

HSLA-100강의 수소취성에 미치는 시효처리의 영향

조광철* · 김준식* · 권혁상* · 김영우** · 심인옥** · 김규영*** · 이성근****

*한국과학기술원 재료공학과, **국방과학연구소

포항공과대학 재료금속공학과, *동아대학교 금속공학과

Effects of Aging Treatment on the Hydrogen Embrittlement of HSLA-100 Steel

Kwang-Cheol Cho, Joon-Shick Kim, Hyuk-Sang Kwon,

Young-Woo Kim**, In-Ok Sim**, Kyoung-Young Kim***, Sung-Keun Lee****

*Dept. of Materials Science and Engineering, Korea Advanced Institute of Science & Technology

**Agency for Defense Development,

***Dept. of Materials Science and Engineering, Pohang Institute of Science & Technology

****Dept. of Metallurgical Engineering, Dong-A University

Effects of aging treatment on the susceptibility to hydrogen embrittlement (HE) of HSLA-100 steels were investigated in a synthetic sea water+0.1N H₂SO₄+1g/L thiourea solution at room temperature under various cathodic current density using slow strain rate test.

The yield strength of the alloy increased with the aging temperature, reaching the maximum at 500 °C, and then decreased with aging temperature due to coarsening of Cu precipitates and recovery of matrix.

The variation of susceptibility to HE of the alloy were found to be divided into three regions with an increase in the cathodic current density. In region I where the strain to failure ratio ($\epsilon_{T,solution}/\epsilon_{T,air}$) exceeded 0.85, stress corrosion hardly occurred. In region II where the strain to failure ratio was in the range of 0.15 to 0.85, the susceptibility to HE increased significantly with the applied cathodic current density. In region III where the strain to failure ratio was less than 0.15, the alloy was extremely susceptible to HE and failed by a brittle intergranular fracture mode.

HSLA-100 steel was most susceptible to HE when aged at 500 °C. The resistance to HE of the alloy was increased with aging temperature, due to decrease of yield strength and dislocation density and to increase of hydrogen trap density. The fracture mode of the alloy changed in order of microvoid coalescence, tearing topography surface or quasi-cleavage and brittle intergranular fracture as the susceptibility to HE increased.

1. 서 론

최근에 개발된 저합금 고장력강인 HSLA-100강은 Ni, Cu, Mn 등을 주첨가원소로 하는 극저탄소 Cu 석출강화강으로 강도와 인성 등의 기계적 성질과 용접성이 우수한 해양구조용 재료이다. 잠수함이나 선박 등의 해양구조물에 사용되는 구조용 재료는 낮은 수온과 높은 수압을 견딜 수 있는 충분한 강도와 저온인성이 확보되어야 하며, 해수와 같은 가혹한 분위기에서 부식을 견딜 수 있는 우수한 내식성, 특히 큰 하중으로 인한 응력부식에 대한 저항성이 요구된다.

현재 해양구조용 재료로는 소임-소려(quenching-tempering)에 의하여 강화되는 HY계열의 강이 주로 사용되고 있는데, HY계열의 강은 비교적 높은 탄소 함량으로 인하여 용접시에 열영향부(heat affected zone)가 마르텐사이트 구조를 갖게 되어 수소취성에 민감하다. 따라서 이를 방지하기 위해서 용접 전에 용접부를 장시간 예열(preheating)해야 하며 용접시에도 세밀한 온도조절이 요구된다.¹⁾ 이러한 단점을 해결하기 위하여 탄소의 양을 최대한 줄이는 대신(0.1 wt% 이하)²⁾ Cu의 함량을 높여 Cu 석출물에 의한 시효강화 기구를 갖는 HSLA계열의 강이 개발되었다. 극저탄소 Cu 강화 HSLA강의 가장 큰 장점은 열영향부의 강도 및 인성이 매우 우수하다는 점이다. HSLA강은 HY강과는 달리 열영향부가 Cu의 용해와 결정립 조대화의 영향으로 매우 연한 성질을 가지므로 수소취성에 덜 민감하며 용접시에 예열이 필요없어 용접공정을 단순화시킨다.

HSLA-100강은 틈부식(crevice corrosion)이나 공식(pitting)에 대한 저항성이 비교적 우수하고 용접부에 대한 특별한 부식증가 특성을 보이지 않으며 노치(notch)와 피로균열(fatigue precrack)을 가진 T-L방향의 용접시편에 대해 응력부식시험을 실시한 결과, HY-100강과 거의 동등한 응력부식저항성을 갖는 것으로 보고된 바

있다.³⁾ HSLA-100강은 해양구조용 재료이므로 해수에서의 부식특성이 매우 중요하며, 특히 용접부에는 많은 잔류응력이 존재하고 대부분이 음극방식(cathodic protection)이 되기 때문에 수소취성에 대한 저항성은 더욱 중요한 것으로 사료된다. 그러나, 지금까지 HSLA-100강의 수소취성에 관한 연구가 제한적이었고, 특히 시효처리 및 수소 장입량의 변화가 HSLA-100강의 수소취성에 미치는 영향에 대해서는 아직 밝혀진 바가 없다.

본 연구에서는 수소장입하의 해수분위기에서 시효처리 및 음극인가전류에 따르는 수소장입량의 변화가 HSLA-100강의 수소취성민감도에 미치는 영향을 평활한 인장시편을 이용한 저속인장시험(slow strain rate test)으로 평가하고, 수소취성민감도와 HSLA-100강의 파괴모드사이의 관계를 규명하였다.

2. 실험 방법

2.1 재 료

본 연구에서 사용된 합금은 포항제철로부터 받은 13 mm 두께의 HSLA-100강 판재로 Table 1과 같은 화학조성을 갖는다. 이 판재를 압연방향에 평행하게 사각봉의 형태로 절단하여 오스테나이트영역의 900 °C에서 2 시간 동안 용체화 처리하여 급냉한 후 500, 550, 600, 650 °C에서 각각 1 시간 동안 시효처리하였다.

Table 1. Chemical compositions of HSLA-100 steels.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb
.038	.27	.87	.007	.006	3.5	.58	1.5	.39	.039

2.2 분극시험

2.1에서 시효처리한 시편을 적당한 크기로 절단하여 점용접(spot welding)으로 시편의 뒷면을

피복구리선과 연결하고 호마이카로 cold-mounting하여 앞면을 SiC 연마지 #2000까지 연마한 후, 노출 면적이 10 mm×10 mm가 되도록 하고 나머지는 실리콘 러버(silicon rubber)로 봉합하였다. 분극 시험은 ASTM G5에 명시된 1 l 용량의 mutineck flask에 시효처리된 시편을 작업전극으로 사용하고 대전극과 기준전극으로 각각 백금 전극과 포화칼로멜 전극을 사용하였다. 시효처리한 시편에 대해 EG&G사의 model 273 potentiostat를 사용하여 상온의 인조해수+0.1 N H₂SO₂+1 g/L thiourea용액과 인조해수 용액에서 자연부식전위에 대해 -1500 mV~1500 mV 범위에서 0.5 mV/s의 주사속도로 전위를 변화시키면서 분극시험을 수행하였다. 본 연구에서 사용된 인조해수는 ASTM D1141에 따라 제조되었다. Thiourea는 수소의 장입을 원활히 하기 위하여 첨가하였는디.

2.3 저속인장시험

2.1에서 시효처리한 시편으로 길이 25 mm, 직경 5 mm의 인장부규격을 갖는 저속인장시험용 시편을 제작하여 인장시편의 인장부를 SiC 연마지 #800까지 연마한 후 시험중 시편이 용액에 노출되는 면적을 일정하게 하기 위해 인장부를 제외한 모든 부분은 실리콘 러버로 봉합하였다. 시효온도가 수소취성민감도에 미치는 영향을 알아보기 위해서 Cortest사의 일정변형속도시험기(CERT)를 사용하여 인조해수 + 0.1 N H₂SO₄+ 1 g/L thiourea 용액중에서 시편에 자연부식전위와 -2.5 A/cm²~-25 mA/cm²의 음극전류를 인가하면서 1×10⁻⁶/sec.의 일정한 변형속도로 시편을 인장하여 저속인장시험을 수행하였으며 저속인장시험으로부터 얻은 파괴변형비($\epsilon_{f, sol.} / \epsilon_{f, air.}$: 공기중에서의 파괴변형률($\epsilon_{f, air.}$)에 대한 용액중에서의 파괴변형률($\epsilon_{f, sol.}$)의 비)로 수소취성민감도를 평가하였다. Fig. 1은 시험장치의 모식도를 나타낸다. 본 연구에서는 저속인장시험시 수소의 발생에 의해 용액의 산도(pH)가 변하는 것을 방

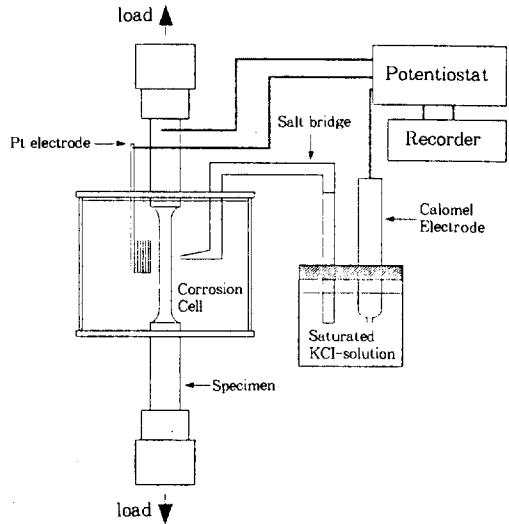


Fig. 1 Apparatus used for slow strain rate test.

지하기 위해 용액을 순환하여 주었으며 CERT에서 측정된 응력과 변형을 IBM PC/AT와 차트기록기(Chart Recorder)로 받아서 분석하였고, 저속인장시험시 인장과 동시에 Hokuto Denko사의 Potentiostat HA-303을 사용하여 시편에 전류를 가하여 주었으며 기준전극과 대전극으로는 각각 포화칼로멜 전극과 백금 전극을 사용하였다. 이하 본 논문에서 언급된 모든 전기화학 전위는 포화칼로멜 전극을 기준으로 측정된 값을 사용하였다.

2.4 미세조직 관찰 및 파단면 조사

시효처리한 시편을 1 μm의 다이아몬드 크기까지 연마하여 2% nital 용액에서 1 분간 에칭한 후 광학현미경으로 표면의 미세조직을 관찰하였고, 시효처리된 조직내에 석출된 미세한 Cu 석출물을 투과전자현미경(TEM)으로 관찰하였다. 그리고 저속인장시험 후 파괴된 시편의 파단면을 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하여 파단면의 파괴모드를 조사하였다.

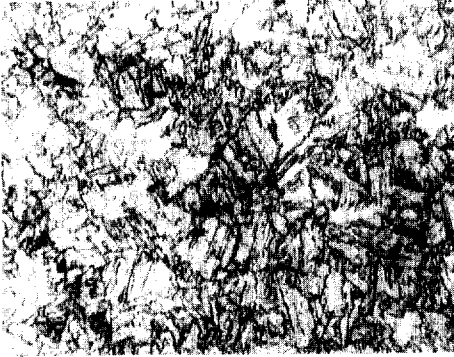
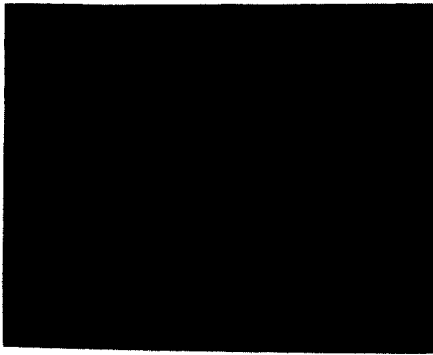
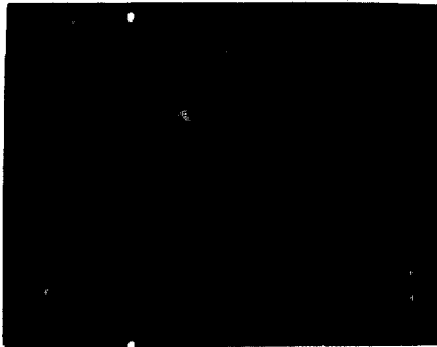


Fig. 2 Microstructure of HSLA-100 steel aged at 550 °C.



(a)



(b)

Fig. 3 TEM photographs of Cu precipitates in HSLA-100 steels aged at; (a) 500 °C (DF image) (b) 650 °C (DF image)

3. 실험결과 및 고찰

3.1 시효처리한 재료의 미세조직과 기계적 성질

시효처리한 HSLA-100강 시편을 2 % nital 용액에서 1 분간 에칭하여 광학현미경으로 미세조직을 관찰한 결과 모든 시편은 템퍼드 마르텐사이트 조직을 갖는 것으로 나타났다. Fig. 2는 550 °C에서 시효한 시편의 미세조직의 광학현미경 사진으로 시편 전체에 걸쳐 래스 경계(lath boundary)를 따라 미세한 석출물들이 많이 석출되어 있는 것을 관찰할 수 있다. Mujahid 등은⁴⁾ HSLA-100강은 450 °C 시효시에 기지금속과 정합을 이루며 BCC 구조를 갖는 Cu-rich cluster가 석출되고 500 °C에서 시효시에는 10 nm 이하의 크기를 갖는 FCC구조의 ϵ -Cu 석출물이 기지와 정합을 이루며 석출하는 것으로 보고한 바 있다. Fig. 3은 시효처리한 HSLA-100강의 기지내에 석출된 Cu 석출물을 TEM으로 관찰한 결과(DF image)를 보여준다. 이 결과로부터 시효온도가 500 °C에서 650 °C로 증가함에 따라 Cu 석출물이 5~10 nm에서 10~20 nm의 크기로 조대화되었음을 확인하였다.

Table 2와 Fig. 4는 시효처리가 HSLA-100강의 기계적 성질에 미치는 영향을 나타낸다. 400~650 °C의 온도 범위에서 시효처리하였을 때 시효온도가 증가함에 따라 연신율이 증가하였고 500 °C에서 시효한 경우가 최대시효(peak aging)로 항복강도와 인장강도가 가장 높은 값을 가지며, 그

Table 2. Effects of aging treatment on the mechanical properties of HSLA-100 steels.

aging temperature (°C)	yield strength (kgf/mm ²)	tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)
400	92.8	103.9	17.0
500	107.0	113.4	18.3
550	100.6	102.8	20.8
600	94.4	95.3	22.2
650	85.9	87.1	23.9

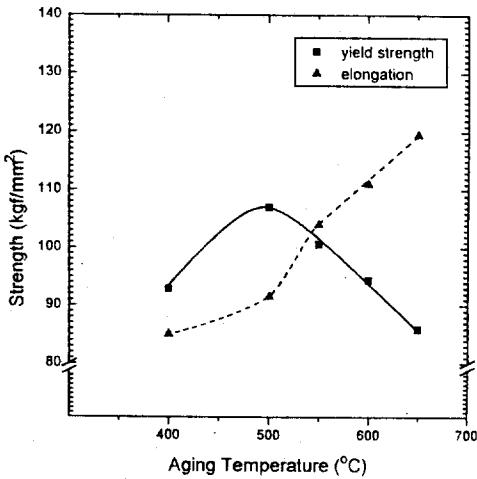


Fig. 4 Effects of aging treatment on the mechanical properties of HSLA-100 steels.

이상의 온도에서는 시효온도가 증가함에 따라 항복강도와 인장강도가 점점 감소하는 것으로 나타났는데, 이는 과시효에 의한 Cu 석출물의 조대화와 기지 금속의 회복 및 재결정으로 인한 것으로 사료된다.

3.2 분극거동

Fig. 5는 500~650 °C에서 시효처리한 시편을 상온의 인조해수 +0.1 N H₂SO₄+1 g/L thiourea 용액에서 분극시험한 결과를 보여준다. 모든 시편에 대해서 자연부식전위는 대략 -480~-490 mV (vs. SCE) 정도의 값을 보이며, 약 -900 mV (SCE)까지는 Tafel 영역을 나타내고 그 이하의 전위에서는 수소농도분극에 의해 대략 -6×10^{-4} A/cm² 정도의 한계전류밀도를 갖는 것으로 나타났으며, 이 결과로부터 시효온도가 HSLA-100 강의 분극거동에 거의 영향을 미치지 않음을 알 수 있다. Fig. 6은 650 °C에서 시효처리한 시편에 대해 인조해수 용액과 인조해수 +0.1 N H₂SO₄ +1 g/L thiourea 용액에서 분극시험한 결과를 보여준다. 각각의 경우 자연부식전위는 -524 mV와 -485 mV로 황산이 첨가된 경우가 더 높게 나타났는데, 이는 황산이 첨가된 용액중에서의 낮은

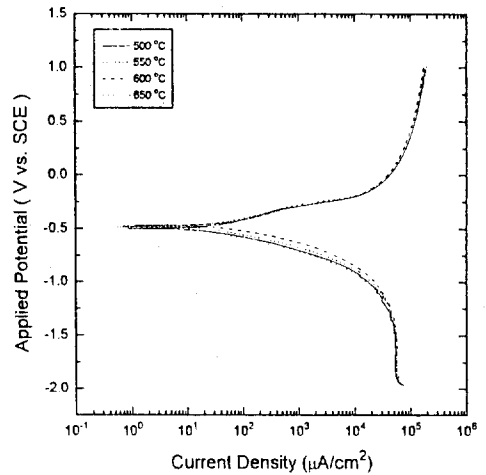


Fig. 5 Potentiodynamic polarization curves of aged HSLA-100 steels in a synthetic sea water +0.1N H₂SO₄ +1g/L thiourea at room temperature.

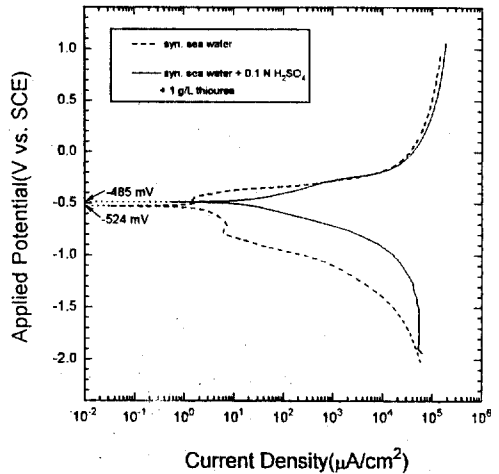


Fig. 6 Potentiodynamic polarization curves of 650 °C-aged HSLA-100 steels respectively measured in syn. sea water solution and syn. sea water + 0.1 N H₂SO₄ + 1 g/L thiourea solution.

pH로 인하여 자연부식전위가 증가한 결과이다. 또한 인조해수 용액에서는 전극전위 약 -800 mV를 기준으로 그 이상의 전위에서는 산소환원 반응이 지배적으로 일어나고 그 이하의 전위영역에서는 수소환원반응이 지배적으로 일어나서

약 -1200 mV까지는 Tafel 영역을 나타내다가 그 이하의 전위에서는 수소농도분극이 발생하여 황산이 첨가된 인조해수 용액에서와 비슷한 한계 전류밀도를 나타내었다.

3.3 자연부식전위하에서 시효처리가 응력부식 균열에 미치는 영향

Table 3과 Fig. 7은 시효처리한 시편을 상온의 인조해수 + 0.1 N H₂SO₄ + 1 g/L thiourea 용액에서 자연부식전위하에서 1×10^{-6} /sec.의 변형속도로 저속인장시험을 수행한 결과 얻어진

Table 3. Effects of aging treatment on the strain to failure ratio of HSLA-100 steels in syn. sea water + 0.1 N H₂SO₄ + 1 g/L thiourea solution under open circuit potential at room temperature.

Aging treatment	Strain to Failure Ratio ($\epsilon_{f, sol} / \epsilon_{f, air}$)
650 °C / 1 hr.	0.47
550 °C / 1 hr.	0.97
600 °C / 1 hr.	0.88
650 °C / 1 hr.	0.99

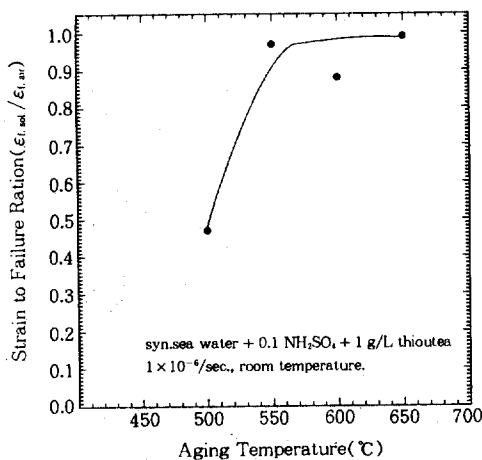
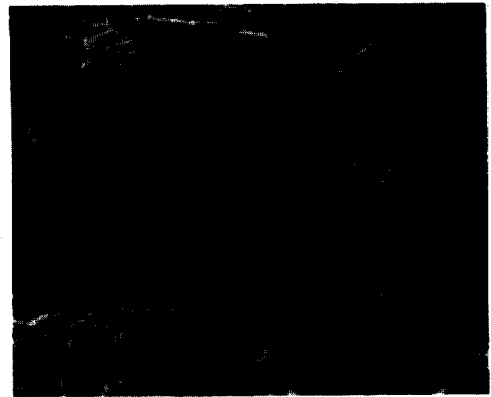
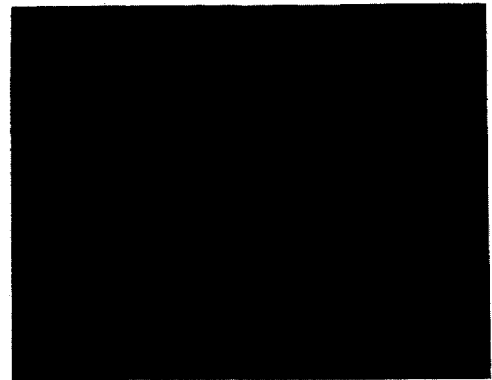


Fig. 7 Effects of aging treatment on the strain to failure ratio of HSLA-100 steels deformed at a rate of 1×10^{-6} /sec. in syn. sea water + 0.1 N H₂SO₄ + 1 g/L thiourea solution under open circuit potential at room temperature.



(a)



(b)

Fig. 8 SEM Micrographs showing the fracture surface of aged HSLA-100 steels failed by SSRT in syn. sea water + 0.1 N H₂SO₄ + 1 g/L thiourea solution under open circuit potential

과피변형비의 값을 나타낸 것이다. 자연부식전위하에서는 최대 항복강도를 갖는 500 °C 시효시편에서만 응력부식이 일어났으며 그 외의 시효시편에서는 과피변형비가 0.85 이상으로 매우 높아 응력부식이 거의 일어나지 않은 것으로 나타났다. Fig. 8은 저속인장시험시 파괴된 시효시편의 파단면을 보여준다. 이들은 각각 표면 근처에서 얻은 사진인데 500 °C 시효시편은 의사벽개파괴(quasi-cleavage)와 미세소성에 의한 입계파괴가 혼합된 파괴모드를 나타내고 있는 반면에 550 °C에서 시효처리한 시편은 MVC(microvoid coalescence)에 의한 파괴를 보인다. 이상

의 결과로부터 550 °C 이상의 시효온도에서 시효처리한 HSLA-100강은 자연부식전위하에서의 용력부식에 대한 저항성이 매우 우수함을 알 수 있다.

3.4. 음극인가전류밀도가 용력부식균열에 미치는 영향

Fig. 9는 550 °C에서 시효한 시편에서 음극인가전류밀도의 변화에 따른 파괴변형비의 변화와 그에 따른 파괴모드의 변화를 나타낸 것이다. 이 결과로부터 음극인가전류밀도의 변화에 따른

수소취성민감도의 변화거동을 크게 3 개의 영역으로 나누어 볼 수 있다. Region I은 0.85 이상의 파괴변형비를 갖는 영역으로 용력부식이 거의 일어나지 않는 영역이고 region II는 0.15~0.85의 파괴변형비를 갖는 영역으로 음극인가전류밀도의 증가에 따라 파괴변형비가 급격히 감소하는 영역이며 region III는 0.15 이하의 매우 낮은 파괴변형비가 일정하게 유지되며 심한 수소취성을 나타내는 영역이다. Region I에서는 약간의 음분극으로 인하여 핏트의 생성이 억제되어 용력부식 저항성이 증가함과 동시에 환원반응에

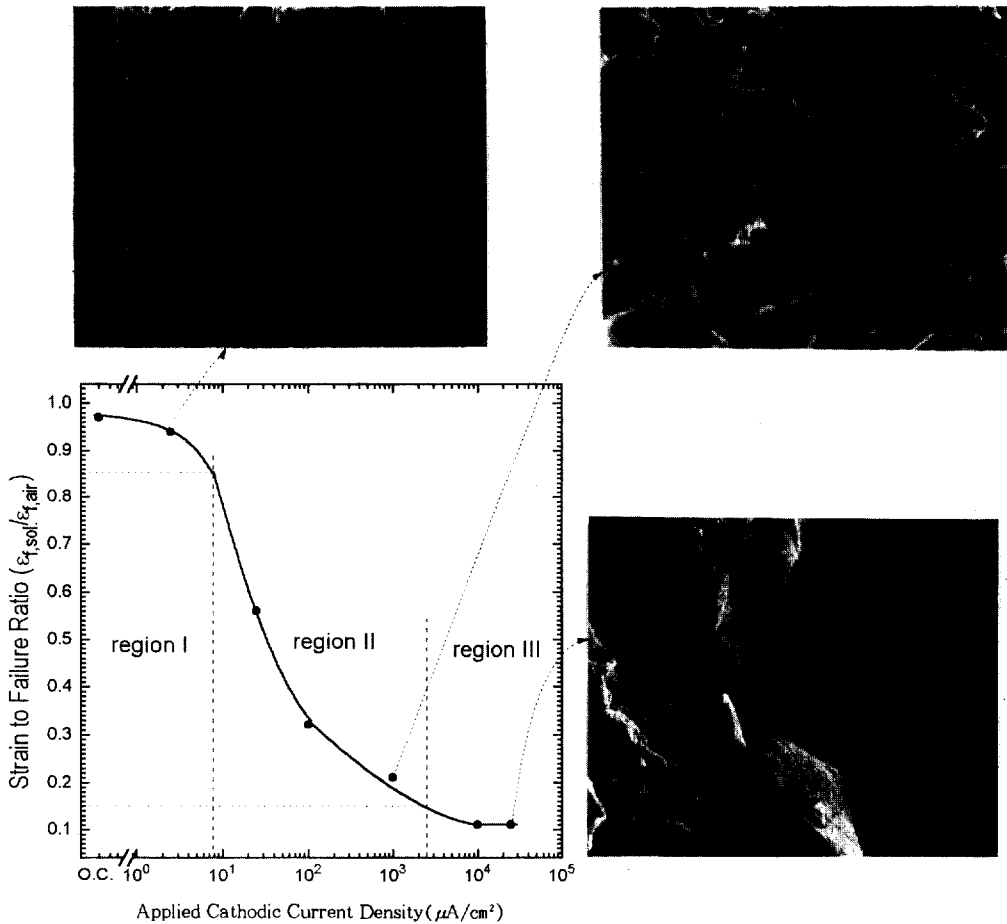


Fig. 9 Effects of applied current density on the strain to failure ratio and fracture mode of HSLA-100 steels aged at 550 °C and deformed at a rate of 1×10^{-6} /sec. in syn. sea water + 0.1 N H₂SO₄ + 1 g/L thiourea solution

용에 의해 발생하는 수소의 양이 매우 적어 수소취성이 일어나지 않으며, region II에서는 음극인가전류밀도가 증가함에 따라 금속 표면에서 내부로 장입되는 수소의 양이 증가하여 수소취성민감도가 급격히 증가하는 양상을 나타내고 region III에서는 이미 심한 수소취성을 일으키기에 충분한 양의 수소가 장입되어 음극인가전류밀도의 증가가 수소취성민감도에 별 영향을 주지 않는 것으로 사료된다. 특히 이 영역에서는

수소의 장입보다는 수소가 금속 내부로 확산해서 침투해 들어가는 과정이 전체 파괴속도를 지배하여 거의 일정한 파괴변형비를 갖게 되는 것으로 사료된다.

일반적으로 고강도강의 파괴모드는 심한 수소취성이 일어날 때는 취성입계파괴(brittle intergranular fracture, BIF) 형태를 나타내며 수소취성이 일어나지 않을 때는 MVC(microvoid coalescence)에 의한 연성파괴를 나타낸다. 그리고

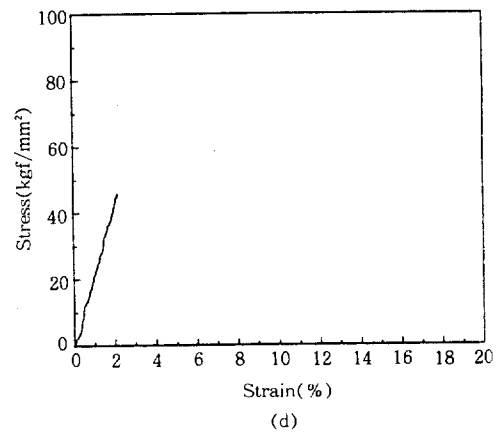
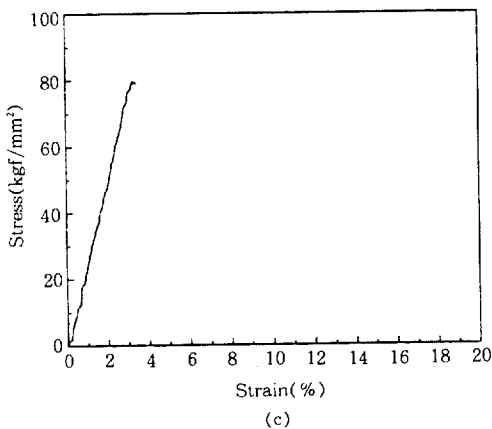
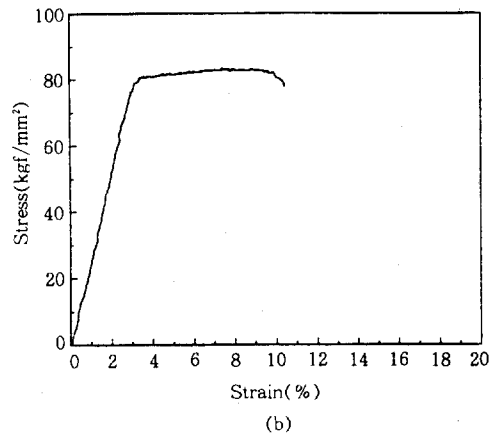
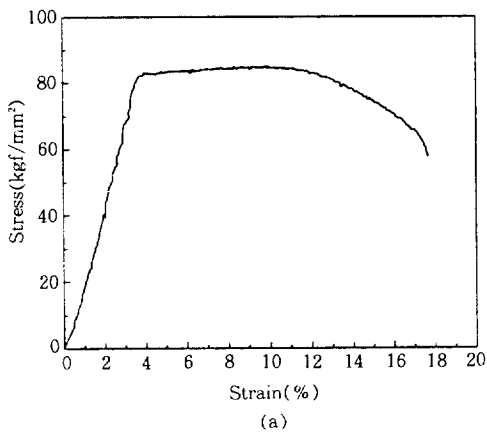


Fig. 10 Stress-strain curves of HSLA-100 steels aged at 550°C and deformed at a rate of 1×10^{-6} /sec. in syn. sea water + 0.1 N H₂SO₄ + 1 g/L thiourea solution under various applied current densities.

이 들의 중간 단계로 미세소성에 의한 입계과괴, 미세소성 및 찢어짐에 의한 TTS(tearing topography surface)⁵⁾ 그리고 의사벽개과괴(quasi-cleavage, QC)^{6),7),8)} 등의 파괴모드를 보인다. 각 영역에서의 파단면의 파괴양상을 SEM으로 관찰한 결과 음극인가전류밀도가 -2.5 A/cm^2 일 때는 (region I) MVC에 의한 연성파괴를 보이고 -1 mA/cm^2 일 때는(region II) 많은 양의 미세 소성을 동반한 입계과괴 양상을 나타내며 -25 mA/cm^2 의 인가전류하에서는 취성입계과괴 형태를 나타내었다.

Ashby⁹⁾는 저온에서의 인장에 의한 BCC 재료의 파괴거동을 소성변형의 정도에 따라 mode I, mode II, mode III 취성파괴와 연성파괴로 구분하고 일정한 응력과 온도하에서 파괴가 일어날 때에는 특정한 파괴모드가 나타남을 밝힌 바 있다. Mode I 취성파괴는 재료의 표면이나 내부에 이미 균열이 존재하는 경우에 일어나며 균열전파강도가 항복강도보다 낮아 소성을 동반하지 않는 취성파괴가 나타난다. Mode II 취성파괴는 미세소성 → 균열생성 → 균열성장의 순으로 일어난다. mode II 취성파괴시에는 미세소성으로 인한 변형에 의한 균열발생이 필요하며 생성된 균열의 전파는 mode I에서와 같이 아주 제한된 소성변형 조건에서 일어난다. Mode III 취성파괴는 균열의 생성과 전파가 제한된 거시적 소성변형에 의해 일어난다. mode III 취성파괴시에는 미세소성에 의해 생성된 균열들은 소성변형에 의하여 결합, 성장하며 지속적인 소성변형에 의해 응력이 균열전파응력에 이르면 파괴가 발생한다. Fig. 10은 각각 -2.5 A/cm^2 , -25 A/cm^2 , -1 mA/cm^2 , -25 mA/cm^2 의 인가전류밀도하에서 저속인장시험결과 얻은 응력-변형을 곡선이며 이들은 각각 연성파괴, mode III 취성파괴, mode II 취성파괴 그리고 mode I 취성파괴에 해당하는 응력-변형을 곡선을 나타낸다. 이로부터 region I에서는 연성파괴가 일어나며 region II에서는 mode II 또는 mode III 취성파괴 그리고 re-

gion III에서는 mode I 취성파괴가 일어남을 알 수 있다.

3.5 음극인가전류하에서 시효처리가 응력부식 균열에 미치는 영향

Fig. 11은 $500 \sim 650 \text{ }^\circ\text{C}$ 에서 시효처리한 시편에 대해 상온의 인조해수 $+0.1 \text{ N H}_2\text{SO}_4 + 1 \text{ g/L thiourea}$ 용액에서 $-2.5 \text{ A/cm}^2 \sim -25 \text{ mA/cm}^2$ 의 음극전류를 인가하여 $1 \times 10^{-6}/\text{sec}$ 의 변형속도로 저속인장시험을 수행하였을 때 시효온도에 따른 파괴변형비의 변화를 나타낸다. $-2.5 \text{ A/cm}^2 \sim -25 \text{ mA/cm}^2$ 의 음극전류밀도 범위에서 파괴변형비는 $500 \text{ }^\circ\text{C}$ 시효시편의 경우에 가장 낮은 값을 가지며, 시효온도가 증가함에 따라 일정한 음극전류밀도에서 파괴변형비가 증가하는 것으로 나타났다. 이러한 결과는 우선 각 시편의 임계응력확대계수가 시효온도에 따라 다른 값을 갖게 되기 때문인 것으로 생각된다. 일반적으로 항복강도가 증가하면 임계응력확대계수(K_{th})가 감소하는 것으로 알려져 있다. 균열선단에서의

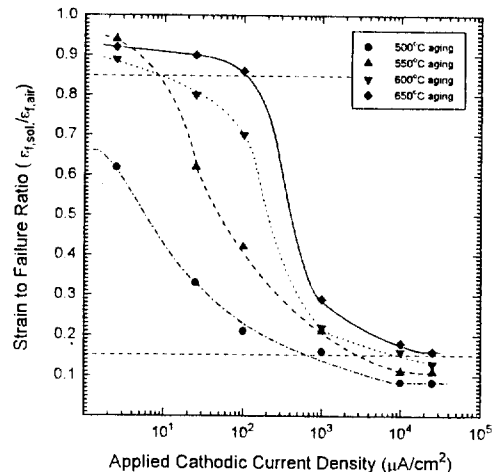
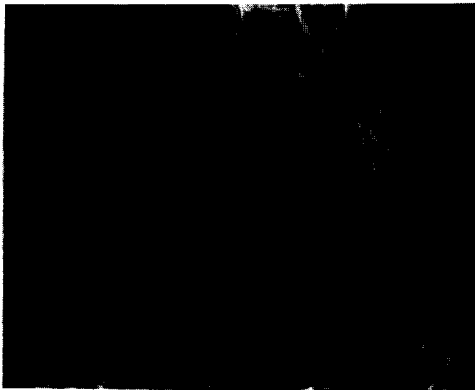


Fig. 11 Effects of aging treatment on the strain to failure ratio of HSLA-100 steels deformed at a rate of $1 \times 10^{-6} / \text{sec}$ in syn. sea water $+ 0.1 \text{ N H}_2\text{SO}_4 + 1 \text{ g/L thiourea}$ solution under various applied current densities at room temperature.



(a)



(b)



(c)

Fig. 12 SEM Micrographs showing the fracture surface of HSLA-100 steels aged at various temperature, which were failed by SSRT in syn. sea water + 0.1 N H₂SO₄ + 1 g/L thiourea solution under cathodic current density of;

소성영역의 크기(γ_s)는 일반적으로 $K^2/(2\pi\sigma_s^2)$ 으로 나타내어지므로 항복강도(σ_s)가 감소하면 소성영역의 크기가 증가하게 되어 더 연성인 파괴를 보인다. 따라서 시효온도가 증가함에 따라 낮은 항복강도를 가지게 되어 파괴변형비가 증가하는 것으로 사료된다. 또한 시효온도가 증가함에 따른 수소확산을 돕는 전위밀도의 감소와 수소확산의 트랩^{10,11,12}으로 작용하는 석출물계면의 증가로 높은 용력부식 저항성을 보이는 것으로 생각된다.

시효온도가 재료의 파괴특성에 미치는 영향을 좀더 고찰하기 위해 시효온도는 다르지만 비슷한 파괴변형비를 갖는 시편의 파단면을 비교해 보았다. 500 °C 시효시편을 -100 A/cm²의 전류밀도 하에서 저속인장시험하여 측정된 파괴변형비와 550 °C와 600 °C 시효시편을 -1 mA/cm²의 전류밀도하에서 저속인장시험하여 측정된 파괴변형비는 각각 0.21, 0.21, 0.22로 거의 비슷한 값을 갖는다. 이때 각 시효시편의 파단면을 Fig. 12에 나타내었다. 500 °C 시효시편은 약간의 미세소성을 동반한 입계파괴모드를 가지며 시효온도가 증가할수록 보다 많은 미세소성을 동반한 입계파괴모드를 갖는 것으로 나타났다. 이로부터 파괴변형비 값이 같은 경우라도 항복강도가 낮을수록 더 연성인 파괴모드를 가짐을 알 수 있다. 3.4와 3.5의 결과들을 바탕으로 살펴보면 파괴변형비가 감소, 즉 수소취성민감도가 증가함에 따라 파괴모드가 MVC → TTS 또는 의사벽개파괴 → 미세소성을 동반한 입계파괴 → 취성입계파괴로 변하며 TTS나 미세소성을 동반한 입계파괴에서는 항복강도가 감소함에 따라 보다 많은 미세소성을 갖는 파괴모드를 나타냄을 알 수 있다.

4. 결 론

1. HSLA-100강을 500~650 °C에서 시효하였을 때 기지조직은 모두 템퍼드 마르텐사이트 구조를 가지며 500 °C 시효시에 최대시효를 나타

내었고 시효온도가 증가함에 따라 기지의 회복 및 기지 내의 Cu 석출물의 조대화로 인하여 항복강도와 인장강도가 감소하였다.

2. 황산과 thiourea가 첨가된 상온의 인조해수 용액에서 $-2.5 \text{ A/cm}^2 \sim -25 \text{ mA/cm}^2$ 의 음극인가전류밀도하에서 저속인장시험을 수행한 결과 HSLA-100강은 음극인가전류밀도의 증가에 따라 아래와 같은 3개의 영역으로 구분되었다.

- 파괴변형비가 0.85 이상으로 용력부식이 일어나지 않는 영역(region I)

- 음극전류밀도의 증가에 따라 파괴변형비가 급격히 감소하는 영역(region II)

- 파괴변형비가 0.15 이하로 심한 수소취성을 보이는 영역(region III)

3. 시효처리한 HSLA-100강의 과단면은 region I에서는 MVC에 의한 연성파괴를 나타내었고, region II에서는 TTS 또는 의사벽개파괴와 미세소성을 동반한 입계파괴를 나타내었으며, region III에서는 취성입계파괴를 나타냈다.

4. 500~650 °C에서 시효한 HSLA-100강 시편에 대해 저속인장시험한 결과 500 °C에서 시효하였을 때 수소취성민감도가 가장 높은 것으로 나타났으며 시효온도가 증가할수록 항복강도와 전위밀도의 감소와 수소트랩밀도의 증가 등으로 인하여 높은 용력부식저항성을 나타내었다.

5. 재료의 파괴모드 수소취성민감도가 증가함에 따라 MVC → TTS 또는 의사벽개파괴 → 미세소성을 동반한 입계파괴 → 취성입계파괴의 순으로 변화하였으며 같은 파괴변형비 값을 갖는 경우에는 항복강도가 낮은 재료일수록 과단면이 보다 연성적인 파괴모드를 나타내었다.

5. 참고 문헌

1. T. L. Anderson, J. A. Hyatt and J. C. West, *Welding Journal*, Sep., 21 (1987).
2. B. A. Graville, *Conf. Proc. Atlanta, AWS*, (1986).
3. E. J. Czyryca, "Development of Low-Carbon, Copper-Strengthened HSLA Steel Plate for Naval Ship Construction," *DTRC Report SME-90/21.*, (1990).
4. M. Mujahid, A. K. Lis, C. I. Garcia and A. J. DeArdo, "Proceedings of the international conference on Processing, Microstructure and Properties of microalloyed and other modern high strength low alloy steels", Pittsburgh, PA., June, 345, (1991).
5. A. W. Thompson and J. C. Chesnutt, *Met. Trans.*, 10A, 1193, (1979).
6. M. Gao, M. Lu and R. P. Wei, *Met. Trans.*, 15A, 735, (1984).
7. Y. Takeda and C. J. McMahon, *Met. Trans.*, 12A, 1255, (1981).
8. Y. H. Kim and J. W. Morris, Jr., *Met. Trans.*, 14A, 1883, (1983).
9. C. Gandhi and M. F. Ashby, *Acta Met.*, 27, 1565, (1979).
10. K. Shinozaki, X. Wang and T. H. North, *Met. Trans.*, 21A, 1287, (1990).
11. S. X. Xie and J. P. Hirth, *Corrosion*, 38, 487, (1982).
12. R. Gibala and R. F. Hehemann Eds., "Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking, A Troiano Festschrift", ASME, 20, (1984).