



공 학 석 사 학 위 논 문

음향방출을 이용한 수소 유기 균열

환경에서 초고강도강(HV670)의

하한계응력확대계수의 결정



재료공학과

이 기 식

공 학 석 사 학 위 논 문

음향방출을 이용한 수소 유기 균열 환경에서 초고강도강(HV670)의

하한계응력확대계수의 결정

지도교수 남 기 우

이 논문을 공학석사 학위논문으로 제출함

2020년 8월

부경대학교 산업대학원

재료공학과

이기식

이 논문을 이기식의 공학석사 학위논문을 인준함

2020년 7월



목 차

Abstract

- 2. 재료 및 실험방법
 3

 2.1 재료 및 시험편
 3

 2.2 실험 방법
 5
- 3. 결과 및 고찰 7 3.1 $K_c = 8.11 MPa \sqrt{m}, K_a = 5.56 MPa \sqrt{m}$ 의 균열 진전 …… 7
 - $3.2 \ K_c = 3.02 \ MPa \sqrt{m}, \ K_a = 2.07 \ MPa \sqrt{m}$ 의 균열 진전 …… 14
 - 3.3 $K_c = 2.86 \ MPa \sqrt{m}$, $K_a = 1.96 \ MPa \sqrt{m}$ 의 균열 진전 …… 21

CH 94

- 4. 결론 ~~~~~ 29
- References 30

Determination of Threshold Stress Intensity Factor(K_{IHAC}) of Ultra-High Strength Steel (HV670) in Hydrogen-Assisted Cracking(HAC) Environments using Acoustic Emission

Department of Materials Science and Engineering Ki-Sik Lee Directed by Professor Ki-Woo Nam

In this study, elastic wave generated from HAC of SKD11 (HV670) specimen was detected and frequency characteristics by hydrogen aggregation and crack propagation were analyzed by time-frequency analysis method using LabVIEW. Low frequency bands below 40 kHZ and high frequency bands above 60 kHz were detected. Low frequencies below 40 kHZ are due to hydrogen agglomeration and corrosion, and high frequencies above 60 kHz are due to HAC. The crack propagation of the specimen was observed from the cumulative elastic wave and the fracture surface, and KIHAC was determined. This result is to provide basic monitoring of a structures data for the generating а Hydrogen-Assisted Cracking and can be predict the HAC behavior of UHSS. That is, the surface is $K_{IHAG} = 2.86 MPa \sqrt{m}$, and the depth is $K_{IHACa} = 1.96 MPa \sqrt{m}$.

1. 서 론

발전 플랜트, 연근해 구조물 및 수소 동력 차량의 압력용기 또는 파이프와 같은 금속 구성 요소는 사용 동안 활동성 수소 분위기에 노출될 때, 기계적 특성이 저하되는 수소 취화 현상이 발생한 다.[1-5] 구조물이 수소 분위기 또는 산성 물질에 노출과 기계적 부하가 작용하면, 수소 침입과 미세 구조의 상호 작용으로 고장의 위험이 증가할 수 있다. 이와 같은 수소 취화에 의한 수소 유기 균열(HAC)은 초 고강도강 (Ultra high strength steel; UHSS)에 발생 하기 쉽다.[6-15] 수소 유기 균열 (HAC)은 하한계응력확대계수(Kth) 이하에서 관찰되지 않으며,[15] Kth 이상의 응력확대계수(K)에서 균 열성장률 (da/dt)을 나타낸다. 수소 손상은 결합 강도 감소 또는 수 소 가소성 상호 작용에 의하여 발생한다. [6,7,16-20] Kth와 Stage II 는 강 민감도 및 많은 변수의 영향을 받는다.[6,15,21] 변수는 미세 구조 특징, 균열 선단 정수압 응력 및 프로세스 존에 축적된 수소 의 양이다.[7,15] 수소 농도에 대하여, 항복 강도가 증가함에 따라 Kn는 감소하고, Stage II 속도는 증가한다.[12,15] 고강도강 AISI 4340은 입계 HAC에 영향을 받기 쉬우며, 입계에서 불순물 분리는 수소와 상호 작용하여 경계의 응집력을 낮춘다. 따라서 Kth는 수소 가 없는 평면 변형 파괴 인성 Kic보다 훨씬 낮다.[7,8,10,12]

HAC의 이론은 40년대 Zapfe and Sims에 의하여 압력 이론을 도 입한 후, 기계적 하중과 특정 금속의 수소 농도에서 금속 구조물 의 소상을 설명하기 위한 다양한 메커니즘과 이론이 제안되었 다.[22-26] 그러나 HAC 분위기에서 균열 발생 및 진전에 따른 탄 성파 특성과 하한계응력확대계수에 대한 연구는 필요하다.

본 연구는 아세트산 0.057M의 수용액에서 하중을 다르게 적용하 여, 초고강도강(SKD11: HV670)의 수소 유기 균열에 대한 하한계응 력확대계수(K_{HAC})를 구하는 것이다. 또한, 시험편은 균열부에서 발생 하는 탄성파를 검출하고, LabVIEW를 활용한 시간-주파수 해석법으 로 수소 응집 및 균열 진전에 의한 주파수 특성을 분석하였다. 누적 탄성파와 파단면으로부터 시험편의 균열 진전 상태를 관찰하고, K_{HAC}를 결정하였다. 이 결과는 수소 유기 균열을 발생시키는 구조 물의 모니터링에 기초 자료를 제공하고, UHSS의 HAC 거동을 예측 할 수 있도록 한다.

2. 재료 및 실험방법

2.1 재료 및 시험편

본 연구에 사용 재료는 냉간금형용장 SKD11으로, HAC 실험에 사 용하기 위한 UHSS를 얻기 위하여 열처리를 실시하였다. 열처리 조건 은 1,036 ℃에서 2시간 퀜칭, 180 ℃에서 템퍼링하였다. 열처리로 얻 어진 UHSS의 비커스경도(HV)는 670이다. SKD11의 화학성분은 Table. 1에 나타내었다. HAC 실험은 Fig. 1과 같은 시험편을 사용하였다.

시험편의 슬릿(slit)은 방전가공(Electric discharge machining; EDM) 에 의하여 폭 10mm의 중앙에 도입하였다. 본 연구에 사용한 시험편 의 반원형 슬릿은 2c=1.4mm, a=0.7mm로 균열종횡비(a/c)=1.0으로 하 였다. 시험편의 자유단에 부하하는 정하중은 Newman-Raju 식을 이 용하여, 슬릿 표면(c)과 깊이(a)의 Kc, Ka를 결정하였다.

W ZTH 21 M



Table 1 Compositions of SKD11 investigated in the present work

Fig. 1 Ultra high strength steel Specimen.

2.2. 실험 방법

HAC실험의 수용액은 아세트산 0.057M을 사용하였다.

탄성파 신호의 파형과 주파수 특성을 검출하기 위한 장비는 최대 8채널까지 지원되는 NI PXIe SYSTEM을 사용하였다. 장비는 발생하 는 모든 탄성파형을 디지털화시켜 저장한다. 탄성파의 검출 smapling rate는 1MHz이고, 샘플링 크기는 4096개이다. 탄성파 검출 센서는 넓은 범위의 주파수 응답 특성을 가지는 광대역 센서 1MHz이며, 28dB 전치증폭기를 거쳐 검출하였다. 센서는 접촉매질을 바르고 시 험편에 고정하였다. 검출된 탄성파 신호는 LabVIEW를 사용하여 시 간-주파수 분석을 실시하였다. Fig. 2는 실험 장치의 개략도를 나타 낸다. 실험 종료 후에 시험편의 단면은 SEM을 이용하여 관찰하였다.



Fig. 2 Schematic diagram of the experimental apparatus.

of J

3. 결과 및 고찰

3.1. $K_c = 8.11 \ MPa \sqrt{m}$, $K_a = 5.56 \ MPa \sqrt{m}$ 의 경우

Fig. 3과 4는 표면균열의 응력확대계수가 $K_c = 8.11 MPa \sqrt{m}$, $K_a = 5.56 MPa \sqrt{m}$ 이 되는 응력이 작용한 경우에서 얻어진 파형, 주파수 스펙트럼 및 시간-주파수 해석의 결과를 나타낸다. 이것은 이다. Fig. 3은 27시간, Fig. 4는 430시간에서 얻어진 결과이다. 각 그림에서 (a)는 파형(Waveform), (b)는 주파수 스펙트럼(Power spectrum), (c)는 시간-주파수 해석(Time-frequency analysis)을 나 타낸다.



Fig. 3 AE signal detected from 27 hours of $K_c = 8.11 MPa \sqrt{m}$, $K_a = 5.56 MPa \sqrt{m}$. (a) Waveform, (b) Power spectrum, (c) Time-frequency analysis



Fig. 4 AE signal detected from 430 hours of $K_c = 8.11 MPa \sqrt{m}$, $K_a = 5.56 MPa \sqrt{m}$. (a) Waveform, (b) Power spectrum, (c) Time-frequency analysis

Fig. 5는 실험에서 얻어진 탄성파의 누적과 Fig. 3과 4와 같은 그 림에서 얻어진 탁월주파수를 시간에 대하여 나타내었다. 탄성파는 약 0~21시간, 74~138시간 및 263~310시간에서 신호 검출이 없 었다. 이 시간은 슬릿 선단에 수소가 응집하는 시간으로 판단된다. 탄성파는 21~74시간, 138~263시간 및 310~430시간에 신호가 검 출되었다. 이시간은 수소 응집에 의하여 HAC가 발생 및 진전하는 구간이다. 탄성파는 21~74시간에서 부식 및 HAC에 의한 신호가 많이 발생하였다. 이것은 슬릿에 큰 응력이 작용하여, HAC에 의한 균열 발생이 원인으로 Fig, 5에서 확인할 수 있다. 탄성파의 탁월 주파수는 부식에 의한 약 30~43kHz의 낮은 주파수 대역 f(1)과 균 열 발생 및 진전에 의한 약 59~150kHz의 높은 주파수 대역 f(2)에 서 검출되었다.



Fig. 5 Relationship of cumulative counts, dominant frequency for test time of $K_c = 8.11 \text{ MPa} \sqrt{m}$, $K_a = 5.56 \text{ MPa} \sqrt{m}$.

O

Fig. 6은 실험 후 파단면의 SEM 사진이다. (a)는 방전가공 슬릿 (slit) 부분을 나타낸다. (b)~(d)는 HAC가 나타난 슬릿 선단 부분이 다. 슬릿 선단 부분은 약간의 부식과 작용 응력에 의하여 HAC의 군열이 진전한 것으로 판단되었다. HAC 부분은 (b)(c)의 확대 그림 으로 나타내듯이, 계면이 취화되어 결정립이 선명하게 관찰되며, 일부에서는 단면에 균열이 관찰되었다. 특히, (c)는 슬릿에서 표면 방향(↓)으로 균열이 진전한 것을 알 수 있다. 이것은 응력이 작용 한 21~74시간에 탄성파가 많이 발생한 것이라 판단된다. 이와 같 이 약 40kHz 전후의 주파수대역은 부식에 의한 탁월주파수이고, 약 60kHz 이상의 주파수대역은 균열 발생 및 진전에 의한 탁월주 파수로 판단된다.



Fig. 6 SEM image from $K_c = 8.11 MPa \sqrt{m}$, $K_a = 5.56 MPa \sqrt{m}$. (a) EDM slit, (b)~(d) Slit-tip part.

3.2. $K_c = 3.02 \ MPa \sqrt{m}$, $K_a = 2.07 \ MPa \sqrt{m}$ 의 경우

Fig. 7과 8은 표면균열의 응력확대계수가 각각 $K_c = 3.02 MPa \sqrt{m}$, $K_a = 2.07 MPa \sqrt{m}$ 가 되는 응력이 작용한 경우에서 얻어진 파형, 주파수 스펙트럼 및 시간-주파수 해석의 결과를 나타낸다. Fig. 7 은 43시간, Fig. 8은 203시간에서 얻어진 결과이다. 각 그림에서 (a)는 파형(Waveform), (b)는 주파수 스펙트럼(Power spectrum), (c) 는 시간-주파수 해석(Time-frequency analysis)을 나타낸다.





Fig. 7 AE signal detected from 21 hours of $K_c = 3.02 MPa \sqrt{m}$, $K_a = 2.07 MPa \sqrt{m}$. (a) Waveform, (b) Power spectrum, (c) Time-frequency analysis.



Fig. 8 AE signal detected from 283 hours of $K_c = 3.02 MPa \sqrt{m}$, $K_a = 2.07 MPa \sqrt{m}$. (a) Waveform, (b) Power spectrum, (c) Time-frequency analysis.

Fig. 9는 실험에서 얻어진 탄성파의 누적과 Fig. 7과 8 같은 그림 에서 얻어진 탁월주파수를 시간에 대하여 나타내었다. (a)는 약 500시간까지 전체를 나타낸 것이고, (b)는 282시간까지 확대하여 나타낸 것이다. 탄성파는 약 0~18시간, 63~135시간 및 235~282 시간에서 신호가 검출되지 않았다. 이 구간은 슬릿 선단에 수소가 응집하는 시간으로 판단된다. 탄성파는 18~63시간, 135~235시간 및 282시간 이후에 검출되었다. 이 구간은 수소 응집에 의하여 균 열 발생 및 진전하는 시간이다. 탄성파의 탁월주파수는 부식에 의 한 약 32~40kHz의 낮은 주파수 대역 f(1)과 균열 발생 및 진전에 의한 약 59~177kHz의 높은 주파수 대역 f(2)에서 검출되었다. 282 시간 이후의 주파수는 약 32kHz로 부식에 의한 탄성파로 판단된

다.



Fig. 9 (a) Relationship of cumulative counts, dominant frequency for test time of $K_c = 3.02 MPa \sqrt{m}$, $K_a = 2.07 MPa \sqrt{m}$. (b) Magnification of $0 \sim 282$ hours.

Fig. 10은 실험 후 파단면의 SEM 사진이다. (a)는 방전가공 슬릿 (slit) 부분을 나타낸다. (b)~(d)는 수소취성균열이 나타난 슬릿 선 단 부분이다. 슬릿 선단 부분은 약간의 부식과 작용 응력에 의하 여 균열이 진전한 것으로 판단되었다. HAC 부분은 (b)-(d)의 확대 그림에서 알 수 있듯이, 계면이 취화되어 결정립이 선명하게 관찰 되며, 일부에서는 단면에 균열이 관찰되었다. 약 40kHz 전후의 낮 은 주파수대역f(1)은 부식에 의한 탁월주파수이고, 약 60kHz 이상 의 높은 주파수대역f(2)는 균열 발생 및 진전에 의한 탁월주파수로 판단된다.





Fig. 10 SEM image from $K_c = 3.02 MPa \sqrt{m}$, $K_a = 2.07 MPa \sqrt{m}$. (a) EDM slit, (b)~(d) Slit-tip part.

3.3. $K_c = 2.86 \ MPa \sqrt{m}$, $K_a = 1.96 \ MPa \sqrt{m}$ 의 경우

Fig. 11은 균열의 응력확대계수가 각각 $K_c = 2.86 MPa \sqrt{m}$, $K_a = 1.96 MPa \sqrt{m}$ 가 되는 응력이 작용한 경우에서 얻어진 파형, 주파수 스펙트럼 및 시간-주파수 해석의 결과를 나타낸다. Fig. 11 은 268시간에서 얻어진 결과이다. 각 그림에서 (a)는 파형 (Waveform), (b)는 주파수 스펙트럼(Power spectrum), (c)는 시간-주파수 해석(Time-frequency analysis)을 나타낸다.





Fig. 11 AE signal detected from 21 hours of $K_c = 2.86 MPa \sqrt{m}$, $K_a = 1.96 MPa \sqrt{m}$. (a) Waveform, (b) Power spectrum, (c) Time-frequency analysis.

Fig. 12는 실험에서 얻어진 탄성파의 누적과 Fig. 11과 같은 그림 에서 얻어진 탁월주파수를 시간에 대하여 나타내었다. 이 시험편 은 320시간 실험했지만, 240시간 이후부터 유효한 신호가 검출되 지 않아서 320시간에 중지하였다. 탄성파는 약 0~160시간 및 180 ~238시간에서 신호가 검출되지 않았다. 이 시간은 슬릿 선단에 수소가 응집하는 시간으로 판단된다. 탄성파는 160~180시간 및 238~239시간에 신호가 검출되었다. 이 구간은 수소 응집에 의하 여 HAC가 발생 및 진전하는 구간이다. 그러나 Fig. 12는 다른 시 험편과 다르게 탄성파의 발생이 적게 검출되었지만, 부식에 의한 약 30kHz의 낮은 주파수 대역 f(1)과 균열 발생 및 진전에 의한 약 100~150kHz의 높은 주파수 대역 f(2)에서 약간 검출되었다. 이와 같이 신호가 적게 검출된 이유는 Fig. 13의 파면에서 관찰할 수 있 다.



Fig. 12 Relationship of cumulative counts, dominant frequency for test time of $K_c = 2.86 MPa \sqrt{m}$, $K_a = 1.96 MPa \sqrt{m}$.

CH OL

Fig. 13은 실험 후 파단면의 SEM 사진이다. (a)는 방전가공 슬릿 (slit) 부분을 나타낸다. (b),(c)는 HAC가 나타난 슬릿 표면부, (d)는 슬릿 최심부를 나타낸다. 슬릿 선단부는 약간의 부식과 작용 굽힘 응력에 의하여 HAC의 균열이 약간 진전한 것으로 판단되었다. 그 러나 슬릿 최심부 (d)는 균열의 진전이 전혀 나타나지 않았다. 이 와 같은 현상 때문에 240시간 이후는 탄성파가 검출되지 않았고, 초기 균열 발생 부분의 부식에 의한 탄성파만 약간 검출되었다. 따라서 본 연구에 사용한 표면균열 시험편의 HAC 하한계응력확대 계수(KHAC)는 표면 $K_{IHAC} = 2.86 MPa\sqrt{m}$, 깊이 $K_{IHACA} = 1.96$ $MPa\sqrt{m}$ 로 결정하였다.



Fig. 13 SEM image from $K_c = 2.86 MPa \sqrt{m}$, $K_a = 1.96 MPa \sqrt{m}$. (a) EDM slit, (b)~(d) Slit-tip part.

Fig. 14는 표면의 응력확대계수에 따른 수소 응집 시간과 탄성파 검출 시간의 관계를 나타낸다. 그림에서 □(실선)은 수소 응집 시 간을 나타내고, ○(점선)는 탄성파 검출 시간을 나타낸다. 수소 응 집 시간은 Kc가 작아질수록 길어지고, 탄성파 검출 시간은 짧아지 는 것을 알 수 있다. Kc가 큰 경우는 슬릿 선단에 큰 응력이 작용 하여, HAC가 빠르게 형성되고, 탄성파 발생 시간이 길어진다. 그 러나 Kc가 작은 경우는 슬릿 선단에 작은 작용 응력으로 인하여 HAC 발생에 많은 시간이 걸리고, 탄성파 발생 시간은 짧아진다. 이와 같이 HAC는 응력의 크기에 따라서 발생 시간이 다르게 나타 났다.







u io

4. 결 론

본 연구는 아세트산 0.057M의 수용액에서 하중을 다르게 적용한 초고강도강(SKD11: HV670)의 수소 유기 균열(HAC)에 대한 탄성파 특성을 분석하고, 하한계응력확대계수(KIH)를 결정하였다.

- 탄성파의 주파수대역은 Kc의 크기에 상관없이 약 50kHz 이하
 의 탁월주파수와 약 60kHz 이상의 탁월주파수로 나누어졌다.
 약 50kHz 이하의 낮은 주파수대역은 부식에 의한 탄성파이고,
 약 60kHz 이상의 높은 주파수대역은 균열 발생 및 진전에 의
 한 탄성파이다.
- 아세트산 수용액 분위기에서 슬릿 선단의 수소 응집 시간은 Kc가 작을수록 길어지고, 탄성파 검출 시간은 짧아지고, 탄성파 는 적게 검출되었다.
- 3) 외팔보 선단에 작용하는 정적 굽힘 응력에 의한 파단면은 부 식 및 HAC에 의한 형상을 나타내었다. 균열 진전부는 부식에 의하여 입계가 취화되어 결정립이 선명하게 관찰되었으며, 일 부에서는 단면에 균열이 관찰되었다.
- 4) Kc가 가장 작은 경우, 표면 방향의 균열은 약간 진전하였으나, 깊이 방향의 균열은 전혀 진전하지 않았다. 이때의 응력확대계 수를 HAC 하한계응력확대계수(KIH)라 결정하였다. 즉, 표면은 K_{IHAC} = 2.86 MPa√m, 깊이는 K_{IHACa} = 1.96 MPa√m 로 결정 하였다.

References

- B. Meng, C. Gu, L. Zhang, C. Zhou, X. Li, Y. Zhao, J. Zheng, X. Chen and Y. Han. 2017, "Hydrogen effects on X80 pipeline steel in high-pressure natural gas/hydrogen mixtures", Int J Hydrogen Energy, Vol. 42, pp. 7404–7412.
- N. E. Nanninga, Y. S. Levy, E. S. Drexler, R. T. Condon, A. E. Stevenson and A. J. Slifka, 2012, "Comparison of hydrogen embrittlement in three pipeline steels in high pressure gaseous hydrogen environments", Corrosion Science, Vol. 59, pp. 1–9.
- C. F. Dong, Z. Y. Liu, X. G. Li and Y. F. Cheng, 2009, "Effects of hydrogen-charging on the susceptibility of X100 pipeline steel to hydrogen-induced cracking", Int J Hydrogen Energy, Vol. 34, pp. 9879–9884.
- X. Tang and Y. F. Cheng, 2011, "Quantitative characterization by micro-electrochemical measurements of the synergism of hydrogen, stress and dissolution on near-neutral pH stress corrosion cracking of pipelines", Corrosion Science, Vol. 53, pp. 2927–2933.
- W. Zhao, T. Zhang, Z. He, J. Sun and Y. Wang, 2016, "Determination of the critical plastic strain-induced stress of X80 steel through an electrochemical hydrogen permeation method", Electrochimica Acta, Vol. 214, pp. 336–344.

- A. R. Troiano, 1960, "The Role of Hydrogen and Other Interstitials in the Mechanical Behavior of Metals", Trans. ASM, Vol. 52, pp. 54–80.
- 7 R. A. Oriani and P. H. Josephic, 1974, "Equilibrium aspects of hydrogen-induced cracking of steels", Acta Metallurgia, Vol. 22, pp. 1065–1074.
- 8 R. A. Oriani and P. H. Josephic, 1977, "Equilibrium and kinetic studies of the hydrogen-assisted cracking of steel", Acta Metalurgica, Vol. 25, pp. 979–988.
- 9 W. W. Gerberich, Y. T. Chen, and C. St. John, 1975, "Hydrogen-controlled cracking—An approach to threshold stress intensity", Metallurgical Transactions A, Vol. 6A, pp. 1485–1498.
- R. L. S. Thomas, J. R. Scully and R. P. Gangloff, 2003,
 "Internal hydrogen embrittlement of ultrahigh-strength AERMET 100 steel", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 34, pp. 327–344.
- 11 W. W. Gerberich, T. Livne, X. F. Chen, and M. Kaczorowski, 1988, "Crack growth from internal hydrogen—Temperature and microstructural effects in 4340 steel", Metall. Trans. A, Vol. 19A, pp. 1319–1334.
- 12 C. J. McMahon Jr. 2001, "Hydrogen-induced intergranular fracture of steels", Eng. Fract. Mech., Vol. 68, pp. 773–788.

- 13 D. Symons, 2001, "A comparison of internal hydrogen embrittlement and hydrogen environment embrittlement of X-750", Eng. Fract. Mech., Vol. 68, pp. 751-771.
- R. L. S. Thomas, J. R. Scully and R. P. Gangloff, 2003,
 "Internal hydrogen embrittlement of ultrahigh-strength AERMET 100 steel", Metall. Mater. Trans. A, Vol. 34A, pp. 327-344.
- 15 R. P. Gangloff, 2003, "Comprehensive Structural Integrity-Environmentally Assisted Failure", Elsevier Ltd, Oxford, United Kingdom, pp. 31-101.
- 16 C. D. Beachem, 1972, "A new model for hydrogen-assisted cracking (hydrogen "embrittlement") ", Metall. Trans., Vol. 3, pp. 437-451.
- 17 J. P. Hirth, 1980, "Effects of hydrogen on the properties of iron and steel", Metall. Trans. A, Vol. 11A, pp. 861–890.
- 18 Y. Takeda and C. J. McMahon Jr. 1981, "Strain controlled vs stress controlled hydrogen induced fracture in a quenched and tempered steel", Metall. Trans. A, Vol. 12A, pp. 1255–1266.
- 19 M. Gao and R. P. Wei, 1985, "A "Hydrogen partitioning" model for hydrogen assisted crack growth ", Metall. Trans. A, Vol. 16A, pp. 2039–2050.
- 20 S. P. Lynch, 2003, "Hydrogen Effects on Materials Behavior and Corrosion Deformation Interactions", TMS, Warrendale,

PA, pp. 449-466.

- R. P. Gangloff and A. Turnbull, 1986, "Modeling Environmental Effects on Crack Initiation and Propagation", TMS, Warrendale, PA, pp. 55-81.
- R. P. Gangloff, 2003, "Comprehensive Structural Integrity-Environmentally Assisted Failure", Elsevier Ltd, Oxford, United Kingdom, pp. 31–101.
- 23. Y. Lee and R. P. Gangloff, 2007, Measurement and Modeling of Hydrogen Environment-Assisted Cracking of Ultra-High-Strength Steel ", Metall. Mater. Trans. A, Vol. 38A, pp. 2174-2190.
- S. P. Lynch, 2012, "Mechanistic and fractographic aspects of stress corrosion cracking", Corroson Reviews, Vol. 30, pp. 63-104.
- A. Nagao, C. D. Smith, M. Dadfarnia, P. Sofronis, and I. M. Robertson, 2014, "Interpretation of hydrogen-induced fracture surface morphologies for lath martensitic steel", Procedia Materials Science, Vol. 3, pp. 1700–1705.
- R. P. Gangloff, H. M. Ha, J. T. Burns, and J. R. Scully, 2014, "Measurement and modeling of hydrogen environment-assisted cracking in Monel K-500," Metall. Mater. Trans. A, Vol. 45A, No. 9, pp. 3814–3834.

발표 논문 목록

 김병수, 팽재은, 이기식, 남기우 (2019), "수소유기균열에 의한 SKD11(HV670)의 탄성파 특성", 대한기계학회 2019년 학술대회 (2019.11.13-16) 논문집, pp. 1813-1816.
 Byeong-Su Kim, Jae-Eun Paeng, Ki-Sik Lee, Ki-Woo Nam (2019), "Characteristics of Elastic Wave of SKD11(HV670) by Hydrogen Assisted Cracking", Proceedings of The KSME 2019 Meeting (2019.11.13.-16), pp. 1813-1816.



감사의 글

먼저 석사학위 논문을 준비하는 과정에서 진행에 따른 연구 방 향성과 아낌없는 충고로 지도해 주신 남기우 지도교수님께 진심으 로 감사드립니다. 그리고 석사학위 논문심사에 수고하신 안우상 공학박사님과 김철수 공학박사님께 감사의 인사를 드립니다. 석사 학위 논문의 실험, 작성 및 발표까지 진행할 수 있게 아낌없이 도 와주신 연구실 학부생 및 대학 원생들께도 감사드립니다.

떨리는 마음으로 부경대 재료공학과 입학의 순간이 엊그제 같은 데 벌써 2년이라는 세월과 함께 석사학위 논문발표까지 진행하게 되었습니다. 연구 과정을 통하여 얻은 소중한 경험과 재료공학의 새로운 지식을 본 교정의 자료로 보관되는 것에 감사드립니다.

마지막으로 공학 석사학위를 진행할 수 있도록 조력해 주셨던 강창룡 교수님과 포항에서 같이 다녔던 우종회, 김공영, 현재용, 탁영준, 전현 선생님, 가정에서 든든한 버팀목과 배려를 해준 사랑 하는 아내 원지윤, 아들 이형준, 이형국 외 모든 분에게 다시 한번 감사 인사드리며, 과분한 영광을 언제나 돌려 드릴 것을 약속드립 니다.

2020년 7월