

# 해양 구조물용 고장력강의 해수 내 저변형률 인장속도에 따른 응력부식균열 특성 연구

신동호<sup>1</sup> · 황현규<sup>2</sup> · 김성종<sup>3,†</sup>

<sup>1</sup>국립목포해양대학교, 전라남도 목포시 해양대학로 91

<sup>2</sup>한국과학기술원 원자력 및 양자공학과, 대전광역시 유성구 대학로 291

<sup>3</sup>국립목포해양대학교 기관시스템공학부, 전라남도 목포시 해양대학로 91  
(2025년 11월 05일 접수, 2025년 12월 08일 수정, 2025년 12월 10일 채택)

## Investigation on Stress Corrosion Cracking Characteristic with Slow Strain Rate in Sea Water of High-Strength Steel for Marine Structures

Dong-Ho Shin<sup>1</sup>, Hyun-Kyu Hwang<sup>2</sup>, and Seong-Jong Kim<sup>3,†</sup>

<sup>1</sup>Mokpo national maritime university, 91, Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Republic of Korea

<sup>2</sup>Department of Nuclear and Quantum Engineering, Korea Advanced Institute of Science and Technology,  
291 Daehak-ro, Yuseong-gu, Daejeon, 34141, Republic of Korea

<sup>3</sup>Division of marine system engineering, Mokpo national maritime university,  
91, Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Republic of Korea

(Received November 05, 2025; Revised December 08, 2025; Accepted December 10, 2025)

This research explores the stress corrosion cracking (SCC) behavior of AH32 high-strength steel under slow strain rates by comparing its performance in air and seawater environments. Optical microscope observations revealed that the high-strength steel has a ferrite-pearlite microstructure, with pearlite concentrated in specific regions. This microstructural inhomogeneity likely influences the formation of micro-galvanic cells and areas of stress concentration, contributing to the onset of SCC. Slow strain rate tests were performed at rates of 0.004, 0.001, and 0.00075 mm/min. The results showed that in seawater, as the strain rate decreased, there were greater reductions in elongation, time to fracture and absorbed energy. Fracture surface analysis revealed cleavage planes under seawater conditions, indicating a brittle fracture behavior of the material. In contrast, specimens tested in air exhibited ductile fracture characteristics, such as dimples and shear lips. These findings suggest that the seawater environment significantly facilitates the initiation and propagation of SCC in high-strength steel.

**Keywords:** High-strength steel, Slow strain rate test, Stress corrosion cracking, Seawater, Corrosion

### 1. 서론

산업고도화에 따른 해양 구조물은 원유 송유관, 해상 플랫폼 및 해상풍력타워 등 다양한 형태로 활용되고 있다 [1-2]. 이는 해양환경에서 장시간 사용되기 때문에 구조적 안정성과 내구성이 대단히 중요하여 고장력강이 사용되고 있다 [3]. 그러나 일반적으로 해양 구조물용 강재는 해수 내 염분, 용존산소 및 과량 등과 같은 복합적인 해양환경인자에 의해 지속적으로 열화된다 [4].

초기 도포된 방청도료가 강재의 부식을 방지하나, 시간 경과에 따라 도료 상부에 브라인(Brine)이 형성된다 [5]. 이는 도료의 균열이나 결함을 통해 해수 내 염분이 강재에 침투한 경우, 국부부식을 유발하여 응력부식균열과 같은 손상으로 진전될 수 있다. 또한 고장력강은 항복강도와 인장강도가 우수하나, 페라이트와 펄라이트와 같은 미세조직의 불균일성, 해수 내 염분의 부식작용, 인장하중 등이 복합적으로 작용하면, 취약부가 우선적으로 손상될 수 있다. 따라서 해수환경 하에서 고장력강의 물리적 손상 메커니즘을 규명하는 것은 대단히 중요하다.

Wu 등은 Sb와 Nb를 첨가한 고장력강에 대하여 해수 환경에 U-bend 시험편을 침지하여 응력부식균열 특성

<sup>†</sup>Corresponding author: ks@mmu.ac.kr

신동호: 연구원, 황현규: 연구원, 김성종: 교수

을 연구하였다 [6]. Sb 첨가 시, 고장력강은 미세 합금화에 따라 내식성이 향상되며, Nb를 첨가하면 응력부식균열 저항성을 향상시킨다고 보고하였다. Mostafanejad 등은 다양한 고장력강에 대하여 해수환경에서 저변형률인장시험과 전기화학적 실험을 실시하였다 [7]. 연구결과 A131/AH32 강이 A131/A 강보다 내식성은 높았으나, 응력부식균열에 대한 저항성은 낮다고 보고하였다. Igwemezie 등은 페라이트와 펄라이트 강에 대하여 피로균열에 미치는 미세조직의 영향을 연구하였다 [8]. 연구결과, 균열선단편향(Crack tip diversion), 균열전면부의 분기(Crack front bifurcation) 및 금속파편(Metal crumbs) 등은 균열성장을 지연시키는 주요 요인이며, 이는 미세조직 형상에 따라 영향을 미친다고 보고하였다. 그러나 기존 연구들은 저변형률인장시험에서의 인장속도조건 범위가 제한적이며, 응력부식균열과 저변형률인장시험 결과 간의 정량적인 비교분석이 미흡한 실정이다.

따라서 본 연구에서는 해양 구조물용 고장력강에 대하여 공기 중과 해수 중에서 인장속도 변수에 따른 응력부식균열 특성을 연구하였다. 또한 저변형률인장시험을 통해 획득한 응력-변형률 곡선에서 최대인장응력, 항복강도, 연신율, 파단시간 및 흡수에너지 등의 파라미터를 산출하고, 이를 응력부식균열과 연계하여 비교 분석하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1 시험편과 조직분석

시험편은 해양 구조물에 사용하는 AH32 고장력강을

선정하였으며, 화학적 조성과 기계적 특성은 Table 1에 나타내었다. AH32 강의 경우, 해양 구조물 및 선박에 사용되는 선급인증강으로, 우수한 인장강도와 항복강도를 기반으로 구조적 안전성을 확보할 수 있어, 조선 및 해양산업분야에 널리 사용된다 [9]. 일반적으로 AH32 강은 항복강도 315 MPa 이상, 인장강도 440 MPa 정도의 기계적 특성을 갖는다.

미세조직 관찰 시편은 에머리 페이퍼 #4000까지 기계연마 후, 알루미늄 1 μm 입자를 이용하여 경면연마를 실시하였다. 이후 2% Nital 용액(에탄올 98 mL + 질산 2 mL)을 사용하여 시편표면을 에칭하여 미세조직을 관찰하였다. 또한 시험편 표면은 광학현미경과 주사전자현미경으로 관찰하였다.

### 2.2 저변형률인장시험

저변형률인장시험용 시험편은 ASTM E8/E8M-09 (Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials)에 따라 제작되었다. 특히, 표면 상태는 밀링 공정으로 균일한 기계가공면이 확보되도록 가공하여 해당 규격에 부합하도록 가공하였다. 또한 밀링공정 시 형성된 미세 버 제거를 위한 연마를 수행하였다. 이를 통해 응력부식균열에 영향을 미칠 수 있는 미세 가공흔이나 조도차이를 최소화하였다. 시험편의 표점거리는 25 mm, 평행부 길이는 55 mm이며, 두께는 8 mm이다. 시험편의 상세한 형상과 치수는 Fig. 1에 제시하였다. 저변형률인장시험(R&B, ENG RB 304 CERT)은 상온에서 공기 중과 천연해수환경에서 수행되었으며, 변위제어로 시험편

Table 1. Chemical composition and mechanical properties of AH32 high-strength steel

(a) Chemical composition					
C	Si	Mn	Cr	P	S
0.15	0.33	1.07	0.01	0.103	0.004
(b) Mechanical properties					
Yield Strength		Tensile Strength		Elongation	Absorbed Energy
382 MPa		505 MPa		25 %	230 J

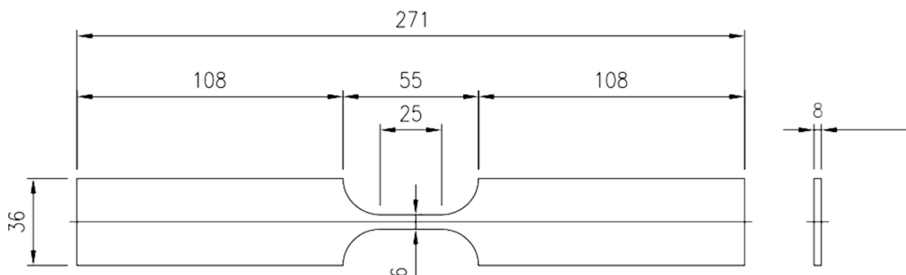


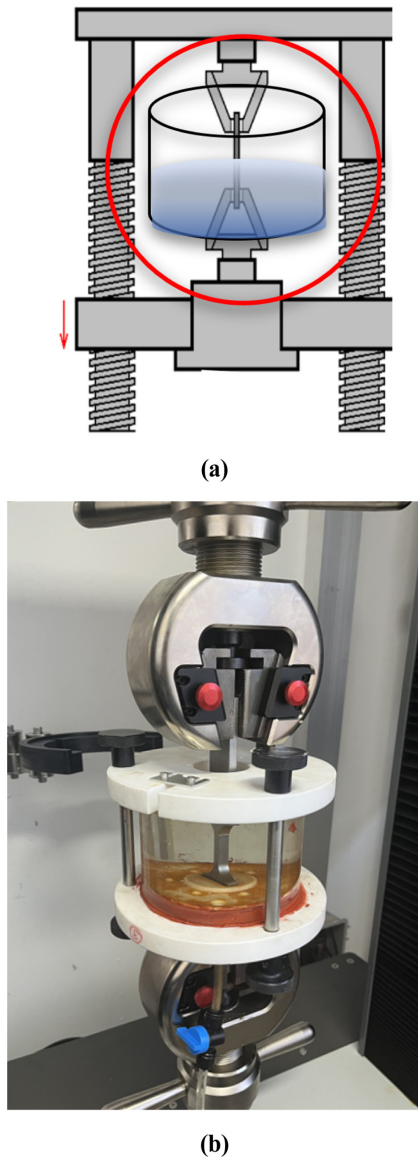
Fig. 1. Specimen geometry for slow strain rate test

과단 시까지 실시하였다. Table 2는 천연해수의 화학적 조성을 나타낸 것이다.

Fig. 2는 해수환경하에서의 저변형률인장시험 모식도와 실제사진을 나타낸 것이다. 인장속도는 0.004, 0.001 그리고 0.00075 mm/min로 실시하였다. 실험 조건은 국제 표준 규격인 ISO 6892-1:2016(Metallic materials –

**Table 2. Chemical composition and properties of natural seawater**

Main component (mg/L)				pH
SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	Cl <sup>-</sup>	F <sup>-</sup>	NO <sub>3</sub> <sup>-</sup>	
2,070	16,300	0.9	0.8	7.1



**Fig. 2. Schematic diagram (a) and photograph (b) of experiment apparatus**

Tensile testing, Part 1: Method of test at room temperature)과 ASTM E8/E8M-16a(Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials)을 참조하였다 [10]. 특히, 응력부식거동을 보다 명확히 반영할 수 있도록 인장속도를 결정하여 실시하였다. 또한 재현성 확보를 위해 3회 반복 실험을 수행하였다.

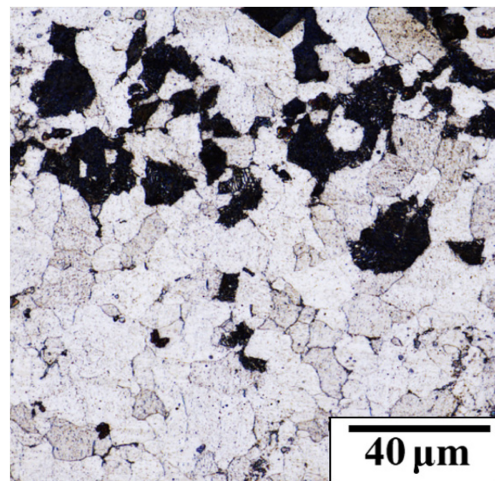
응력-변형률 곡선을 통해 산출된 항복강도, 최대인장강도, 연신율, 과단시간 및 흡수에너지 등 기계적 특성을 비교·분석하였다. 이를 통해 공기 중과 천연해수 환경에서 저변형률 인장조건에 따른 재료의 응력부식균열 특성을 비교·분석하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 시험편 조직분석

Fig. 3은 AH32 고장력강을 에칭 후 광학현미경으로 미세조직 관찰 결과이다. 각 강재의 미세조직은 페라이트(ferrite)와 펄라이트(pearlite)로 구성되어 있으며, 미세조직의 분포와 크기 차이로 기계적 특성을 비교·분석한 연구결과도 있다 [11,12]. 특히, 페라이트는 체심입방격자(BCC) 구조를 가지며, 탄소함량이 매우 낮아 빛에 대한 반사율이 높으므로 광학현미경 분석 시 상대적으로 밝게 관찰된다. 또한, 이러한 특성으로 연성과 가공성이 우수하다 [12].

반면, 펄라이트는 라멜라(lamellar) 구조이며, 페라이트와 시멘타이트(Cementite, Fe<sub>3</sub>C)층이 교대로 배열된 형태이다 [13]. 따라서, 펄라이트는 상대적으로 높은 탄소함량을 나타내며, 시멘타이트는 철과 탄소화합물로 빛을 흡수하는 특성이 있어 광학현미경 분석 시 어둡게 관찰된다. 또한, 라멜라 구조는 변형에 대한 저항성을 크게 향



**Fig. 3. Optical microscopy analysis after etching for AH32 high-strength steel**

상시키며, 높은 탄소함량으로 인해 결정격자 내부의 결합밀도가 증가하여 추가적인 강도와 경도를 제공한다 [14].

AH32 고장력강의 경우, 펄라이트 조직은 국부적으로 밀집된 형태로 분포하여 전반적인 조직의 불균일성이 관찰되었다. 이러한 불균일한 조직분포는 외부응력 작용 시 국부적인 응력집중을 유발할 수 있으며, 부식환경에서는 특정 영역에서의 부식반응을 가속화시킬 가능성이 있다 [15]. 특히 펄라이트가 집중된 부위는 상대적으로 높은 탄소함량과 시멘타이트의 존재로 인해 내식성이 저하할 수 있으며, 이는 미세한 결합발생과 균열전파에 취약한 영향을 미칠 수 있다 [14]. 반면, 페라이트는 밝은 영역으로 관찰되며 넓은 면적에 걸쳐 분포되어 있다. 이러한 넓은 페라이트 영역은 높은 연성으로 인해 외부응력에 따른 소성변형이 용이하다. 이에 따라 에너지를 효과적으로 흡수하는 특성을 나타내어 우수한 충격 흡수성을 기대할 수 있다 [12]. 최종적으로, AH32 고장력강은 페라이트-펄라이트 이중조직으로 구성되어 있으나, 미세조직의 불균일성과 펄라이트 집중 분포 특성은 응력부식균열 특성에 영향을 미칠 것으로 사료된다.

Fig. 4는 AH32 고장력강을 주사전자현미경으로 미세조직 관찰 결과이다. 광학현미경분석과 유사하게, 주사전자현미경에서도 상대적으로 밝은 영역은 페라이트 조직이고, 어두운 영역은 시멘타이트를 함유한 펄라이트 조직으로 확인되었다 [16]. 특히 펄라이트는 특정 영역에 상대적으로 높은 밀도로 집중되어 관찰되었다. 이러한 국부적인 집중현상의 경우, 펄라이트의 라멜라(lamellar) 구조는 상간 경계면에서 부식이온의 침투경로를 증가시켜 국부적인 부식을 유발할 수 있다 [17]. 또한 펄라이트 내 시멘타이트 층의 간격(lamellar spacing)과 연속성은 응력집중 시, 미세균열의 핵생성 및 전파에 주요 요인으로 작용할 수 있다 [17]. Torkkeli et al은 펄라이트

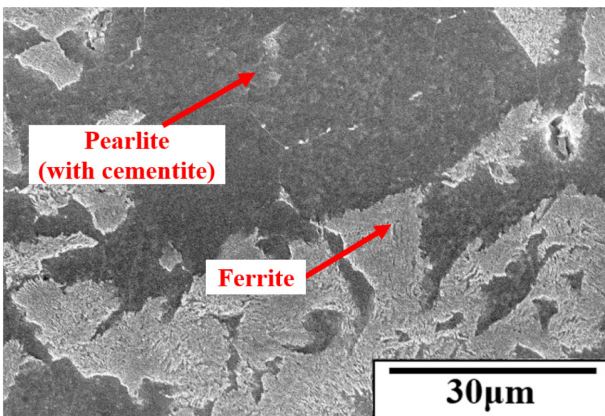


Fig. 4. Scanning electron microscope analysis after etching for AH32 high-strength steel

의 함량이 높거나 균일성이 낮은 경우, 응력부식균열(SCC)의 초기 발생시점으로 작용할 가능성이 높다고 보고하였다 [18]. 반면, 페라이트는 우수한 연성을 지닌 상으로, 넓은 영역에 균일하게 분포할 경우 결정립 간의 조직적 불균일성을 완화하는데 기여할 수 있다. 따라서 AH32 고장력강의 내구성 향상을 위해 단순한 상 비율 조절뿐만 아니라, 각 상의 분포 균일성 및 계면 특성에 대한 정량적 분석이 병행되어야 할 것으로 사료된다.

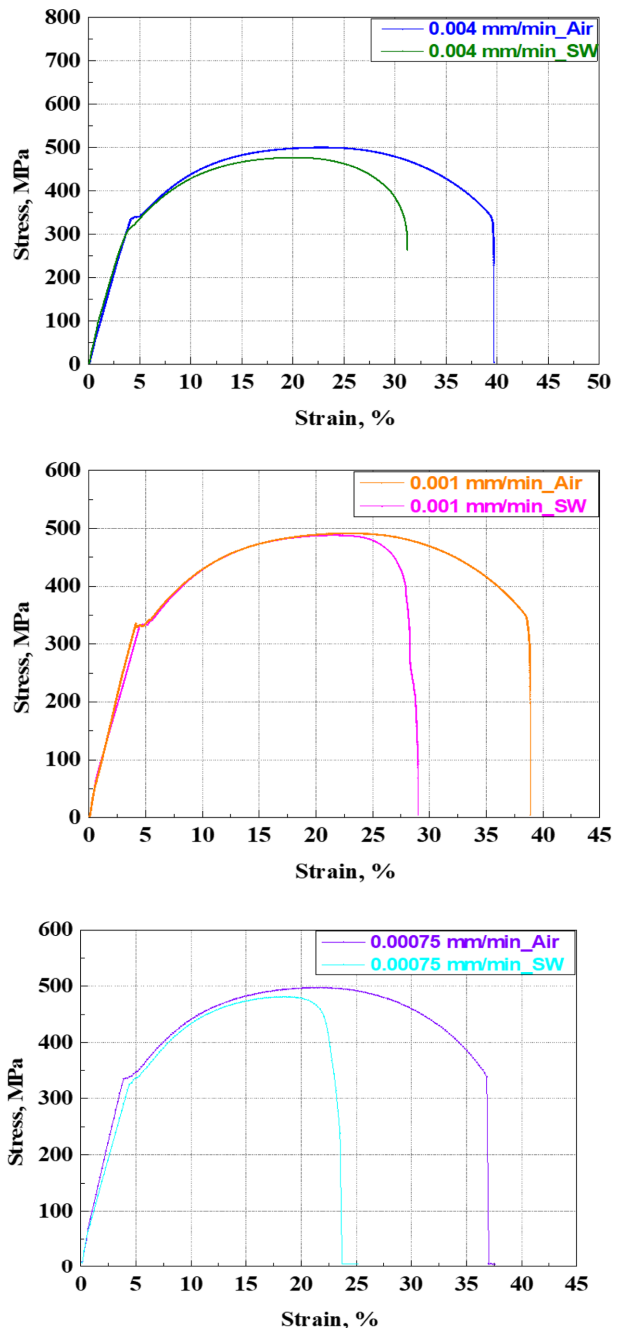


Fig. 5. Stress-strain curve of AH32 high-strength steel

### 3.2 저변형률인장시험

Fig. 5는 AH32 고장력강에 대하여 공기 중과 해수 중 에서 인장속도를 변수(0.004, 0.001, 0.00075mm/min)로 저변형률인장시험 후 응력-변형률 곡선을 나타낸 것이며, 상세한 항목별 기계적 특성 값은 Table 3에 나타내 었다.

Fig. 6a의 항복강도는 공기 중 인장속도가 각각 0.004, 0.001 및 0.00075 mm/min인 경우, 각각 331, 333 및 334 MPa로 산출되었다. 항복강도는 소성변형을 발생시 키지 않고, 재료에 가해질 수 있는 최대응력을 의미한 다. 이는 재료가 영구변형을 나타낼 때의 응력이다. 공 기 중에서 항복강도는 인장속도가 빠를수록 감소하는 경향을 나타내었다. 공기 중에서 인장속도가 빠른 경우, 재료가 급격히 변형되어 충분한 시간동안 재료 내 결함 (결정립계, 불순물 등)이 전위(dislocation) 이동이나 변 형을 억제할 수 없다 [19]. 이에 따라 재료가 더 쉽게 항복되어 항복강도가 낮아지는 경향이 관찰된 것으로 사료된다.

반면, 해수 중 인장속도가 각각 0.004, 0.001 및 0.00075 mm/min인 경우, 항복강도는 각각 314, 332 및 322 MPa로 산출되었다. 해수 중 인장속도에 따른 항복 강도의 경우, 불규칙한 경향이 발생하였다. 이는 동적변 화로 인해 안정적으로 부식생성물이 형성되지 않아 항 복강도에 불균일한 영향을 미친 것으로 사료된다 [20].

Fig. 6b의 최대인장강도는 공기 중 인장속도가 각각 0.004, 0.001 및 0.00075 mm/min인 경우, 각각 501, 491 및 497 MPa로 산출되었으며, 해수 중에서는 각각 476, 488 및 481 MPa로 관찰되었다. 최대인장강도는 재료가 파단되기 전까지 견딜 수 있는 최대응력을 의미하며, 이 는 외부 하중에 대한 저항력을 나타낸다. 일반적으로 공 기 중 인장속도 증가에 따라 재료의 변형이 빠르게 진

행되어 내부 결함이 성장할 시간이 부족하여 최대인장 강도가 다소 증가할 수 있다 [21]. 그러나 AH32 고장 력강은 페라이트와 펄라이트가 불균형한 혼합 조직으로 관찰되어, 낮은 인장속도에 따라 최대인장강도 변화가 미미한 것으로 여겨진다. 이는 연성이 우수한 페라이트

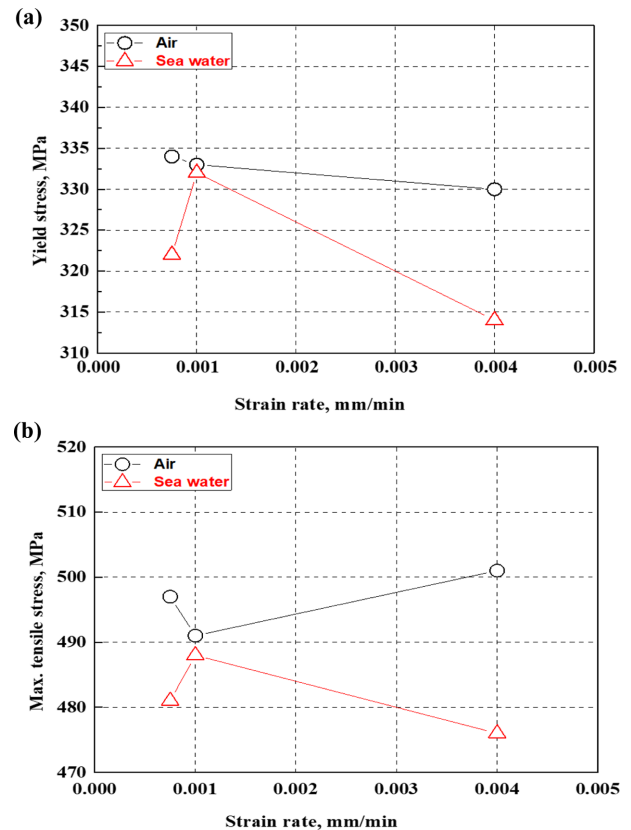


Fig. 6. Yield stress (a) and Max. tensile stress (b) with strain rate under air and seawater condition

Table 3. Parameters derived from stress-strain curves

Strain rate (mm/min)		0.004		0.001		0.00075	
Condition		Air	SW	Air	SW	Air	SW
Yield stress (MPa)		331	314	333	332	334	322
Max. tensile stress (MPa)		501	476	491	488	497	481
Elongation (%)		39.7	31.2	38.8	29.0	37.0	23.5
Deformation distance (mm)		9.9	7.8	9.7	7.2	9.4	6.3
Fracture time (hour)		41.41	32.59	162.27	121.14	209.80	140.98
Absorbed Energy (J/m <sup>3</sup> )		16809.5	12550.9	16181.8	11589.6	15553.8	9097.3
Effect of stress corrosion cracking	Reduction rate of elongation (%)	- 21.41		- 25.26		- 36.49	
	Reduction rate of fracture time (%)	- 21.30		- 25.35		- 32.80	
	Reduction rate absorbed energy (%)	- 25.33		- 28.38		- 41.51	

가 소성변형에 기여한 반면, 펄라이트는 층상 구조로 인해 전위(Dislocation)의 이동이 어려워 변형에 대한 저항성이 크게 작용했기 때문이다 [22]. 이와 같이 두 상의 상반된 기계적 특성이 서로 보완적으로 작용하여 전체적인 기계적 거동에 영향을 미친 것으로 사료된다. 결과적으로 인장속도에 따라 조직 간의 응력분포에 미치는 영향이 상쇄되어 명확한 경향을 나타내지 않는 것으로 사료된다 [23]. 이와 같은 경향은 천연해수 환경에서도 유사하게 관찰되었다.

Fig. 7a의 변형거리의 경우, 공기 중 인장속도가 0.004, 0.001 및 0.00075 mm/min인 경우, 각각 9.9, 9.7 및 9.4 mm로 산출되었다. 인장속도가 낮은 경우, 변형거리가 감소하는 경향을 나타내었다. 변형거리는 시편이 인장력에 의해 파단되기 전까지 늘어난 길이를 의미하며, 이는 재료의 연성과 변형 능력을 평가하는 지표로 사용된다. 낮은 인장속도에서 변형거리가 감소한 이유는 다음과 같다. 낮은 인장속도의 경우, 더 오랜시간 동안 하중에 노출된다. 이로 인해 재료는 점진적인 변형이 발생하고, 이 변형이 시편 전체에 균일하게 분포하지 않고, 국부적으로 집중되어 변형거리가 감소한 것으로 사료된다. 해수 중 낮은 인장속도에서, 변형거리가 감소하

여 공기 중과 유사한 경향이 관찰되었다. 이는 공기 중과 마찬가지로 낮은 인장속도에서 인장하중에 대한 변형이 국부적으로 집중되기 때문으로 사료된다.

특히, 해수 중에서의 변형거리는 공기 중보다 감소하였다. 이는 해수 중의 염소이온이 금속 표면에서 국부적인 부식을 유발하여, 미세균열과 결함을 증가시켰기 때문으로 사료된다 [24]. 이러한 결함은 인장조건 하에서 응력이 집중되어 국부적인 파단을 촉진시켜 결과적으로 변형거리가 감소한 것으로 여겨진다.

Fig. 7b의 연신율은 인장시험에서 시편이 파단 시까지 연신된 정도를 백분율로 나타낸 값으로 equation (1)과 같이 산출된다.

$$Elongation (\%) = \frac{L_f - L_o}{L_o} \times 100 \quad (1)$$

( $L_f$ : 시편 파단 후의 표점거리(mm),  $L_o$ : 초기 표점거리(mm))

공기 중에서 인장속도가 가장 빠른 경우, 연신율은 39.7%로 관찰되었으며, 가장 느린 속도에서는 37.0%로 나타났다. 이는 인장속도가 증가할수록 연신율이 증가하는 경향을 나타내었다. 또한 해수 중에서 가장 빠른 인장속도의 연신율은 31.2%로 관찰되었고, 가장 느린 속도의 경우 23.5%로 산출되었다. 해수 중에서도 공기 중과 유사하게 인장속도 증가에 따라 연신율이 증가하는 경향이 나타났다.

이러한 결과는 연신율이 변형거리와 유사한 경향을 나타내는 것과 밀접한 연관이 있다. 연신율은 변형거리를 초기 표점거리로 나누어 백분율로 환산한 값으로, 본질적으로 변형거리와 동일한 물리적 개념에서 산출되기 때문이다. 따라서 변형거리가 인장속도 증가에 따라 커지는 경향을 나타낸 바와 같이, 연신율도 유사한 경향을 나타낸 것으로 판단된다.

Fig. 8a의 파단시간은 응력부식균열(Stress Corrosion Cracking, SCC) 발생 가능성을 평가할 수 있는 중요지표이다. 응력부식균열은 재료가 지속적인 인장응력과 부식환경에 동시에 노출될 때 발생하며, 이는 균열이 점진적으로 진행되면서 재료가 파단되는 현상이다 [25].

공기 중과 해수 중에서의 파단시간 차이는 인장속도 감소에 따라 점진적으로 증가하는 경향을 나타내었다. 인장속도가 0.004, 0.001 및 0.00075 mm/min인 경우, 두 환경에서의 파단시간 차이는 8.82, 41.13 및 68.82시간으로 산출되었다. 이러한 차이는 해수에 포함된 다량의 염소이온이 금속의 산화물 파괴를 유발하여 시간경과에 따라 국부부식이 뚜렷해진 것으로 사료된다 [26]. 이러한 부식작용은 표면에 미세한 결함이나 균열을 형성하며, 이는 국소적인 응력집중을 유발하여 균열전파를 가

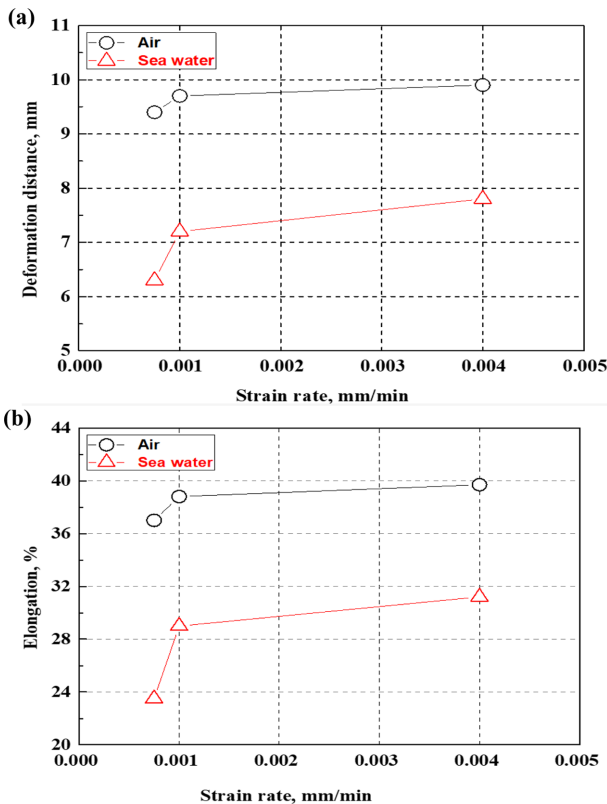


Fig. 7. Deformation distance (a) and elongation (b) with strain rate under air and seawater condition

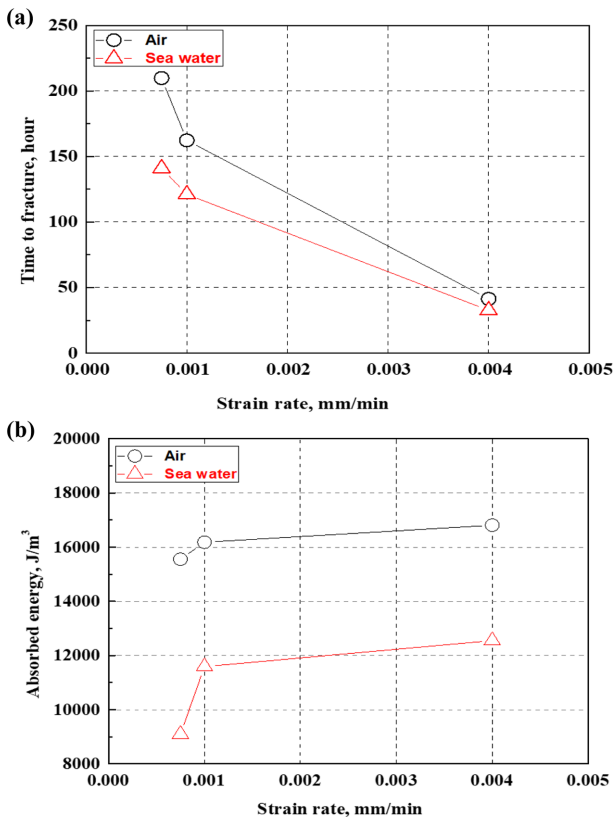


Fig. 8. Time to fracture (a) and absorbed energy (b) with strain rate under air and seawater condition

속화시킨다. 낮은 인장속도인 시편이 해수환경에 더 오랜 시간 노출되기 때문에, 부식으로 인한 손상이 더 많이 축적된다. 이에 따라 동일한 조건에서 공기 중과 해수 중의 파단시간을 비교한 결과, 파단시간의 차이는 낮은 인장속도 조건(0.00075 mm/min)에서 더욱 뚜렷하게 나타났다. 특히 이러한 경향은 재료가 응력부식균열에 민감하게 반응하였기 때문으로 해석될 수 있다.

일반적으로 동일한 인장속도 조건에서 재료를 변수로 실험한 경우, 연신율이 클수록 파단시간은 길다. 그 이유는 연신율은 인장시험 후 인장된 표점거리에 의해 산출되기 때문이다. 그러나 인장속도가 다를 경우 이러한 경향은 달라진다. 예를 들어, 느린 인장속도와 빠른 인장속도에서 모두 10 mm의 동일한 표점거리에서 파단될 수 있다. 이때 느린 인장속도에서는 변형이 장시간 동안 진행되기 때문에, 파단시간이 상대적으로 길게 나타난다. 본 연구에서 공기 중 파단시간 증가에 따라 연신율이 감소한 현상이 관찰되었다. Zener et al.은 낮은 인장속도에서는 재료내부에 균일한 변형이 발생하지 않는다고 보고하였다 [27]. 특히, 이러한 변형은 특정 영역에 국부적으로 집중되어 재료내부는 기계적 불안정성을 유발한다. 따라서 초기 변형이 발생한 특정 부위는

국부적으로 약화되고, 이후 해당 부위에 변형이 지속적으로 집중되면서 전체적인 연신율이 감소하게 된다. 본 연구에서도 낮은 인장속도 조건에서 기계적 변형이 발생한 특정 부위에, 국부적인 응력이 집중된 것으로 사료된다. 그 결과, 공기 중에서 낮은 인장속도에서 파단이 발생한 경우, 표점거리가 감소하여 연신율이 저하되는 경향이 관찰되었다. 또한, 해수환경에서도 유사한 원인에 따라 낮은 인장속도에서 파단 시 표점거리가 감소하여 연신율이 감소하는 경향을 나타낸 것으로 사료된다.

Fig. 8b의 흡수에너지는 재료 파단 시까지 흡수한 총 에너지로 재료의 연성과 강도를 평가할 수 있는 중요지표이다. 공기 중에서 가장 빠른 인장속도(0.004 mm/min)에서 흡수에너지는 16809.5 J/m³로 나타났으며, 느린 속도(0.00075 mm/min)에서 15553.8 J/m³로 산출되었다. 반면, 해수 중에서 인장속도가 가장 빠른 경우, 흡수에너지는 12550.9 J/m³로 가장 높게 나타났으며, 느린 인장속도에서는 9,097.3 J/m³로 감소하였다. 공기 중에서의 흡수에너지는 전체적으로 해수 중에 비해 높은 값을 유지하였다. 이는 해수 중에서는 염소이온(Cl⁻)에 의한 부식환경이 흡수에너지에 영향을 미친 것으로 사료된다. 결과적으로 해수 중에서는 부식의 영향을 받아 흡수에너지가 감소하였으며, 이는 재료가 해수환경에서 응력 집중에 의한 파괴 저항성이 약화됨을 의미한다.

Fig. 9는 응력부식균열에 의한 연신율, 파단시간 및 흡수에너지의 감소율을 나타낸 그래프이다. 본 연구에서는 다양한 인장속도(0.004, 0.001, 0.00075 mm/min)에서 SCC에 의한 기계적 특성 저하율을 정량적으로 평가하였으며, 이는 equation (2)와 같다.

$$R_{Reduction\ rate} (\%) = -\frac{X_{air} - X_{sea}}{X_{air}} \times 100 \quad (2)$$

$R_{Reduction\ rate}$ : 저하율,  $X_{air}$ : 공기 중 측정된 파라미터(연신율, 파단시간, 흡수에너지),  $X_{sea}$ : 해수 중 측정된 파라미터(연신율, 파단시간, 흡수에너지)

식 (2)에 따라 연신율의 감소율은 0.004, 0.001, 0.00075 mm/min의 경우, -21.41, -25.24, -36.49%로 산출되었다. 또한 같은 조건에서 파단시간의 감소율은 각각 -21.30, -25.35, -32.80%로 관찰되었다. 그리고 흡수에너지의 감소율의 경우, 인장속도가 가장 빠른 경우와 느린 경우 각각 -25.33와 -41.51%로 산출되었다. 연신율, 파단시간 그리고 흡수에너지의 감소율은 모든 조건에서 인장속도가 낮은 경우, 증가하는 경향을 나타내었다. 이는 해수 내 풍부한 염소이온(Cl⁻)이 금속 표면에서 부식을 촉진시키고, 국부적으로 응력이 집중되는 영역에서 미세균열 형성을 가속화한 결과로 사료된다. 이러한 미

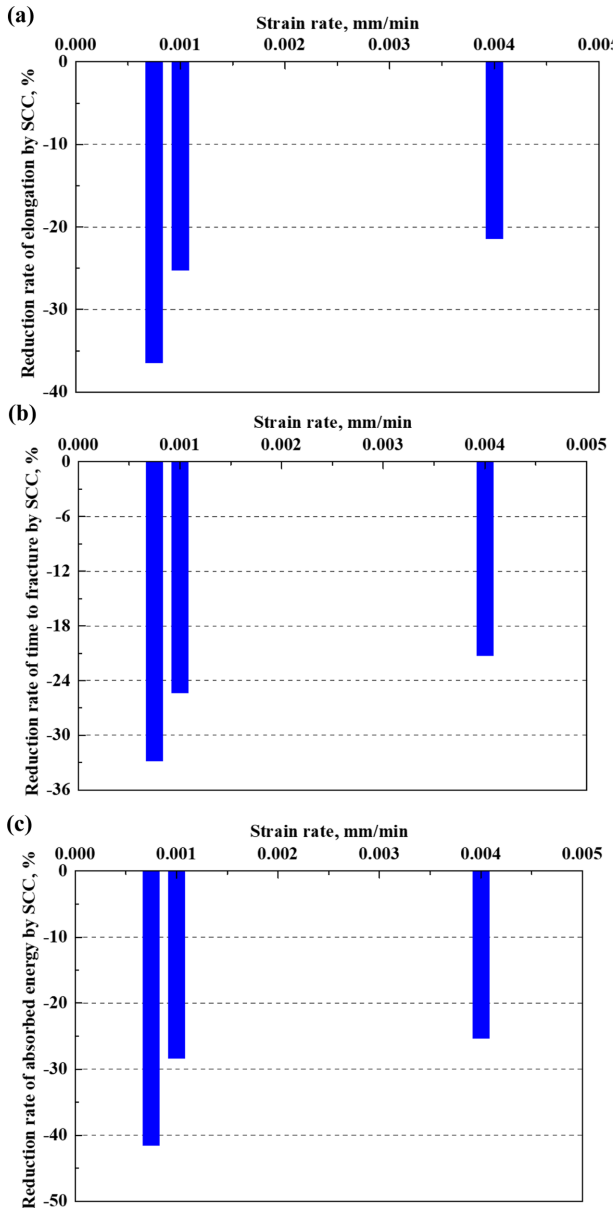


Fig. 9. Reduction rate of elongation (a), time to fracture (b) and energy absorption (c) by stress corrosion cracking with strain rate under seawater condition

세균열 발생은 연신율 감소와 과단시간 단축에 직접적인 영향을 미친 것으로 해석된다. 특히 인장속도가 느릴수록 시편이 해수환경에 더 오랜 시간 노출되어 부식으로 인한 결함이 점진적으로 축적된다. 그 결과, 국부적인 응력집중이 더욱 증가되고 균열전파 속도가 가속화되어 재료의 변형 저항성이 악화되며, 이는 최종적으로 재료의 변형 과정에서 흡수할 수 있는 에너지 감소로 이어지기 때문이다. 또한 연신율, 과단시간 그리고 흡수에너지 감소율이 인장속도가 낮은 조건에서 증가하는 경향은 응력부식균열 발생 메커니즘과 관련되며, 이

는 전기화학기반 해석과 기계적 요인을 복합적으로 고려한 해석을 통해 설명될 수 있다.

먼저 전기화학반응 기반 해석의 경우, 금속표면에서의 국부적인 전위차 형성은 미소 갈바닉 반응을 유도하여 특정 부위에서 선택적인 부식이 시작된다 [28]. 이러한 반응은 일반적으로 염소이온(Cl<sup>-</sup>)이 금속 표면에 흡착될 경우 더욱 촉진되며, 염소이온은 양극용해반응을 가속화시켜 산화피막의 국부적인 파괴를 초래한다. 또한, 지속적으로 가해진 외부응력은 산화피막의 회복을 저해하여, 금속내부가 부식환경에 장기간 노출되는 원인이 된다. 이후 시간경과에 따라 금속의 용해반응은 계속 진행되며, 균열은 점진적으로 성장한다. 특히 미세조직의 불균일성이 높은 영역에서는 전기화학적 반응이 집중적으로 발생하여 손상을 가속화시키는 원인이 될 수 있다.

이와 같은 관점에서, 낮은 인장속도에서 각 파라미터의 저하율이 높게 나타난 것은, 금속표면이 염소이온에 장시간 노출되면서 국부적인 손상이 누적된 결과로 해석할 수 있다. 염소이온의 존재는 산화피막의 안정성을 저하시킴과 동시에 양극용해를 촉진하여 균열의 초기생성과 확장을 모두 유발하는 주요 인자로 작용한 것으로 사료된다.

한편, 응력과 부식반응이 복합적으로 작용하는 혼합기구 해석은, 기계적 인장력에 의해 국부적인 응력집중이 미세균열을 유발하며, 이를 응력부식균열의 초기 기점으로 해석한다 [29]. 특히 재료 내부의 미세조직이 불균일한 경우, 응력이 특정 영역에 집중되어 초기 손상이 빠르게 진행된다. 이후 균열형성 부위에서는 또 다른 금속표면이 외부환경에 노출되며, 이에 따라 전기화학반응이 활성화된다. 이와 같은 반복적인 반응은 균열의 성장을 더욱 가속화시키는 메커니즘으로 작용한다.

혼합기구 해석의 경우, 인장속도가 느리면 외부응력에 장시간 노출되어 표면손상이 더욱 용이하게 진행될 수 있는 환경을 조성한다. 이로 인해 산화피막은 지속적으로 파괴되고, 금속 내부로의 이온 침투가 용이해지며 부식반응 또한 동시에 발생한다. 특히 AH32 고장력강은 페라이트-펄라이트 조직의 불균일성으로 인해 응력이 특정 부위에 집중되기 용이하여, 이러한 기계적·전기화학적 복합작용이 더욱 뚜렷하게 나타나는 것으로 사료된다.

Fig. 10은 AH32 고장력강에 대하여 공기 중과 해수 중에서 인장속도를 변수(0.004, 0.001, 0.00075 mm/min)로 인장시험 후 과단면 형상 분석결과이다. 공기 중의 모든 인장속도에서 딴플(dimple)이 뚜렷하게 관찰되었으며, 이는 연성파괴(ductile fracture)를 나타내는 주요 특징으로, 재료가 균일한 연성변형을 거치며 과단된 경우 형성되는 형상이다 [30]. 특히 빠른 인장속도(0.004 mm/min)

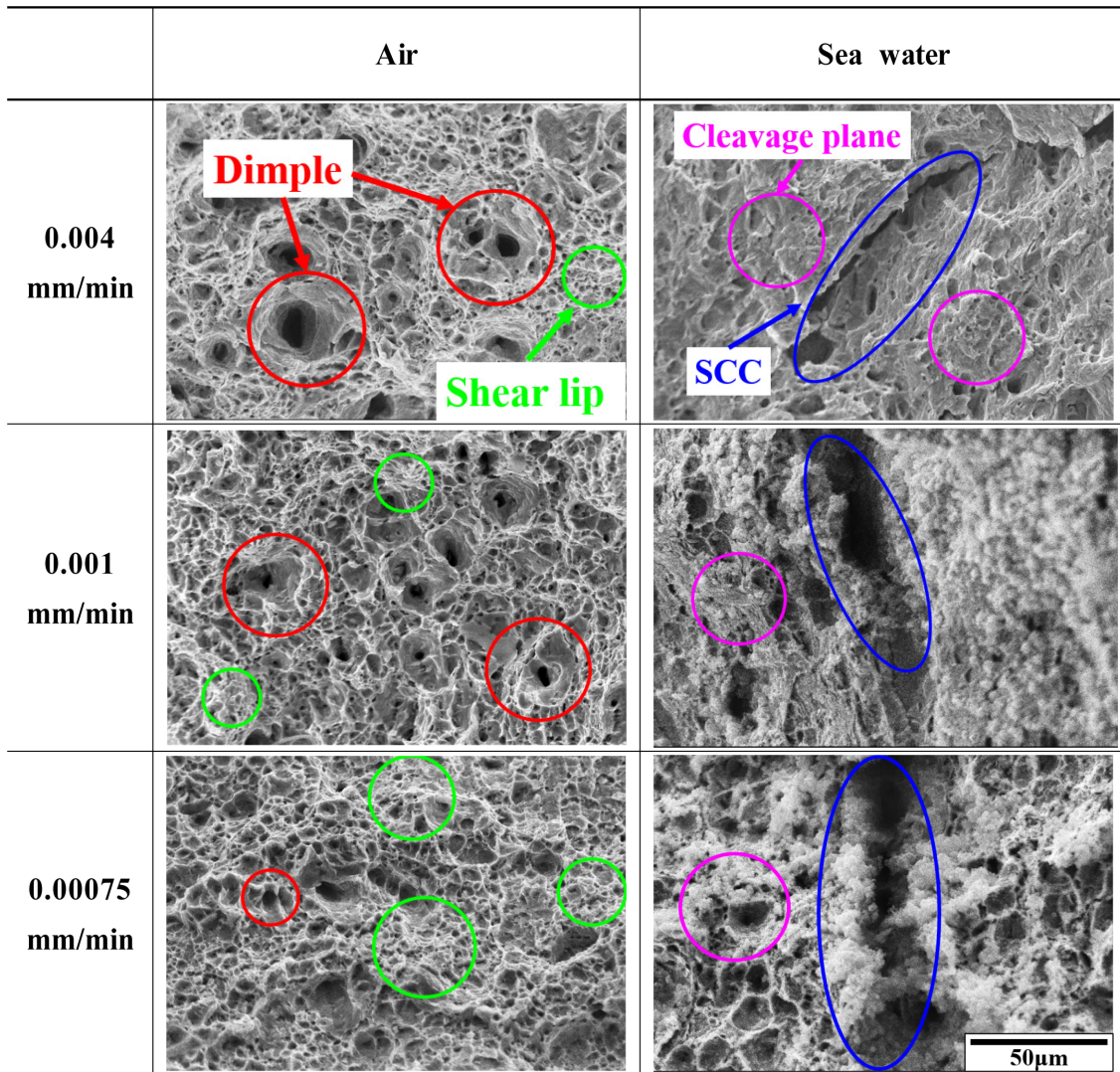


Fig. 10. Fracture morphologies with strain rates under air and seawater condition

에서는 깊은 딴플이 주로 형성되었으나, 가장 낮은 인장속도(0.00075 mm/min)에서는 딴플의 깊이가 얕아지고 밀도가 증가하는 경향이 관찰되었다. 이러한 결과는 낮은 인장속도에서 재료가 더 많은 소성변형이 발생한 것으로 여겨진다 [31]. 또한 이러한 소성변형이 발생한 경우, 딴플과 함께 전단립(shear lip) 형상이 관찰된다 [32]. 전단립 형상은 전단응력이 작용할 경우 섬유질 구조와 유사한 미세 딴플을 동반한다 [33]. 한편, 인장하중은 주로 축방향의 응력을 형성하나, 미세구조 내에서 결정립 내부의 전위(dislocation) 이동으로 인해 전단응력이 유발된다 [34]. 특히, 공기 중에서 일부 전단립 형상이 확인되었으며, 인장속도가 낮을수록 이 현상이 더 두드러지게 나타났다. 이에 따라 가장 낮은 인장속도에서는 전단립 영역이 넓고 뚜렷하게 관찰되었으며, 이는 소성변

형이 충분히 발생하여 연성파괴 특성이 지배적으로 발생하였기 때문으로 사료된다.

반면, 해수 중에서는 벽개면(cleavage plane)과 응력부식균열(stress corrosion cracking, SCC)이 뚜렷하게 관찰되었으며, 전단립 형상은 국소적으로 관찰되었다. 벽개면은 결정면을 따라 발생하는 균열전파로 인해 형성되며, 이는 합금의 취성파괴(brittle fracture)를 의미한다 [35]. 이러한 현상은 주로 응력집중과 부식환경이 결합된 조건에서 발생한다. 또한 해수 중에서 전단립 형상은 벽개면에 의해 거의 관찰되지 않은 것으로 사료된다. 결과적으로 본 연구에서는 해수환경 내 염소이온(Cl<sup>-</sup>)이 금속 표면의 산화피막을 파괴하고 양극 용해반응을 촉진시켜 국소적으로 취약부위를 형성시켰으므로 벽개면이 형성된 것으로 판단된다.

특히 해수 중에서 인장속도가 가장 낮은 조건 (0.00075 mm/min)에서는 파단면이 응력부식균열로 인해 거칠고 불균일한 형상이 뚜렷하게 관찰되었다. 이는 낮은 인장속도에서 시편이 부식환경에 장시간 노출되어 염소이온이 금속 표면에 국부적인 균열을 유발하고, 그 균열이 시간경과에 따라 점진적으로 전파되었기 때문으로 판단된다. 이러한 과정은 취성파괴를 유발하며, 인장속도가 낮아질수록 응력부식균열에 의한 손상이 더욱 증가하는 경향을 나타내었다.

결론적으로, 공기 중에서는 인장속도에 따라 딴플 깊이와 밀도가 달라지는 연성파괴가 주요 거동으로 관찰된 반면, 해수 중에서는 염소이온에 의한 국소적인 부식작용과 응력부식균열이 파단면 형상에 큰 영향을 미쳤음을 확인할 수 있었다.

#### 4. 결론

본 연구는 해양 구조물용 AH32 고장력강의 미세조직 특성과 저변형률인장시험 시, 인장속도에 따른 응력부식균열 특성을 공기중과 해수환경에서 비교 분석하였다.

1) 미세조직 분석을 통해 AH32는 페라이트-펄라이트 이중조직으로 구성되었으며, 펄라이트가 국부적으로 밀집되어 조직적 불균일성을 나타내었다. 특히 펄라이트의 라멜라(lamellar) 구조는 부식이온의 침투경로를 증가시켜 응력부식균열에 영향을 미치는 것으로 사료된다.

2) 인장속도에 따른 기계적 특성 분석 결과, 해수에 의한 연신율, 파단시간, 그리고 흡수에너지 저하율은 인장속도가 낮을수록 증가하는 경향을 나타내었다. 이는 해수 내 풍부한 염소이온(Cl<sup>-</sup>)이 금속 표면에서 부식을 촉진시키고, 국부적으로 응력이 집중되는 영역에서 미세균열 형성을 가속화시킨 결과로 사료된다.

3) 인장속도에 따른 응력부식균열특성 관찰 결과, 공기 중에서는 딴플(dimple)과 전단립(shear lip) 형상의 연성파괴가 주로 관찰되었으나, 해수 중에서는 벽개면(cleavage plane)과 응력부식균열로 인한 취성파괴 형상이 뚜렷하게 나타났다.

4) 응력부식균열 민감성은 미세조직 분포 특성과 해수 환경에서의 인장속도에 따라 크게 달라진다. 따라서, 해수 환경이 AH32 고장력강의 응력부식균열(SCC) 거동에 유의미한 영향을 미친다는 것을 시사한다.

#### 감사의 글

본 논문은 2025년도 교육부 및 전라남도의 재원으로 전라남도RISE센터의 지원을 받아 수행된 지역혁신중심 대학지원체계(RISE)의 결과입니다(2025-RISE-14-002).

#### References

1. J. V. Sharp, J. Wintle, Steel material types in offshore structures, in: *Assessment of Materials in Ageing Offshore Structures*, pp. 23 – 63, Springer, Cham (2025). Doi: [https://doi.org/10.1007/978-3-031-84489-8\\_3](https://doi.org/10.1007/978-3-031-84489-8_3)
2. S. S. Hwang, D. J. Kim, Ni plating technology for PWR reactor vessel cladding repair, *Corrosion Science and Technology*, **18**, 190 (2019). Doi: <https://doi.org/10.14773/CST.2019.18.5.190>
3. T. W. Montemarano, B. P. Sack, J. P. Gudas, M. G. Vassilaros, H. H. Vanderveldt, High strength low alloy steels in naval construction, *Journal of Ship Production*, **2**, 145 (1986). Doi: <https://doi.org/10.5957/jsp.1986.2.3.145>
4. F. Manuhutu, W. N. W. M. Norsani, C. W. M. Noor, The influence of seawater velocity to the corrosion rate and paint degradation at mild steel plate immersed in sea water, *Applied Mechanics and Materials*, **554**, 218 (2014). Doi: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.554.218>
5. F. Manuhutu, W. N. W. M. Norsani, C. W. M. Noor, The influence of seawater velocity to the corrosion rate and paint degradation at mild steel plate immersed in sea water, *Applied Mechanics and Materials*, **554**, 218 (2014). Doi: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.554.218>
6. W. Wu, Q. Wang, L. Yang, Z. Liu, X. Li, and Y. Li, Corrosion and SCC initiation behavior of low-alloy high-strength steels microalloyed with Nb and Sb in a simulated polluted marine atmosphere, *Journal of Materials Research and Technology*, **9**, 12976 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.09.033>
7. A. Mostafanejad, M. Iranmanesh, and A. Zarebidaki, An experimental study on stress corrosion behavior of A131/A and A131/AH32 low carbon steels in simulated seawater, *Ocean Engineering*, **188**, 106204 (2019). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.oceaneng.2019.106204>
8. V. Igwemezie, A. Mehmanparast, and F. Brennan, The role of microstructure in the corrosion-fatigue crack growth behaviour in structural steels, *Materials Science and Engineering: A*, **803**, 140470 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140470>
9. Z. Jiao, J. Wang, L. Li, K. Fu, M. Zhao, J. Liu, J. Guo, W. Wu, Numerical simulation study of welding process of AH32 ship plate steel, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, **77**, 2439 (2024). Doi: <https://doi.org/10.1007/s12666-024-03320-0>

10. F. Xue, F. Shi, C. Zhang, Q. Zheng, D. Yi, X. Li, Y. Li, The microstructure and mechanical and corrosion behaviors of thermally aged Z3CN20-09M cast stainless steel for primary coolant pipes of nuclear power plants, *Coatings*, **11**, 870 (2021). Doi: <https://doi.org/10.3390/coatings11080870>
11. D.-G. Kim, G.-Y. Kim, H.-S. Gwon, S.-G. Lee, I.-O. Sim, Y.-U. Kim, A study on stress corrosion phenomena of high strength and high toughness 5Ni–Cr–Mo–V steel for deep sea structural materials by linear elastic fracture mechanics, *Corrosion science and technology*, **24**, 85 (1995). Doi: [https://www.j-cst.org/opensource/pdfjs/web/pdf\\_viewer.htm?code=J00240200085](https://www.j-cst.org/opensource/pdfjs/web/pdf_viewer.htm?code=J00240200085)
12. B. Karlsson, G. Lindén, Plastic deformation of ferrite–pearlite structures in steel, *Materials Science and Engineering*, **17**, 209 (1975). Doi: [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(75\)90232-3](https://doi.org/10.1016/0025-5416(75)90232-3)
13. Y. T. Wang, Y. Adachi, K. Nakajima, Y. Sugimoto, Quantitative three-dimensional characterization of pearlite spheroidization, *Acta Materialia*, **58**, 4849 (2010). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.05.023>
14. Y. Yang, Z. Jiang, X. Liu, J. Sun, W. Wang, Enhanced interfacial strength and ductility of stainless steel/carbon steel laminated composite by heterogeneous lamella structure, *Journal of Materials Research and Technology*, **18**, 4846 (2022). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.04.057>
15. C. Gennari, M. Lago, B. Bögre, I. Meszaros, I. Calliari, and L. Pezzato, Microstructural and corrosion properties of cold rolled laser welded UNS S32750 duplex stainless steel, *Metals*, **8**, 1074 (2018). Doi: <https://doi.org/10.3390/met8121074>
16. Y. H. Lee, G. I. Kim, K. M. Kim, S. J. Ko, W. C. Kim, J. G. Kim, Localized corrosion occurrence in low-carbon steel pipe caused by microstructural inhomogeneity, *Materials*, **15**, 1870 (2022). Doi: <https://doi.org/10.3390/ma15051870>
17. M. Guan, H. Yu, Fatigue crack growth behaviors in hot-rolled low carbon steels: A comparison between ferrite–pearlite and ferrite–bainite microstructures, *Materials Science and Engineering: A*, **559**, 875 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.09.036>
18. P. K. Katiyar, S. Misra, K. Mondal, Corrosion behavior of annealed steels with different carbon contents (0.002, 0.17, 0.43 and 0.7% C) in freely aerated 3.5% NaCl solution, *Journal of Materials Engineering and Performance*, **28**, 4041 (2019). Doi: <https://doi.org/10.1007/s11665-019-04137-5>
19. J. Torkkeli, T. Saukkonen, H. Hänninen, Effect of pearlite on stress corrosion cracking of carbon steel in fuel-grade ethanol, *Corrosion Reviews*, **36**, 281 (2018). DOI: <https://doi.org/10.1515/corrrev-2017-0072>
20. G. Regazzoni, U.F. Kocks, P.S. Follansbee, Dislocation kinetics at high strain rates, *Acta Metallurgica*, **35**, 2865 (1987). Doi: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(87\)90285-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(87)90285-9)
21. H. Wu, G. Wu, L. Xiang, J. Tao, Z. Zheng, J. Sun, W. Li, C. Huang, X. Lan, Impact of corrosion on the degradation of the mechanical properties of 2195 and 2297 Al alloys in the marine environment, *Metals*, **12**, 1371 (2022). Doi: <https://doi.org/10.3390/met12081371>
22. Z. Gronostajski, A. Niechajowicz, R. Kuziak, J. Krawczyk, S. Polak, The effect of the strain rate on the stress–strain curve and microstructure of AHSS, *Journal of Materials Processing Technology*, **242**, 246 (2017). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.11.023>
23. J. Toribio, B. González, J. C. Matos, F.-J. Ayaso, Influence of microstructure on strength and ductility in fully pearlitic steels, *Metals*, **6**, 318 (2016). Doi: <https://doi.org/10.3390/met6120318>
24. I. Y. Pychmintsev, R. A. Savrai, B. C. De Cooman, O. Moriau, High strain rate behaviour of TRIP-aided automotive steels, *Proc. International Conference on TRIP-aided High Strength Ferrous Alloys*, pp. 299 – 302, Aachen, Mainz (2002). <http://hdl.handle.net/1854/LU-161203>
25. M. H. Im, Cavitation characteristics on impeller materials of centrifugal pump for ship in sea water and fresh water, *Corrosion Science and Technology*, **10**, 218 (2011). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2011.10.6.218>
26. K. K. Baek, H. I. Lee, C. H. Lee, Study on the welding parameters of steel pipes for higher sulfide stress corrosion cracking resistance for field application, *Corrosion Science and Technology*, **3**, 154 (2004). <https://www.koreascience.kr/article/JAKO200421161640041.page?&lang=ko>
27. C. Zener, J. H. Hollomon, Effect of strain rate upon plastic flow of steel, *Journal of Applied Physics*, **15**, 22 (1944). Doi: <https://doi.org/10.1063/1.1707363>
28. H. Cho, Y. R. Yoo, Y. S. Kim, Improvement of chloride induced stress corrosion cracking resistance of welded 304L stainless steel by ultrasonic shot peening, *Corrosion Science and Technology*, **23**, 266 (2024). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2024.23.4.266>
29. W. R. Warke, Stress-corrosion cracking, in: W.T. Becker,

- R. J. Shipley (Eds.), ASM Handbook, 11, pp. 823 – 860, ASM International (2002). Doi: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v11.a0003553>
30. H. S. Klapper, B. Zajec, A. Heyn, A. Legat, Elucidating nucleation stages of transgranular stress corrosion cracking in austenitic stainless steel by in situ electrochemical and optical methods, *Journal of The Electrochemical Society*, **166**, C3326, (2019). Doi: <https://doi.org/10.1149/2.0411911jes>
  31. X. Pan, G. Qian, Y. Hong, Nanograin formation in dimple ridges due to local severe-plastic-deformation during ductile fracture, *Scripta Materialia*, **194**, 113631 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.113631>
  32. T. Chiyatan, V. Uthaisangsuk, Mechanical and fracture behavior of high strength steels under high strain rate deformation: Experiments and modelling, *Materials Science and Engineering: A*, **779**, 139125 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139125>
  33. H. G. F. Wilsdorf, The ductile fracture of metals: A microstructural viewpoint, *Materials Science and Engineering*, **59**, 1 (1983). Doi: [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(83\)90085-X](https://doi.org/10.1016/0025-5416(83)90085-X)
  34. P. Maruschak, I. Konovalenko, A. Sorochak, Methods for evaluating fracture patterns of polycrystalline materials based on the parameter analysis of ductile separation dimples: A review, *Engineering Failure Analysis*, **153**, 107587 (2023). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2023.107587>
  35. J. H. Chen, Q. Wang, G. Z. Wang, Z. Li, Fracture behavior at crack tip — a new framework for cleavage mechanism of steel, *Acta Materialia*, **51**, 1841 (2003). Doi: [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00581-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00581-5)