

피로 균열 성장 지연에 대한 중성자 회절 응력 분석

서석호¹ · E-Wen Huang² · 우완측³ · 이수열^{1†}

¹충남대학교, ²국립교통대학교, ³한국원자력연구원

Internal Stress/Strain Analysis during Fatigue Crack Growth Retardation Using Neutron Diffraction

Sukho Seo¹, E-Wen Huang², Wanchuck Woo³ and Soo Yeol Lee^{1†}

¹Department of Materials Science and Engineering, Chungnam National University, Daejeon 34134, Republic of Korea

²Department of Materials Science and Engineering, National Chiao Tung University, Hsinchu, 300, Taiwan(R.O.C.)

³Neutron Science Division, Korea Atomic Energy Research Institute, Daejeon 34057, Republic of Korea

(Received April 30, 2018 : Revised June 10, 2018 : Accepted June 10, 2018)

Abstract Fatigue crack growth retardation of 304 L stainless steel is studied using a neutron diffraction method. Three orthogonal strain components (crack growth, crack opening, and through-thickness direction) are measured in the vicinity of the crack tip along the crack propagation direction. The residual strain profiles (1) at the mid-thickness and (2) at the 1.5 mm away from the mid-thickness of the compact tension (CT) specimen are compared. Residual lattice strains at the 1.5 mm location are slightly higher than at the mid-thickness. The CT specimen is deformed in situ under applied loads, thereby providing evolution of the internal stress fields around the crack tip. A tensile overload results in an increased magnitude of the compressive residual stress field. In the crack growth retardation, it is found that the stresses are dispersed in the crack-wake region, where the highest compressive residual stresses are measured. Our neutron diffraction mapping results reveal that the dominant mechanism is by interrupting the transfer of stress concentration at the crack tip.

Key words stainless steel, fatigue crack growth, retardation, stress field, neutron diffraction.

1. 서 론

잔류 응력은 재료에 존재하는 균열과 상호작용 함으로써 구조 재료의 예상치 못한 파괴를 일으키며, 재료의 수명에 직접적으로 영향을 끼친다고 알려진다. 그 중 유해 응력인 인장 잔류응력은 재료의 피로 저항성을 저하시켜 피로 균열의 성장 속도를 빠르게 한다고 알려지며,^{1,2)} 구조 재료로서 다양한 환경에서 많이 사용되는 스테인리스 강에서 응력 부식 균열을 일으키는 주요한 원인이다.^{3,4)} 하지만 이와는 반대로 압축 잔류응력은 재료의 피로 강도를 향상시킴으로써 피로 균열의 전파를 억제하여 피로 수명을 향상시키는 이로인 응력으로 작용하게

된다. 따라서, 압축 잔류응력은 구조 재료의 예상치 못한 피로 파괴를 방지하는데 효과적이다. 이와 같은 관점에서 압축 잔류응력을 형성시킨다고 알려진 인장 오버로드의 피로균열 성장 지연 효과를 이해 하기 위한 많은 연구들이 수행 되어 왔다.⁵⁻⁸⁾ 일반적인 정적 피로 환경 중에 개입된 오버로드는 피로균열 끝단에 압축 잔류응력을 형성시키고 이는 피로균열성장 속도를 늦춰 주는데 영향을 주기 때문에 피로 수명을 향상시킨다고 보고되었다.^{9,10)} 따라서 피로균열성장 시에 형성되는 잔류응력 및 응력발전 거동을 정량적으로 측정할 필요가 있으며, 시편의 두께 방향에서 잔류응력이 어떻게 분포가 되어져 있는지에 대한 분석이 필요하다.

[†]Corresponding author

E-Mail : sylee2012@cnu.ac.kr (S.Y. Lee, Chungnam Nat'l Univ.)

© Materials Research Society of Korea, All rights reserved.

This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0>) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

재료의 잔류응력을 측정하기 쉬운 접근 방법으로는 x 선 회절을 이용하는 것이다.¹¹⁻¹⁵⁾ X선은 재료를 구성하는 원자들을 둘러싸고 있는 전자들과 간섭을 일으키며 금속재료 내부로의 침투율이 높지 않기 때문에 주로 표면의 응력 분석 방법으로 널리 쓰이고 있다. 최근 침투율이 향상된 고에너지 방사광 x선도 많이 사용되고 있으며 주로 2축 방향의 잔류 변형율로부터 응력을 도출하기 때문에 재료의 두께 방향으로의 정보를 얻지 못하는 한계가 있다. 이에 비해 중성자빔은 전자가 아닌 원자핵과 간섭을 일으키기 때문에 투과율이 높아 소재 내부로 깊게 투과할 수 있어 소재 내부의 정보를 얻을 수 있으며, Plane strain 가정 없이 3축 방향의 잔류 변형률을 직접적으로 측정 가능하다.

이전 연구에서는 피로 균열된 단상 오스테나이트 스테인리스 강을 이용하여 중성자 회절법으로 균열 끝단의 잔류응력 분포 및 응력 변화 거동을 측정하였다.¹⁶⁻¹⁸⁾ 본 연구에서는 스테인리스 강에서 피로균열 도중에 오버로드를 부과시킨 후에 나타나는 피로 균열 지연 현상을 이해하고자 정적 하중 환경에 노출된 시편과 오버로드에 노출된 시편의 내부 균열 끝단에서의 잔류 응력 및 내부 응력 발전 거동을 실시간으로 측정하여 이를 비교·분석 하였다.

2. 실험 방법

2.1 실험 재료

스테인리스 304 L은 300계 스테인리스 합금 계열로 탄소강에 비하여 내식성과 성형성이 우수하다는 특징이 있어 일상에서 흔히 사용되며 산업용 구조 재료로도 널리 사용되어지고 있다. 본 연구에서는 피로균열 성장 시 오버로드 효과의 관찰 및 응력분포 측정을 위하여 단상의 면심 입방 구조(FCC)를 이루고 있는 스테인리스 304 L compact tension(CT) 시편을 ASTM standard E647-99에 따라 제작하고, 피로균열 성장 실험을 진행하였다.¹⁹⁾ 스테인리스 304 L의 CT시편은 아래 Fig. 1을 통하여 확인할 수 있으며, 화학적 조성은 Table 1에 보여진다.

2.2 피로 실험 조건

스테인리스 304 L CT시편에 Servo-hydraulic mechanical test machine(MTS)을 사용하여 1.27 mm의 초기 균열을 제작한 후 피로균열 성장 실험을 진행하였다. 첫번째는 정적 피로 시험으로써(Fig. 2의 Case 1참고), 최대 하중

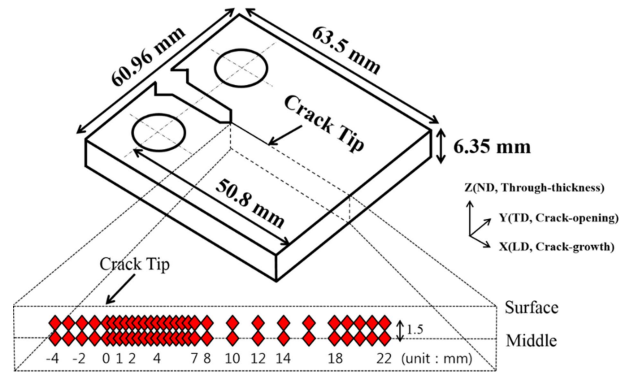


Fig. 1. Geometry of CT specimen manufactured according to ASTM standard E647-99. The locations in the middle of and at the 1.5 mm away from the middle of the CT specimen were examined by neutron diffraction.

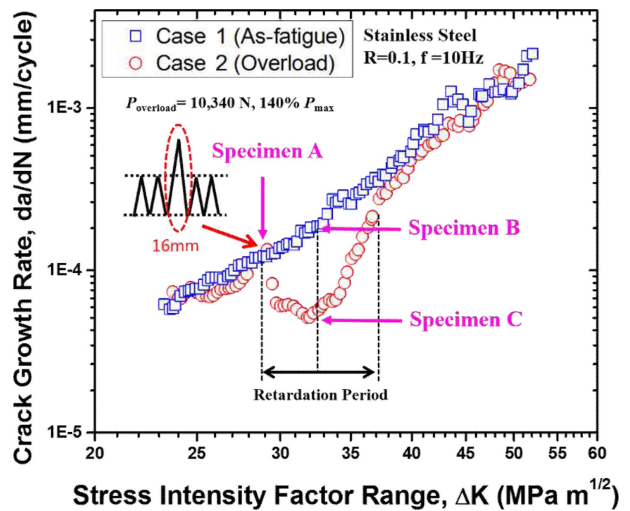


Fig. 2. The fatigue crack growth rate change during steady-state fatigue loading(Case 1) and a tensile overload condition(Case 2).

($P_{max} = 7,400$ N), 최소 하중($P_{min} = 740$ N), 주파수 = 10 Hz를 사용하여 피로 균열 성장 실험을 시험편이 파단 될 때까지 진행하였다. 두번째는 오버로드 실험으로서(Fig. 2의 Case 2참고), 정적 피로시험 중 균열길이가 16 mm ($\Delta K = 29 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)에 도달 하였을때 최대 하중의 140%인 오버로드 10,340 N가 한 차례 부과된 후, 정적 피로와 같은 하중을 시험편이 파단될 때까지 부과하였다. 균열 길이는 균열 개구 변위 측정기(Crack opening displacement gauge)를 사용하여 측정하였다.

Table 1. Chemical composition of stainless steel 304 L (wt.%).

Element	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	N	Fe
wt.%	0.03	2	0.045	0.03	0.75	18-20	8-12	0.1	bal.

2.3 중성자 회절 시편 제작

중성자 회절을 위한 시편은 총 3개의 시편이 제작되었으며 제작 위치는 다음과 같다(Fig. 2). Case 1 조건에서 시편 A는 $\Delta K = 29 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 이고 피로균열 길이가 16 mm인 위치에서 제작되었으며, Case 2 조건인 시편 C는 오버로드 부과 후 균열 성장 속도가 가장 낮게 나타나는 지점인 $\Delta K = 32 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (피로균열 길이 18 mm)인 구간에서 제작되었다. 시편 B는 오버로드가 부과된 시편 C와의 응력 변화 비교를 위하여 $\Delta K = 32 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 인 같은 피로균열 길이 18 mm를 갖는 Case 1 조건으로 제작되었다. 요약하면, Case 1 조건에서 균열길이가 16 mm인 시편 A와 균열길이가 18 mm인 시편 B를 제작하였고, Case 2 조건에서 시편 B와의 비교를 위한 시편 C를 제작하였다.

2.4 중성자 회절 실험

중성자는 투과율이 좋아 금속재료의 내부 응력을 정량적으로 측정할 수 있는 장점이 있다. 본 연구에서는 중성자회절을 이용하여 스테인리스 강의 재료 내부의 변형률과 응력을 정량적으로 측정하였다. 중성자 회절 실험은 한국원자력연구원 내에 있는 연구용 원자로인 하나로(HANARO)를 이용하였으며, 하나로의 잔류응력 측정기기(residual stress instrument, RSI)를 사용하였다. Fig. 3은 중성자 실험 셋업을 보여주며, 산란부피(scattering volume) $1 \times 1 \times 1 \text{ mm}^3$ 를 사용하여 균열 끝단 주변을 위치별로 변형률을 측정하였다. 측정에 사용된 회절 픽은 FCC에서 결정립 방위의 영향이 가장 적다고 알려진

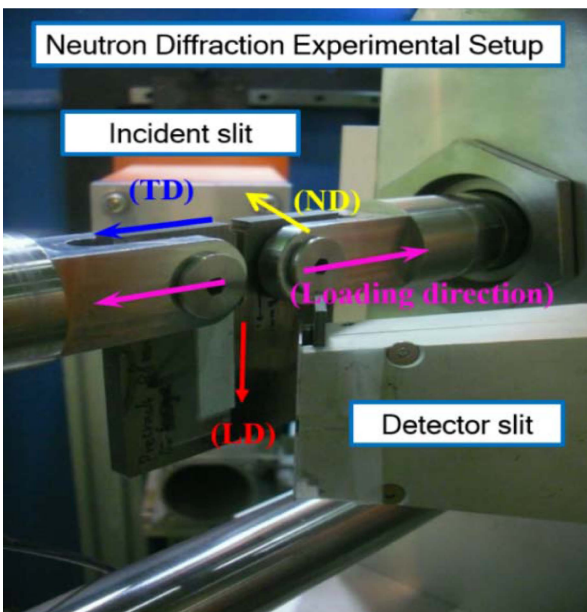


Fig. 3. Neutron diffraction experimental setup of 304 L stainless CT specimen.

{311}을 사용하여 격자 변형률을 측정하였다.²⁰⁾

단과장의 중성자 측정은 각각의 시편의 중간 부분과 표면 부분(Middle + 1.5 mm)에서 이루어졌으며, 균열의 끝단(Crack tip)으로부터 거리에 따라 -4 mm부터 22 mm까지 측정되었다. 중성자 측정 위치는 Fig. 1을 통하여 확인할 수 있으며 각 위치별 3축 방향[균열의 성장방향(LD), 균열의 열림방향(TD), 시편의 두께방향(Through-thickness direction(ND))]을 모두 측정하여 격자 변형률을 구하였다. 또한 외부의 하중이(0.01P, 0.5P, 1P) 부과되는 상태에서 마찬가지로 직교된 3축 방향의 변형률을 측정하였다. 변형률은 아래의 Eq. 1로부터 얻을 수 있다.

$$\varepsilon = (d - d_0) / d_0 = -\cot \alpha (\theta - \theta_0) \quad (1)$$

여기서 Eq. 1의 구성요소인 d 는 외부 응력이 부과되었을 때 측정된 면간거리이며 d_0 는 응력이 걸려있지 않은 stress-free 상태의 면간거리이다. α 와 θ_0 는 각각 외부 응력이 부과되었을 때와 stress-free 상태에서 측정된 회절각을 의미한다.

$$\sigma_i = \frac{E}{1+\nu} \left[\varepsilon_i + \frac{\nu}{1-2\nu} (\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z) \right] \quad (2)$$

Eq. 1을 통하여 직교된 3축 방향(LD, TD, ND)의 변형률을 얻은 후, Eq. 2에서 보여지는 general hooke's law를 이용하여 각각의 직교된 3축 방향의 응력 값을 도출하였다.

3. 결과 및 고찰

정적 피로균열과 오버로드에 따른 피로균열 성장 속도의 변화가 Fig. 2에 나타난다. Case 2를 보면 오버로드 직후($\Delta K = 29 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) 균열 속도가 점점 느려지다가 약 $\Delta K = 32 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 에서 최소가 되며, 그 이후 다시 점점 증가하여 정적 피로균열 속도로 회복 되는 것을 보여준다.

Fig. 4는 Fig. 2에서 보여지는 시편 A의 중간 부분과 표면 부분(Middle + 1.5 mm)의 균열의 성장방향(LD), 열림방향(TD) 그리고 두께방향(ND)의 균열 끝단 부근의 잔류 변형률 분포를 보여준다. 균열의 성장방향(LD)에서는 시편의 중간부분의 균열 끝단(0 mm)에서 $-350 \mu\varepsilon$ 의 압축 잔류 변형률이 측정되었으며, 균열 끝단의 앞 1 mm에서 $-550 \mu\varepsilon$ 의 가장 큰 압축 잔류 변형률이 관찰되었다. 반면 표면부분에서는 균열 끝단과 0.5 mm에서 대략 $-600 \mu\varepsilon$ 의 가장 큰 압축 잔류 변형률이 측정되었다. 두 위치를 비교 했을 때 시편의 중간 부분보다는 시편의 표면 부분에서 균열 끝단 부분의 압축 잔류 변형률이 약간 더 크게 형성 되는 것을 확인할 수 있었다.

Specimen A

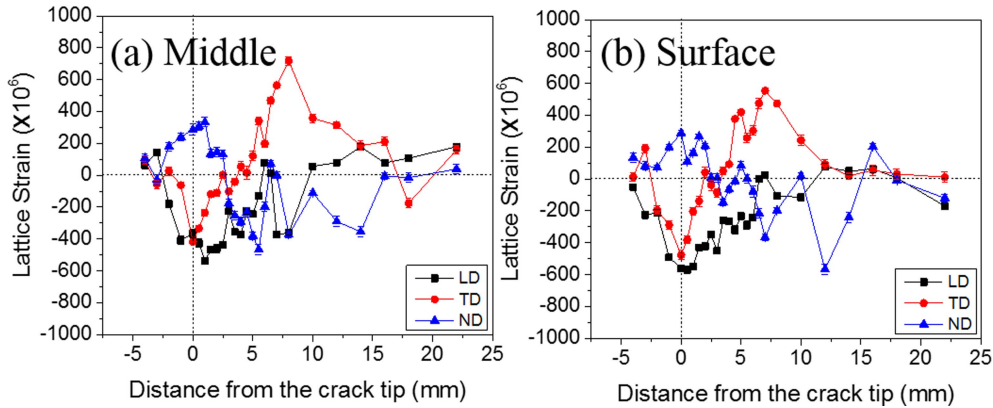


Fig. 4. The residual lattice strains of the three-orthogonal directions around the crack tip (a) in the middle of and (b) at 1.5 mm location from the middle of the specimen A.

균열의 열림방향(TD)에서는 우선, 시편의 중간 부분은 균열의 끝단 0 mm에서 $-400 \mu\epsilon$ 의 압축 잔류 변형률이 관찰된 반면 시편의 표면부분에서는 $100 \mu\epsilon$ 정도 더 큰 $-500 \mu\epsilon$ 의 압축 잔류 변형률이 관찰되었다. 또한, 두 위치 모두 균열의 끝단 앞 3~4 mm 부분을 지나며 압축 잔류 변형률에서 인장 잔류 변형률로 변화되는 경향성을 확인할 수 있었으며, 7~8 mm 부분에서 $700 \mu\epsilon$ 과 $550 \mu\epsilon$ 의 가장 큰 인장 잔류 변형률을 시편의 중간 부분과 표면 부분에서 각각 관찰할 수 있었다. 그 후 인장 잔류 변형률이 점차 감소되는 경향을 확인할 수 있었다.

시편의 두께방향(ND)에서는 이전의 두 방향(LD, TD)에서와는 다른 경향성을 살펴볼 수 있었다. 균열의 끝단(0 mm) 주변에서 압축 잔류 변형률이 아닌 인장 잔류 변형률이 관찰 되었다. 시편 중간 부분은 1 mm에서 $330 \mu\epsilon$ 인장 잔류 변형률이 관찰되었으며 시편 표면 부분에서는 1.5 mm에서 $250 \mu\epsilon$ 의 인장 잔류 변형률이 관찰되었다. 또한, 두 위치에서 모두 균열 끝단 앞 3 mm 부분을 지나며 인장 잔류 변형률이 감소하며 압축 잔류 변형률로 변화되는 경향성을 확인할 수 있었다.

균열의 끝단 주변 직교 된 세 방향에서 압축 잔류 변형률이 가장 크게 측정된 부분과 인장 잔류 변형률이 가장 크게 측정된 부분을 비교해 보면, 압축 잔류 변형률이 가장 크게 측정된 부분은 시편의 표면쪽 부분에서 관찰 되었고, 인장 잔류 변형률이 가장 크게 측정된 부분은 시편의 표면쪽 부분이 아닌 중간부분에서 관찰되었다.

다음으로 Fig. 2에서 확인할 수 있듯이, 정적 하중 환경에 노출된 조건과 오버로드가 개입된 조건에서 두 조건 사이의 균열 성장 속도가 가장 크게 차이가 나는 균열길이 $18 \text{ mm} (\Delta K = 32 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2})$ 위치에서, 중성자를 사용하여 정적 하중 환경에 노출된 시편 B와 한 차례의

오버로드가 개입된 시편 C의 3축 방향(LD, TD, ND)에서의 응력 분포(0.01P)와 외부 하중(0.5P, 1P)이 부과되는 상태에서의 응력의 변화 거동을 시편의 중간 부분에서 실시간으로 살펴보았다.

Fig. 5(a)와 (b)는 시편 B와 C의 균열 성장방향(LD)에서 응력의 변화 거동을 보여준다. 우선, 외부 하중이 거의 부과되지 않은(0.01P) 상태에서 응력을 비교해 보면, 균열의 끝단 부분에서 시편 B보다 시편 C에서 압축 응력이 더 크게 형성 되어 있는 것을 확인할 수 있다. 시편 B에서는 균열의 끝단 앞 1 mm에서 -170 MPa 의 가장 큰 압축 잔류응력이 측정되었지만, 시편 C에서는 이미 균열이 지나온 균열 끝단 뒤 -1 mm 에서 -210 MPa 의 가장 큰 압축 잔류응력이 관찰되었다. 또한, 0.5P의 외부 하중이 부과된 상태에서도 시편 B에서는 대체적으로 인장 응력이 관찰되지만, 시편 C에서는 -0.5 mm 와 1 mm 위치에서 -220 MPa 그리고 -160 MPa 의 압축 응력이 각각 형성되어 있는 것을 관찰할 수 있다. 다음으로 외부 하중이 0.01P부터 1P까지 변화 됨에 따라서 응력의 변화 거동을 살펴보면 시편 B에서는 균열의 진행 방향에서 응력의 변화가 크게 관찰되지만 이와는 대조적으로 시편 C에서는 이미 균열이 지나온 부분 $-2 \sim 0 \text{ mm}$ 위치에서 응력의 변화가 크게 나타나는 것을 관찰할 수 있었다.

다음으로 Fig. 5(c)와 (d)는 균열의 열림방향(TD)에서 시편의 중간 부분과 표면쪽에서의 응력 변화 거동을 보여준다. 이전 균열의 성장방향(LD)에서와 마찬가지로 외부 하중이 거의 부과되지 않은 상태에서 잔류 응력의 분포를 살펴보면, 시편 B는 균열의 끝단에서 균열의 진행 방향 $0.5 \sim 1 \text{ mm}$ 위치에서 -180 MPa 의 가장 큰 압축 잔류응력이 관찰 되었지만 시편 C에서는 이미 균열이 지

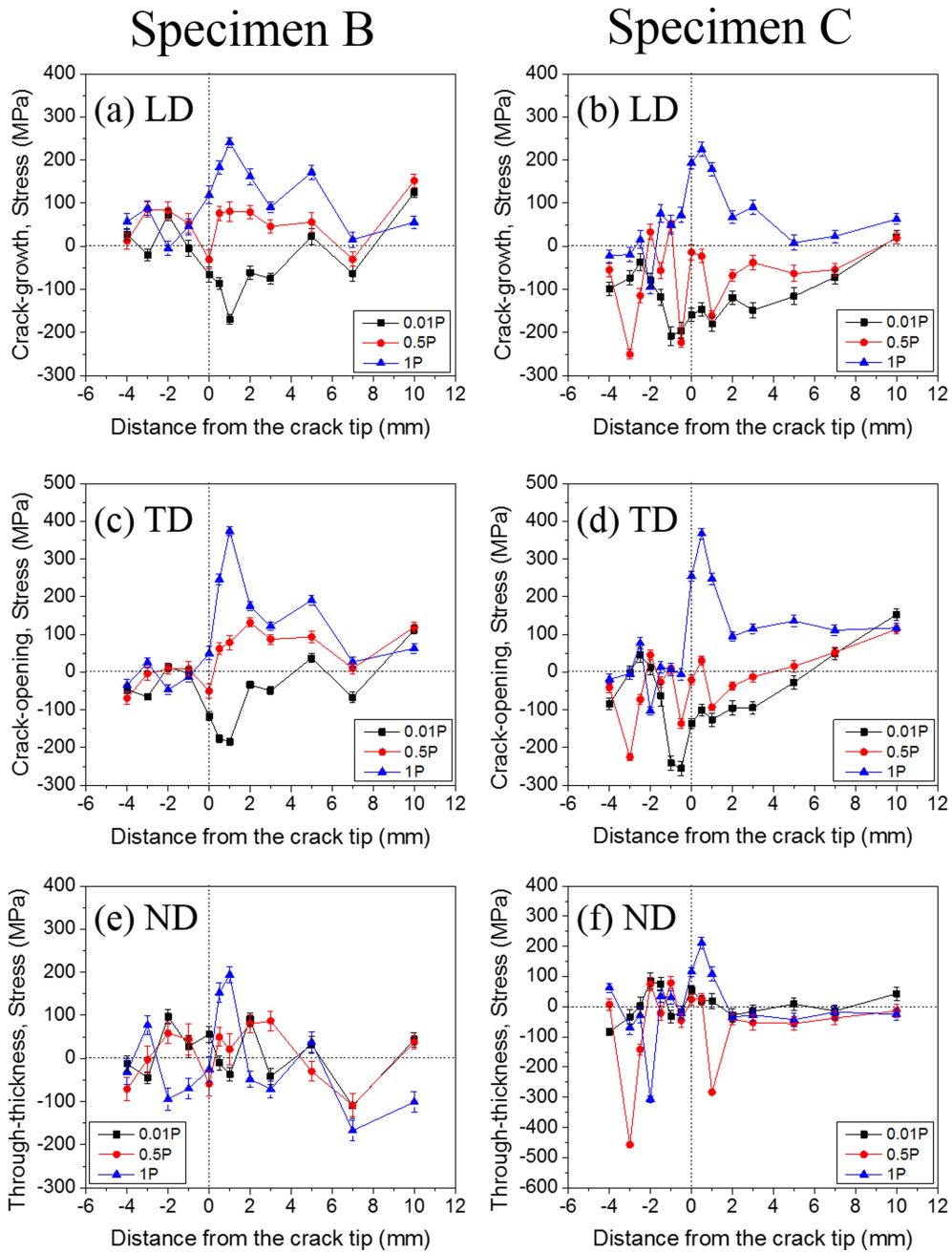


Fig. 5. Internal stress evolution during tensile loading as a function of distance from the crack tip in specimens B [16] and C.

나온 $-2\sim 0$ mm 위치에서 -250 MPa의 가장 큰 압축 잔류응력이 관찰되었다. 또한, 외부 하중이 0.5P만큼 부과된 상태를 살펴보면 시편 C는 시편 B에서 보다 균열이 이미 지나온 -3 mm부터 -0.5 mm 위치에서 -220 MPa 과 -130 MPa의 큰 압축 응력이 관찰되었으며 균열의 진행방향 1 mm에서도 -100 MPa의 큰 압축 응력이 형성되어 있었다. 외부 하중이 1P까지 변화 됨에 따라서 응력의 변화 거동을 살펴보면, 시편 B에서는 이미 균열이 지나온 위치 보다는 균열의 끝단 0 mm에서 진행방향에

위치한 1 mm부터 5 mm까지 응력이 크게 변화하는 경향성을 살펴볼 수 있었다. 하지만 시편 C에서는 시편 B와 마찬가지로 균열의 진행방향 1 mm 위치에서 응력의 변화가 가장 크게 관찰 되었으나 이미 균열이 지나온 부분 $-2\sim 0$ mm 위치에서도 200 MPa 정도의 큰 응력의 변화를 살펴볼 수 있었다.

마지막으로 Fig. 5(e)와 (f)는 시편의 두께방향(ND)에서의 응력 변화 거동을 보여준다. ND방향의 응력분포는 이전의 두 방향(LD, TD)과는 다른 경향성을 살펴볼 수

있다. 이전의 두 방향에서는 외부 하중이 증가함에 따라서 내부의 응력도 증가하는 경향성을 살펴볼 수 있었지만 시편 두께방향(ND)에서는 압축 응력과 인장 응력이 반복적으로 나타나는 경향성을 두 시편 B와 C에서 모두 관찰할 수 있었다.

일반적인 정적 하중 환경에 노출되어 피로균열이 성장된 시편 B와 한차례의 오버로드에 노출된 시편 C에서 균열의 성장방향(LD)과 균열의 열림방향(TD)에서의 실시간 응력 변화 거동은 크게 차이가 나타났다. 우선, 정적 하중 환경에 노출된 시편 B에서는 외부 하중이 거의 없는 상태(0.01P)에서 균열 끝단 부분에서의 압축 잔류응력이 시편 C보다 작게 나타나는 것을 관찰할 수 있었으며, 외부 하중이 점차 부과 됨에 따라서 그 응력의 전달이 균열의 진행 방향으로 집중 되었다는 것을 균열 진행방향의 응력 변화 거동으로부터 확인할 수 있었다. 하지만 오버로드가 부과된 시편 C에서는 외부 하중이 거의 없는 상태(0.01P)에서 균열 끝단 부분의 압축 잔류응력의 크기가 시편 B보다 훨씬 더 컸으며, 외부 하중이 점차 부과 됨에 따라 그 힘의 전달이 균열의 진행방향으로도 전달이 되었지만 이미 균열이 지나온 부분(-2~0 mm)으로도 응력이 전달됨을 확인할 수 있었고, 이를 통해 외부 하중에 의한 그 응력의 집중이 균열의 진행 방향 외로 분산되어지는 것을 알 수 있었다. 또한, 그 응력 변화의 집중 위치가 -2~0 mm에서 나타났다는 점으로 볼 때, 오버로드 효과의 결과로써 생각되어진다. Fig. 2에서 확인할 수 있듯이 Case 2의 시편 C는 피로균열 길이가 18 mm로써 2 mm전인 16 mm에서 오버로드가 부과 되었다. 따라서 오버로드에 의한 영향으로 인하여 응력 집중이 분산되는 효과가 시편 C에서 나타난 것으로 보여진다.

지금까지의 결과를 살펴볼 때 오버로드를 받으면 피로 균열 끝단에 압축 잔류응력이 크게 생성된다는 것을 알 수 있었다. 또한 일반적인 피로 환경에 노출된 시편은 외부 하중이 작용함에 따라 대부분의 응력이 균열의 진행방향으로 전달되는 것을 확인할 수 있었고, 오버로드가 개입된 시편에서는 외부 하중에 의한 응력의 전달이 압축응력을 크게 받고있는 균열이 지나온 방향으로도 집중되어 분산되어지는 것을 확인할 수 있었다. 따라서 오버로드가 개입된 조건에서는 균열 성장의 구동력이 일반적인 환경에서 성장된 조건보다 작아지게 되어 균열의 성장 속도가 더디게 진행 되는 현상이 나타나는 것으로 생각된다.

4. 결 론

본 연구에서는 중성자 회절을 이용하여 재료 내부의 변

형률과 응력의 변화 거동을 실시간으로 살펴보았다. 우선, 피로 균열 성장된 재료에서 균열 끝단 주변의 내부와 표면쪽에서 잔류 변형률의 분포를 중성자 회절을 이용하여 측정하였고, 오버로드에 의하여 나타나는 균열 지연 현상을 이해하고자 정적 하중 환경에 노출된 시편과의 내부 응력의 변화를 비교하였다. 얻어진 결과는 다음과 같다.

1) 정적 피로 환경 조건에 노출된 시편 A를 살펴보면, 균열의 성장방향(LD)과 열림방향(TD)으로 압축 잔류 변형률이 균열 끝단(0 mm)에 형성되어 있는 것을 관찰할 수 있었다. 또한, 시편의 중간보다 표면에서 압축 잔류 변형률이 조금 더 크게 형성된 것을 확인할 수 있었다. 두께방향(ND)에서는 균열 끝단부분에서 인장 잔류 변형률이 형성되어 있었으며 표면보다는 중간에서 더 큰 인장 잔류 변형률이 관찰되었다.

2) 외부 하중 변화에 따른 시편 B와 C의 내부 응력 변화를 실시간으로 살펴본 결과, 균열 성장방향(LD)과 열림방향(TD)에서는 외부 하중이 증가 함에 따라 내부의 응력도 함께 증가하는 것이 관찰되었다. 하지만 외부 하중에 따른 응력 전달의 집중 위치에 있어서 차이가 있음이 확인되었다. 시편 B에서는 응력이 주로 균열 앞쪽의 진행방향으로 전달 된다는 것을 알 수 있었고, 시편 C에서는 균열이 지나간 위치에도 응력이 전달되는 것으로 보아 균열 진행방향으로의 균열 성장 구동력이 작아져서 이로인해 균열 성장 속도가 더디게 나타나는 것으로 생각된다.

Acknowledgement

This work was supported by a research fund of the Chungnam National University.

References

1. J. D. Almer, J. B. Cohen and R. A. Winholtz, *Metall. Mater. Trans. A*, **29**, 2127 (1998).
2. P. J. Withers and H. K. D. H. Bhadeshia, *Mater. Sci. Technol.*, **17**, 355 (2001).
3. D. J. Hornbach, and P. S. Prev y, *J. Press. Vessel Technol.*, **124**, 359 (2002).
4. S. Xu, C. Wang and W. Wang, *Eng. Fail. Anal.*, **51**, 1 (2015).
5. A. Steuwer, M. Rahman, A. Shterenlikht, M. E. Fitzpatrick, L. Edwards and P. J. Withers, *Acta Mater.*, **58**, 4039 (2010).
6. S. Y. Lee, P. K. Liaw, H. Choo and R. B. Rogge, *Acta Mater.*, **59**, 485 (2011).
7. S. Y. Lee, H. Choo, P. K. Liaw, K. An and C. R.

- Hubbard, *Acta Mater.*, **59**, 495 (2011).
8. R. Barabash, Y. Gao, Y. Sun, S. Y. Lee, H. Choo, P. K. Liaw, D. W. Brown and G. E. Ice, *Philos. Mag. Lett.*, **88**, 553 (2008).
 9. A. J. McEvily, S. Ishihara and Y. Mutho, *Int. J. Fatigue*, **26**, 1311 (2004).
 10. G. Wheatley, X. Z. Hu, and Y. Estrin, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, **22**, 1041 (1999).
 11. I. Nikitin and M. Besel, *Mater. Sci. Eng., A*, **491**, 297 (2008).
 12. P. Lopez-Crespo, P. J. Withers, F. Yusof, H. Dai, A. Steuwer, J. F. Kelleher and T. Buslaps, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, **36**, 75 (2013).
 13. G. Hinds, L. Wickström, K. Mingard and A. Turnbull, *Corros. Sci.*, **71**, 43 (2013).
 14. P. Lopez-Crespo, A. Steuwer, T. Buslaps, Y. H. Tai, A. Lopez-Moreno, J. R. Yates and P. J. Withers, *Int. J. Fatigue*, **71**, 11 (2015).
 15. M. Croft, V. Shukla, N. M. Jisrawi, Z. Zhong, R. K. Sadangi, R. L. Holtz, P. S. Pao, K. Horvath, K. Sadananda, A. Ignatov, J. Skaritka and T. Tsakalakos, *Int. J. Fatigue*, **31**, 1669 (2009).
 16. E. W. Huang, S. Y. Lee, W. Woo and K. W. Lee, *Metall. Mater. Trans. A*, **43**, 2785 (2012).
 17. G. Choi, M. H. Lee, E. W. Huang, W. Woo and S. Y. Lee, *Korean J. Mater. Res.*, **25**, 690 (2015).
 18. S. Seo, E. W. Huang, W. Woo and S. Y. Lee, *Int. J. Fatigue*, **104**, 408 (2017).
 19. American Society for Testing and Materials (ASTM). Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack-Growth Rates; ASTM Standard E647-99; American Society for Testing Materials: West Conshohocken, PA, USA, 591 (2000).
 20. J. W. L. Pang, T. M. Holden and T. E. Mason, *Acta Mater.*, **46**, 1503 (1998).