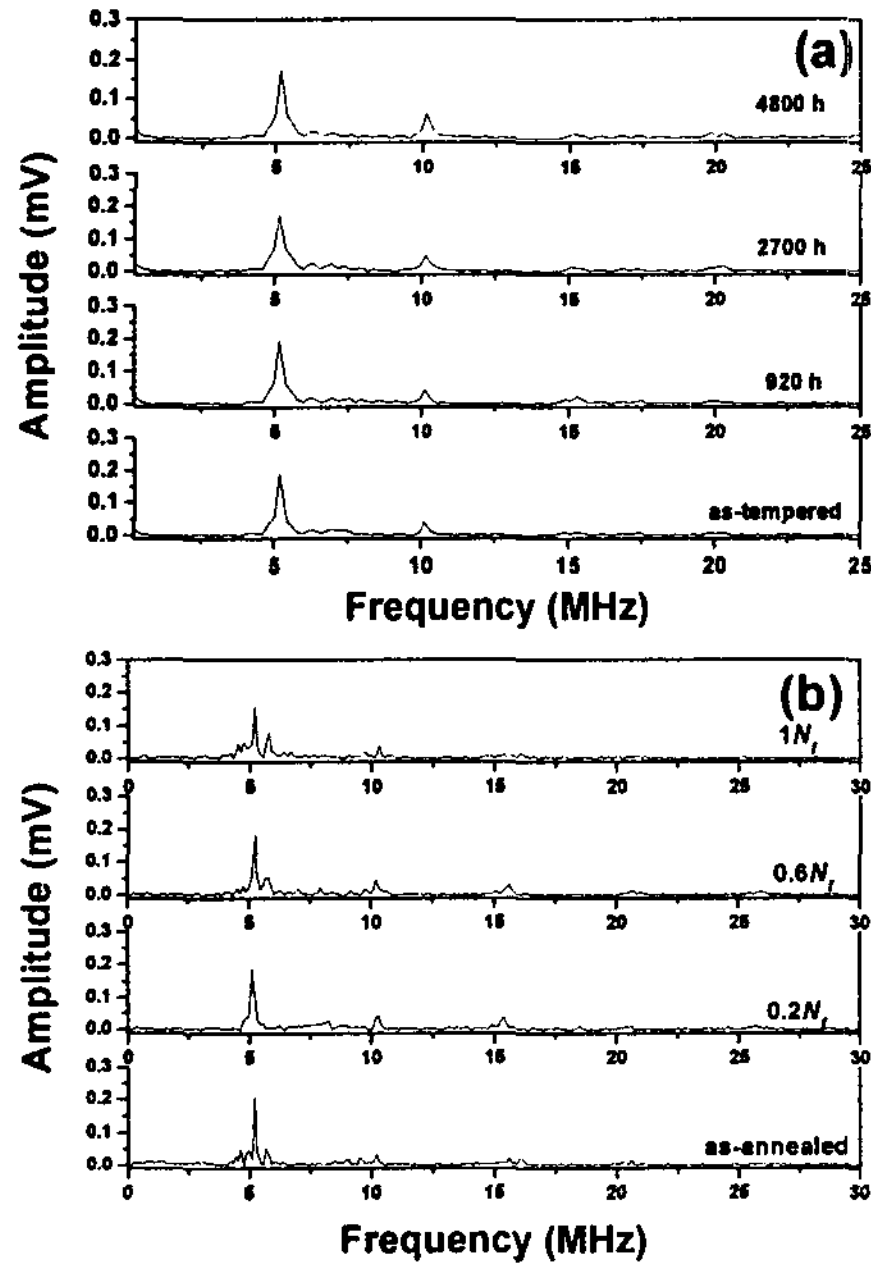


Fig. 1 Typical power spectrum at each specimen: (a) isothermally degraded 2.25Cr-1Mo steel and (b) low cycle fatigued copper

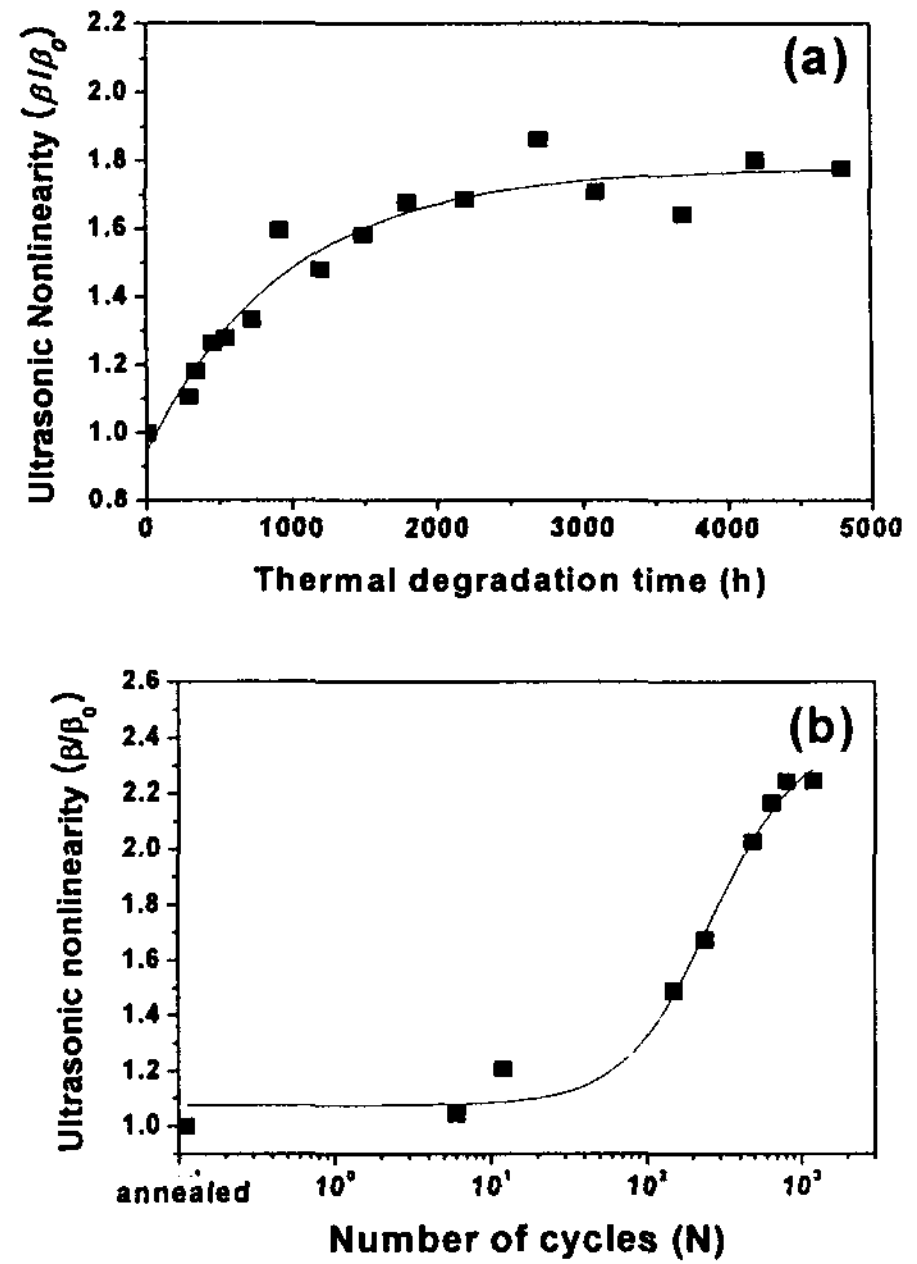


Fig. 2 Variation in the ultrasonic nonlinearity ( $\beta/\beta_0$ ): (a) isothermally degraded 2.25Cr-1Mo steel and (b) low cycle fatigued copper

미소경도는 약 1,000 시간까지는 비교적 급격하게 감소하다 그 이후에는 완만하게 감소하는 경향을 보이고 있다. 이러한 경도 저하는 다수의 침상 탄화물의 소멸, 기지에 고용된 고용원소의 고갈 등의 미세조직 변화에 의한 것으로 보고되고 있다.<sup>14</sup> 열화시간에 따른 DBTT의 변화로 열처리 전 시편의 DBTT 값은  $-47^{\circ}\text{C}$  이었으며 DBTT는 열화 초반부에 급격히 증가한 후 더 이상 증가하지 않은 경향을 나타내었다. 열화된 시편의 하부에너지 ( $-196^{\circ}\text{C}$  파단시편)에 해당되는 시편의 충격 파단면을 주사전자현미경으로 관찰한 결과 사진 상으로 입내 벽개파괴의 경향을 나타내었고 이것은 입계가 취약화 되지 않았음을 의미하며 또한 간접적으로 입계편석에 의한 템퍼취성은 나타나고 있지 않음을 의미하는 것이다.  $300\sim 550^{\circ}\text{C}$  정도에서 사용된 실기 부재에서는 입계편석에 의한 템퍼취성이 유발되는 것으로 보고<sup>14,15</sup> 되고 있다. 그러나 본 연구에서 사용한 인공 열화재는  $630^{\circ}\text{C}$  에서 열화 열처리된 것이며 이 온도는 주로 탄화물의 가속 열화를 위한 온도로, Cr-Mo 계 저합금강에서 입계편석을 소멸시키기 위한 탈취화 열처리 온도이다. 따라

서  $630^{\circ}\text{C}$  인공 열화재에는 현장 사용재와는 달리 입계편석이 형성되지 않으며, 본 재료에서 나타나는 기계적 성질의 저하는 주로 탄화물 유기취화에 의한 것으로 볼 수 있다. Fig. 3(b)는 상온 저주기 피로 시험 후 단계별 피로시험편에 대한 경도변화를 측정된 결과이다. 피로사이클의 증가에 따라서 경도는 증가를 하였다. 이는 피로변형에 의한 재료 내 격자결함인 전위밀도증가에 따른 가공경화 효과로 생각된다.

본 연구에 사용된 2.25Cr-1Mo 강의 결정립 크기는 열화 시간에 관계없이 약  $45\ \mu\text{m}$  정도의 크기를 갖는 것으로 측정되었다. Fig. 4(a-c)는 등온열화 시간에 따른 탄화물의 형상을 보여주고 있는 대표적인 SEM 사진이다. 형태학적으로 볼 때 구상(globular), 막대상(rectangular), 침상(needle)의 탄화물이 분포하고 있으며, 미세한 침상의 탄화물은 열화시간에 따라서 급격히 소멸되어 열화 후반부에는 거의 관찰 할 수 없었다. 열화 시간이 증가함에 따라 탄화물의 조대화 및 구상화가 일어나며 이는 열화재의 강도를 저하시키는 한 원인이 되고 있다.

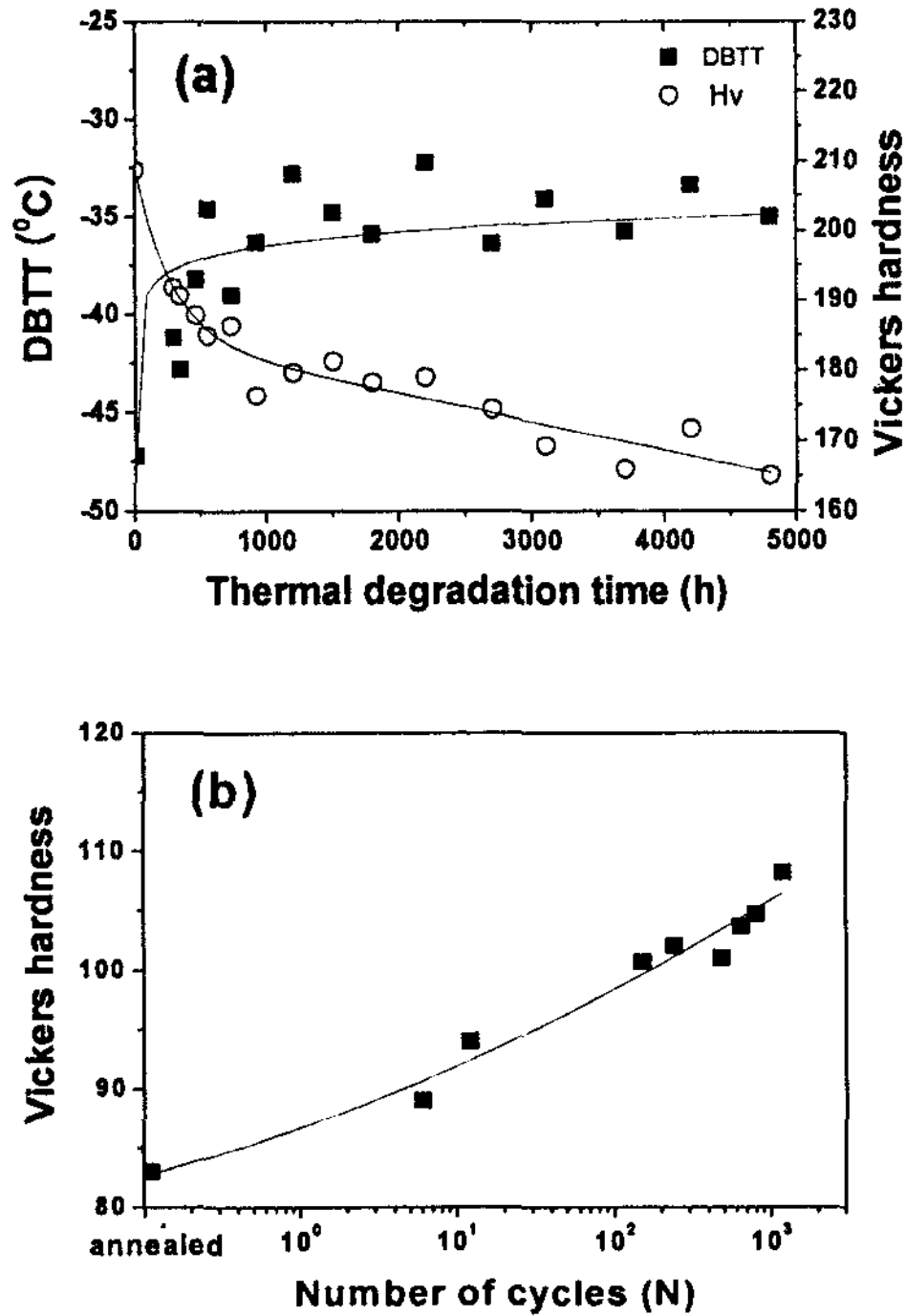


Fig. 3 Variation in the mechanical properties: (a) DBTT and hardness of 2.25Cr-21Mo steel and (b) hardness of fatigued copper

Fig. 4(d-f)는 피로사이클의 증가에 따른 전위하부조직을 TEM 으로 관찰한 대표적인 결과이다. 재결정 열처리 후에는 전위들이 회복되어 매우 낮은 전위밀도를 나타내었고 피로사이클의 증가에 따라서 전위밀도가 증가하며 전위셀 구조를 갖는 전위하부조직으로 발달하였다. 일반적으로 면심입방정 결정에서 전위하부구조는 변형울진폭, 적층결합에너지 그리고 제한적이지만 온도에 크게 의존하게 된다.<sup>16</sup> Feltner 와 Laird<sup>17</sup> 는 변형울진폭과 적층결합에너지에 따른 전위하부조직의 발달을 간단한 개략도로써 설명한바 있다. 이 개략도에서 높은 적층결합에너지를 갖는 금속은 전위셀 구조를 나타내지만 낮은 적층결합에너지를 갖는 금속은 전형적으로 밴드형의 전위하부조직을 발달시킨다고 설명하였다. 본 연구의 소재는 적층결합에너지가 약 80 erg/cm<sup>2</sup> 으로 피로변형 시 전위셀을 만들기엔 충분히 높은 적층결합에너지를 갖고 있는 것으로 생각된다. Fig. 5(a)는 서로 다른 형태와 조성을 갖는 대표적인 석출물을 열화시간에 따른 평균크기 변화로 나타낸 것이다. 미세한 침상의 탄화물은 그 수

가 구상이나 막대상 탄화물에 비해 매우 많으며 등온열화 초반부에 급격히 소멸되었다. 구상 탄화물도 지속적인 개수의 감소가 일어나고 있으며, 이는 탄화물의 조대화로 인한 합체 현상 때문으로 판단된다. 또한 막대상의 탄화물은 등온열화 시간의 증가에 따라 거의 변화가 없었다. 막대상의 탄화물은 2.25Cr-1Mo 강에 존재하는 탄화물에 대한 형상학적 연구에서 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 로 보고되고 있으며,<sup>11</sup> 이로 보아 본 연구에서 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 탄화물은 열화시간의 증가에 따라 거의 변화가 없이 안정한 것으로 생각된다. Fig. 4(d-f)에서 관찰한 바와 같이 피로사이클이 증가함에 따라서 전위밀도의 증가를 정성적으로 관찰하였다. 이를 EBSD 의 GAM 을 이용하여 관찰하고 피로사이클에 대한 GAM 의 변화를 Fig. 5(b)에 나타내었다. 결과에서와 같이 피로사이클의 증가에 따라서 GAM 은 지속적으로 증가하였다.

Fig. 6(a)는 템퍼링과 등온열화재에서 추출한 탄화물에 대해 2θ 값 35°~55° 구간에서 0.01° 간격으로 스캔한 X-선 회절 결과를 보여주고 있다. 템퍼링 직후의 비손상재에서는 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, M<sub>3</sub>C, M<sub>2</sub>C, M<sub>6</sub>C 탄화물의 피이크가 관찰된다. 전체탄화물 중에서 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 탄화물이 가장 많은 양을 차지하고 있으며 열화 시간에 따라 큰 변화가 없음을 정성적으로 알 수 있다. M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 의 주 피이크의 오른쪽에 매우 근접하여 M<sub>3</sub>C 의 주 피이크가 관찰된다. M<sub>3</sub>C 는 비손상재에는 다량이 존재하였으나 열화가 진행됨에 따라 급격히 소멸되어 약 290 시간 이후에는 회절 피이크를 관찰할 수 없었다. Fig. 6(b)의 회절 피이크 강도비 (I<sub>M23C6</sub>/I<sub>M6C</sub>)는 열화 시간이 증가함에 따라 약 0.2 에서 0.8 까지 급격히 증가 후 포화하는 경향을 보였다. 열화 시간에 따른 강도비의 변화는 DBTT 의 변화와 유사한 경향이며 그 증가 폭 또한 매우 크다.

2.25Cr-1Mo 강의 등온열화에 따른 비선형파라미터의 변화는 이상의 결과에서 관찰한 석출물의 변화와 매우 밀접한 관계가 있는 것으로 판단된다. 등온열화가 진행되면서 미세조직적으로 탄화물의 조대화현상이 일어나고 열역학적 안정상인 M<sub>6</sub>C 석출물의 개수분율이 크게 증가하는 것을 Fig. 6(b)로부터 알 수 있었다. 일반적으로 금속 내 미세하게 분산된 제 2 상 입자는 전위와의 상호작용으로 전위의 움직임을 방해함으로써 강화기구의 원인이 된다.



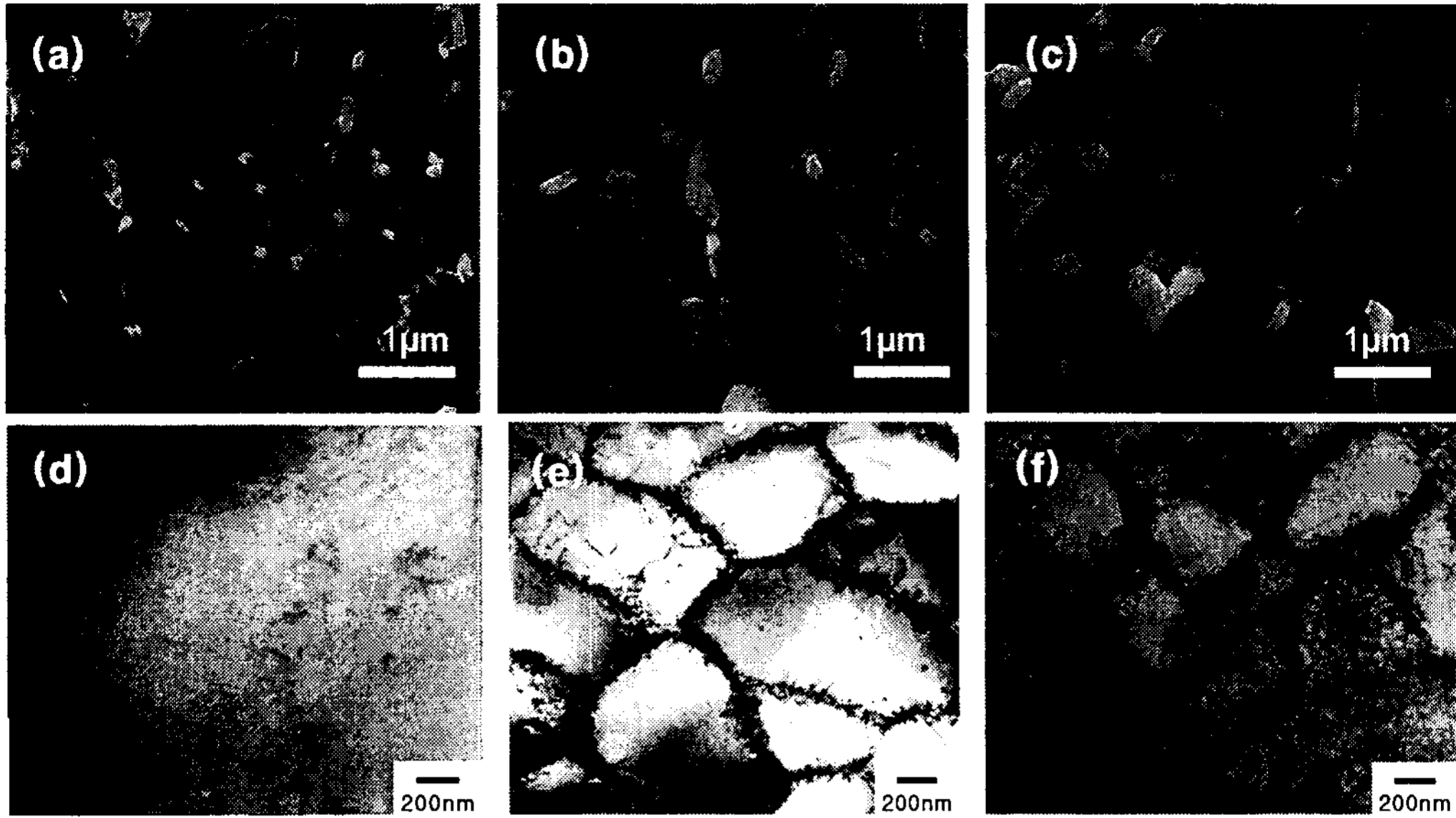


Fig. 4 Typical electron microscopy images showing the morphology of carbides (a-c) in isothermally degraded 2.25Cr-1Mo steel and dislocation substructures (d-f) in low cycle fatigued copper: (a) as-received, (b) 2,200h, (c) 4,200h, (d) as-annealed, (e)  $0.2N_f$  (240 cycles), and (f)  $1N_f$  (1,190 cycles)

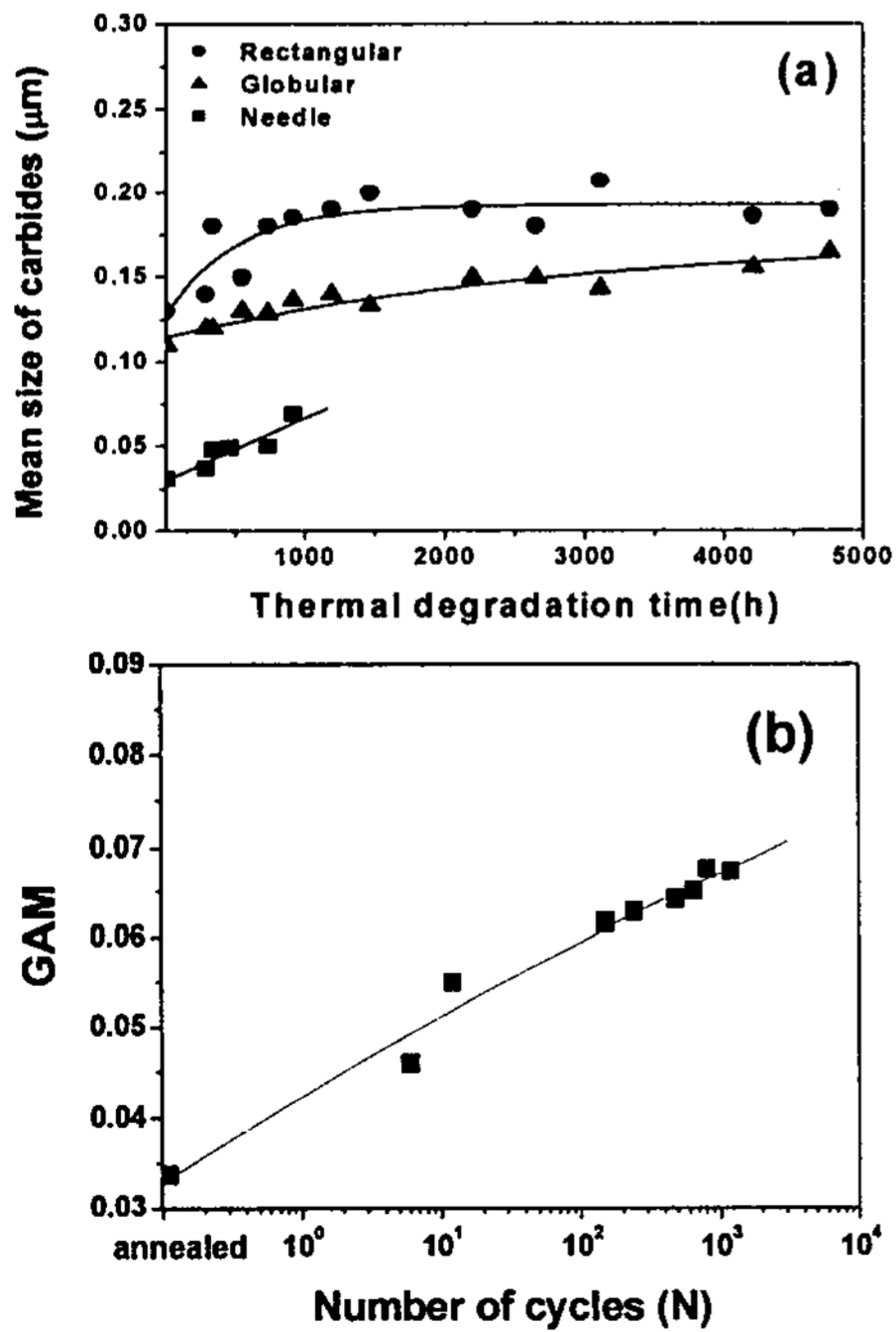


Fig. 5 Microstructural evolution of 2.25Cr-1Mo steel and copper: (a) mean equivalent size of carbides in isothermally degraded 2.25Cr-1Mo steel and (b) variation in GAM of fatigued copper

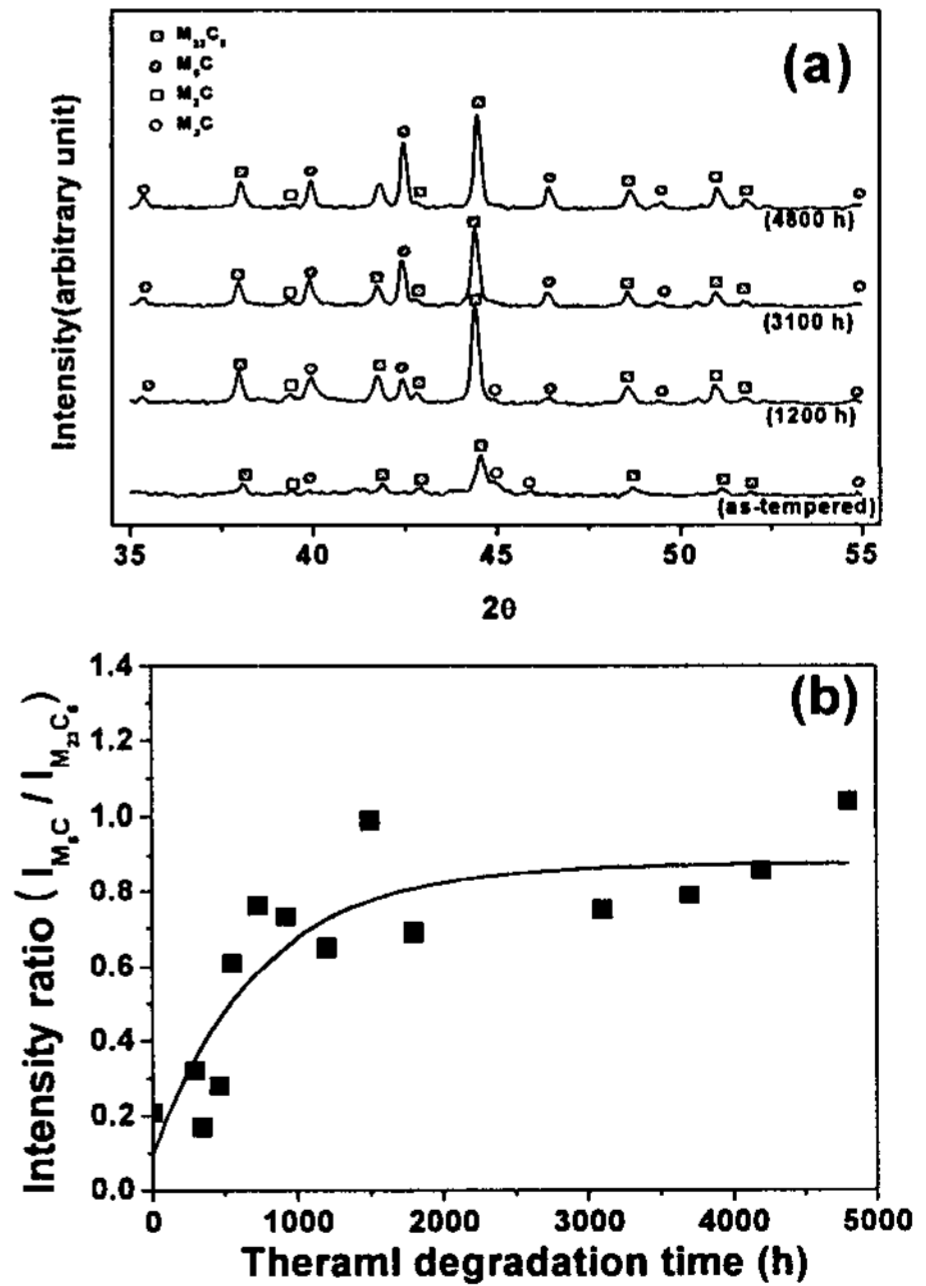


Fig. 6 X-ray diffraction analyses: (a) XRD patterns of electrolytically extracted carbide and (b) intensity ratio of X-ray diffraction peak for  $M_6C$  carbide to that of  $M_{23}C_6$  carbide with degradation time

제 2 상 입자는 고온에서 고용화되고 저온에서의 퀴칭과 시효과정에 의해 석출 생성되게 된다. 이러한 석출물은 주로 불균일 핵생성을 하고 기지격자와의 격자상수 차로 인한 원자적 일치 (atomic matching) 관계에 따라서 석출물과 기지간에는 불일치 (misfit)가 존재하게 된다. 이러한 불일치가 존재함으로써 석출물과 기지간에 격자비틀림현상이 일어나고 격자변형이 생기게 된다. 하지만 이러한 석출물과 기지격자간에 작용하는 격자변형은 재료 내 초음파가 전파할 때 초음파의 왜곡현상을 유발 하는 것으로 알려져 있다.<sup>7</sup>

무산소동의 피로변형에 의한 비선형파라미터의 변화는 피로과정 동안 형성된 전위와 전위구조와 매우 밀접한 관련이 있는 것으로 생각된다. 피로변형의 증가에 따라서 관찰한 TEM 을 통한 정성적인 결과 (참고 Fig. 4)와 EBSD 를 이용한 GAM 의 변화로 보아 피로사이클의 증가에 따라서 전위밀도는 증가를 하고 또한 전위 셀구조가 발달하게 된다. 이러한 전위들은 대표적인 격자결함으로 전위주위의 격자비틀림을 일으키고 따라서 격자변형장을 형성하게 된다. 이러한 격자변형장은 매질 내 초음파의 전파에 있어 초음파의 왜곡현상을 일으킬 수 있는 요인으로 작용하게 된다.<sup>8</sup> 특히, 비선형 파라미터는 피로사이클의 증가에 따라서 증가를 하였지만 수십 사이클 내에서 경도 및 GAM 이 증가한 반면 비선형 파라미터는 큰 변화를 나타내지 않았고 전위셀구조를 갖는 0.1N<sub>y</sub> 이후에는 큰 변화를 나타내었다. 이는 개개 전위의 영향보다는 하부결정립의 형태를 갖는 전위셀 하부조직이 비선형 파라미터에 큰 영향을 미치는 것으로 판단된다.

#### 4. 결론

석출물과 전위 등의 미세조직적 변화가 초음파 비선형성에 미치는 영향을 고찰하고자 하는 본 연구를 수행한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 2.25Cr-1Mo 강의 등온열화가 진행됨에 따라서 석출물은 점차 조대화 되며, 열역학적으로 안정한 M<sub>6</sub>C 탄화물의 체적분율이 크게 증가하였다. 이러한 미세조직의 변화로 인해 재료의 연화현상이 나타났으며 DBTT 의 증가와 경도의 감소현상이 나타났다. 열역학적 안정상인 M<sub>6</sub>C 체적분율의 증가는 기지와 석출물간의 불일치를 증가시켜 계

면에서의 국부적 변형을 일으키고 초음파를 왜곡시켜 비선형파라미터를 증가시킨 원인으로 판단되었다.

2) 무산소동의 저주기 피로변형으로 재료 내에는 격자변형을 초래하는 전위가 발달하였다. 전자후방산란법을 이용하여 결정립내의 평균방위각을 측정된 결과 투과전자현미경으로 관찰한 전위구조를 정량적으로 평가할 수 있었으며 피로사이클이 증가에 따라서 초음파 비선형파라미터 역시 증가하였다. 이로부터 피로변형에 의해 발달한 전위가 재료 내 전위주위에 응력장을 형성하며 초음파를 왜곡시켜 비선형성을 증가시킬 수 있는 원인으로 생각되었다.

#### 후 기

이 논문은 2007 년도 정부(과학기술부)의 재원으로 한국과학재단의 지원을 받아 수행된 연구임 (No. 2007-00467)

#### 참고문헌

1. Achenbach, J. D., "Quantitative nondestructive evaluation," Inter. J. Sol. Struct., Vol. 37, Issue 1-2, pp. 13-27, 2000.
2. Tompson, R. B., "Laboratory nondestructive evaluation technology for materials characterization," J. Nondest. Eval., Vol. 15, No. 3-4, pp. 163-176, 1996.
3. Kim, J. P., Seok, C. S., Song, S. J. and Kim, Y. H., "A Study of the Evaluation of Material Degradation for 1Cr-1Mo-0.25V Steel using Linear and Nonlinear Ultrasonics," J. Korean Soc. Nondest. Testing, Vol. 21, No. 5, pp. 549-555, 2001.
4. Jeong, H. J., Nahm, S. H., Jhang, K. Y. and Nam, Y. H., "Estimation of Fracture Toughness Degradation of High Temperature Materials by Nonlinear Acoustic Effects," J. Korean Soc, Nondest. Testing, Vol. 20, No. 5, pp. 424-430, 2000.
5. Kim, C. S., Kim, Y. H. and Kim, I. H., "Ultrasonic Linear and Nonlinear Parameters in Cyclically Deformed Cu and Cu-35Zn Alloy," Key Eng. Mater., Vol. 297-300, pp. 2134-2139, 2005.
6. Cantrell, J. H. and Yost, W. T., "Nonlinear ultrasonic

- characterization of fatigue microstructures," *Int. J. Fatigue*, Vol. 23, Supplement 1, pp. 487-490, 2001.
7. Cantrell, J. H. and Yost, W. T., "Determination of precipitate nucleation and growth rates from ultrasonic harmonic generation," *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 77, No. 13, pp. 1952-1954, 2000.
  8. Hurley, D. C., Balzar, D., Purtscher, P. T. and Hollman, K. W., "Nonlinear ultrasonic parameter in quenched martensitic steel," *J. Appl. Phys.*, Vol. 83, No. 9, pp. 4584-4588, 1998.
  9. Stahlkopf, K. E., Smith, R. E., Server, W. L. and Wullaert, R. A., "In Cracks and Fracture: STP 601," American Society for Testing and Materials, pp. 291-307, 1975.
  10. Jhang, K. Y., "Applications of nonlinear ultrasonics to the NDE of material degradation," *IEEE Trans. Ultrason. Ferroelectr. Freq. Control*, Vol. 47, No. 3, pp. 540-548, 2000.
  11. Gope, N., Chatterjee, A., Mukherjee, T. and Sarma, D. S., "Influence of Long-Term Aging and Superimposed Creep Stress on the Microstructure of 2.25Cr-1Mo Steel," *Metall. Trans.*, Vol. 24A, No. 2, pp. 315-326, 1993.
  12. Adbel-Latif, A. M., Corbett, J. M. and Taplin, D. M. R., "Analysis of Carbides Formed During Accelerated Aging of 2.25Cr-1Mo Steel," *Met. Sci.*, Vol. 16, No.2, pp. 90-96, 1982.
  13. Stevens, R. A. and Lonsdale, D., "Isolation, identification and quantification by X-ray diffraction of carbide phases in 2 1/4Cr-1 Mo steel," *J. Mater. Sci.*, Vol. 20, No. 10, pp. 3631-3638, 1985.
  14. Cheruvu, N. S., "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, No. 1, pp. 87-97, 1989.
  15. Qu, Z. and Kuo, K. H., "Embrittlement of 2.25CrMoV Steel Bolts After Long Exposure at 540 °C," *Metall. Trans.*, Vol. 12A, No. 7, pp. 1333-1337, 1981.
  16. Lukas, P. and Klesnil, M., "Cyclic stress-strain response and fatigue life of metals in low amplitude region," *Mater. Sci. Eng.*, Vol. 11, No. 6, pp. 345-356, 1973.
  17. Feltner, C. E. and Laird, C., "Cyclic stress-strain response of F.C.C. metals and alloys-II Dislocation structures and mechanisms," *Acta Metall.*, Vol. 15, No. 10, pp. 1633-1653, 1967.