

AISI 4340강의 분극 특성 및 수소취화형 응력부식균열

홍 원 식* · 박 경 순** · 김 광 배*

*한국항공대학교 항공재료공학과, **충주산업대학교 재료공학과

Polarization and Hydrogen-Induced Stress Corrosion Cracking of AISI 4340 Steel

Won-Sik Hong*, Kyeong-Soon Park**, Kwang-Bae Kim*

*Dept. of Materials Engineering, Hankuk Aviation University

**Dept. of Materials Engineering, Chung-Ju National University

The polarization characteristics of AISI 4340 steel and Ni electroplated 4340 steel were investigated in the 1N 3.5wt% NaCl electrolyte and synthetic sea water. AISI 4340 steel was austenitized for 2 hours at 850°C, water-quenched, and then tempered at 250, 400, and 600°C for 2 hours. The Ni electroplating on tempered 4340 steel improved significantly the resistance to corrosion of the 4340 steel below the potential of 500mV. However, the Ni electroplating at 1A/cm² for 30 min degraded the resistance to corrosion of tempered 4340 steel because of the formation of pores and impurities in the Ni film. The hydrogen-induced stress corrosion cracking (SCC) of tempered 4340 steel was also investigated by SCC test using U-bend specimen under various applied cathodic current densities and strains in the 1N 3.5wt% NaCl electrolyte. The time to failure of tempered AISI 4340 steel decreased with decreasing tempering temperature because the yield strength and hydrogen content of the 4340 steel increased with decreasing tempering temperature.

1. 서 론

AISI 4340강, 4340M강, 300M강 등은 고강도와 고인성을 요구하는 항공기 부품, 자동차 부품, 기계류, 구조물 등에 널리 사용되고 있는 구조용 고장력강이다.¹⁾ 그러나 고강도와 고인성을 가지는 이들 재료는 수소취성(Hydrogen Embrittlement)과 응력부식균열(Stress Corrosion Cracking : SCC)에 민감하여 취성파괴와 지연파괴를 일으킬 수 있다. 이런 문제를 해결하기 위

한 한 방법으로써 이들 재료 위에 Cd, Ni, Ti-Cd 등의 도금을 실시하여 사용하지만,²⁾ Cd과 Ti-Cd 도금은 도금시 환경을 오염시키고 맹독성 가스를 발생시키는 문제점이 있다.

따라서 본 연구에서 AISI 4340강을 여러 열처리 조건에서 시편을 제조한 후 열처리 조건에 따른 수소 함유량과 분극 특성을 조사하였다. 또한 Ni 전해도금 조건이 도금층 및 분극 특성에 미치는 영향을 조사하기 위하여, 열처리된 AISI 4340강 위에 Ni 전해도금된 도금층의 단면

미세조직이 광학현미경에 의해 조사되었고, 또한 도금 안된 시편과 Ni 도금된 시편의 분극 특성을 인공해수와 1N 3.5wt% NaCl수용액에서 조사하였다. 그리고 수소 취화형 SCC시험은 수소취성에 미치는 변형률의 영향을 최소로 하고, 재료에 침투된 수소가 수소취성에 미치는 영향을 알아보며, 실제 항공기 부품의 크기를 고려하여 U-bend시편이 사용되었으며, 음극인가전류에 따른 수소취성 민감도는 파괴까지의 시간을 측정하여 조사하였다.

2. 실험방법

2.1 재 료

본 연구에 사용된 재료는 AISI 4340강으로 직경 30mm 환봉을 1050℃에서 열간압연 후 550℃에서 2시간 동안 균질화 처리를 하였다(STP 시편). 그리고 850℃에서 2시간 동안 오스테나이트화 후 수냉하고, 250, 400, 600℃에서 2시간 동안 템퍼링하여 시편을 준비하였다. 사용된 AISI 4340강 시편의 화학적 조성은 Table 1에 나타내었다.

Table 1. Chemical composition of AISI 4340 steel (wt%)

C	Ni	Mn	Cr	Si	Mo	Cu	S	P
0.39	1.61	0.75	0.70	0.30	0.17	0.14	0.023	0.014

2.2 분극 측정

준비된 시편을 10×10×6mm 크기로 절단하여 테프론 관으로 피복된 구리선과 연결한 후 예폭사로 마운팅하고 연마, 세척 후 1N 3.5wt% NaCl, pH=7.0, 30℃ 수용액과 ASTM D 1141에 따라 제조된 인공해수에서 분극을 측정하였다. 작업전극, 대전극, 기준전극은 각각 시험편, 백금, 은/염화은 전극이 사용되었다. 분극 측정용 수용액은 아르곤 가스 분위기에서 60분간 교반하여 탈기하였고, 시편을 수용액에 30분간 침

지한 후 -2000~2000mV의 전위에서 0.8mV/sec의 주사속도로 전위를 변화시키며 분극 시험을 하였다. 또한 IR drop을 최소화 하기 위하여 Rugin capillary관을 사용하였다.

2.3 Ni 전해도금

45℃와 pH=4.2의 산성 용액인 Watts type 전해액(Table 2)을 이용하여 Ni 전해도금을 하였다.³⁾ 이 전해액에 있는 붕산(boric acid)의 양은 양극의 분극을 촉진하기 위하여 일반적으로 사용되는 붕산의 양보다 많이 첨가되었다. 음극과 양극에는 각각 도금 시편과 70×60×2mm 크기의 Ni(순도 99.99%)이 사용되었다. 전류밀도를 0.01A/cm²로 부터 2A/cm²로 변화시키며 도금한 후 도금층 상태를 광학현미경으로 조사하여 적당한 도금 조건을 도출하였다. 분극 측정용 도금 시편은 선택된 0.1A/cm²와 1A/cm²의 전류밀도에서 30분 동안 Ni 전해도금 되었다.

Table 2. Composition of Ni electroplating solution

Composition(wt%)	
Nickel sulphate(NiSO ₄ ·6H ₂ O)	500.0g
Nickel chloride(NiCl·6H ₂ O)	90.0g
Boric acid(H ₂ BO ₂)	60.7g
Distilled water	2.0ℓ

2.4 수소 함유량 측정

템퍼링된 시편을 70×60×1mm 크기로 기계가공, 표면연마한 후 100g Cr₂O₃ +500cc H₃PO₄, 30℃의 전해 연마욕에서 15~20분 동안 전해연마를 하였고, 산세와 수세를 거쳐 시편의 한쪽면에 Ni 전해도금을 하였다. 여기서 사용된 도금욕은 Table 2와 동일하며, 3mA/cm²의 전류밀도에서 2~4분간 Ni 전해도금을 하였다. 그리고 수소공급측에 전해액을 충전시키고, 정전류 전원으로 일정한 전류를 흘려서 시편에 수소를 침투시켰고, 전극전위는 전위계를 사용하여 측정하였다. 수소 함유량의 측정장치는 Fig. 1에 나

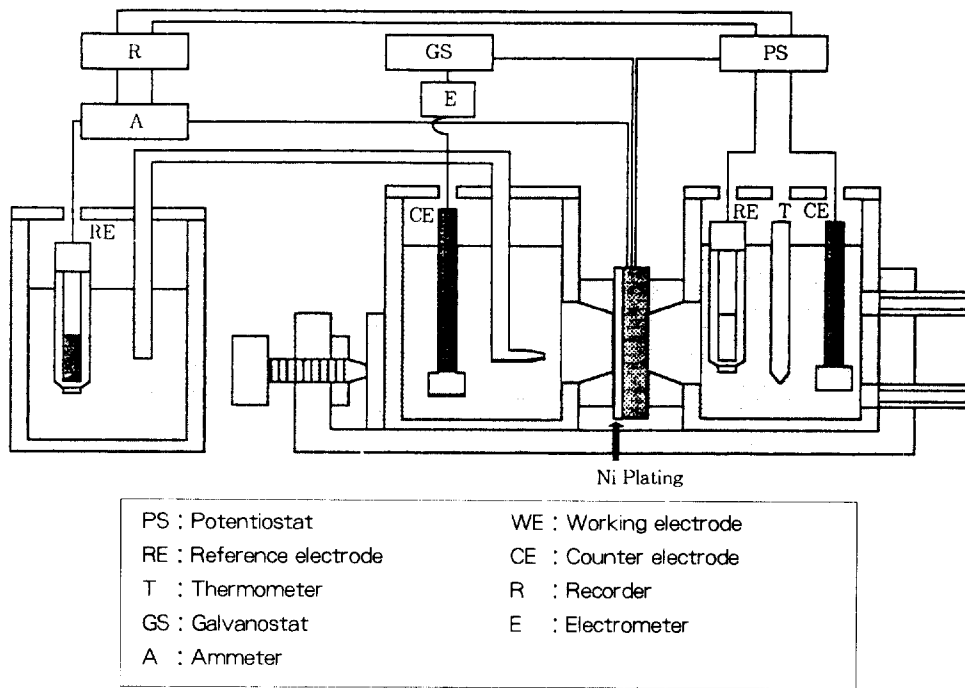


Fig. 1 Schematic diagram of electric circuit for measurement of hydrogen content

타내었다. 또한 1N NaOH 용액을 수소방출측에 넣고 정전류 전원으로 선택된 일정한 전류를 무저항 전류계로 측정하였다. 대극에는 백금, 비교전극에는 은/염화은이 사용되었다. 이렇게 하여 시험편의 수소공급측에서 발생한 수소원자가 시험편으로 확산되어 수소를 방출하는 다른면에 도달하며, 수소방출측에서는 수소원자 1개당 방출하는 1개의 전자에 의해 수소의 투과전류값을 구할 수 있다. 시험편에 침투된 수소 함유량(C_0)은 Yamakawa와 Kim⁴⁾이 유도한 식을 이용하여 계산하였다. Yamakawa와 Kim이 유도한 식은 다음과 같다.

$$C_0 = \frac{J_\infty L}{FDsd}$$

여기서, J_∞ 는 정상상태의 전류(A), L 은 시험편의 두께(cm), F 는 Faraday 상수(96500 coulomb/g·atom), D 는 수소 확산계수(cm^2/sec), s 는 시험편의 노출 면적(cm^2) 그리고 d 는 시험편 밀도(g/cm^3)이다.

2.5 수소취화형 SCC시험

수소취화형 SCC시험용 U-bend시험편^{5,6)}은 템퍼링된 시험편을 압연 방향과 평행하게 $120.0 \times 20.0 \times 1.5\text{mm}$ 크기로 기계가공한 후 표면연마를 하였다. 16mm의 곡률 반경을 갖는 die와 punch로 만능시험기를 이용하여 수소취화형 SCC시험용 U-bend시험편을 제작하였다(Fig. 2). 그 후 스테인레스 볼트와 너트를 사용하여 시험편에 일정한 응력을 가하였고, 수용액에 노출이 안되는 부분은 에폭시로 코팅하였다. 우선 일정한 변형률을 가한 U-bend시험편에 인가전류를 가하지 않고 1N 3.5wt% NaCl, pH=7.0, 30°C 수용액에 침지하여 파괴까지의 시간을 측정하였다. 사용된 수용액의 온도는 항온수조를 이용하여 일정하게 30°C로 유지하였고, 용액의 pH가 6.8 이하일때 용액을 교환하였다. 또한 SCC에 미치는 수소의 영향을 알아보기 위하여 시험편에 10과 20mA/ cm^2 의 인가전류를 부가하여 파괴까지의 시간을 측정하였

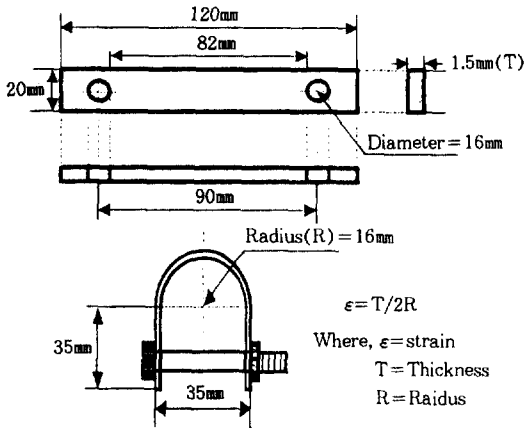


Fig. 2 Geometry and dimensions of U-bend specimen for hydrogen-induced SCC test

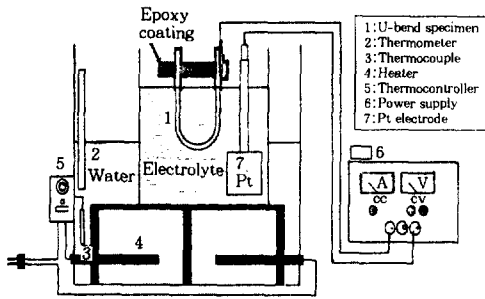


Fig. 3 Schematic diagram for hydrogen-induced SCC test

다. 수소취화형 SCC시험 장치는 Fig. 3에 나타내었다. 그 후 SCC시험에 의해 파괴된 시편의 파면을 시편의 외면(인장 응력 받은 영역)으로부터 내면(압축 응력 받은 영역)을 향하여 주사전자현미경으로 조사하였다.

3. 결과 및 토론

3.1 템퍼링 온도에 따른 기계적 성질, 수소 함유량 및 분극 특성

Table 3은 여러 템퍼링 온도에서 제조된 AISI 4340강의 기계적 성질을 측정된 결과를 보여주고 있다. 이 표에서, 템퍼링 온도가 증가됨에 따

라 항복강도 및 인장강도는 감소되었으나 연신률은 증가되었음을 알 수 있다. 또한 템퍼링 온도와 인가전류밀도에 따른 수소 함유량의 측정 결과는 Table 4에 나타내었다. 이 표는 템퍼링 온도가 증가됨에 따라 수소 함유량이 감소되는 것을 보여준다. 따라서 템퍼링 온도가 증가됨에 따라 수소취성과 SCC에 대한 저항성이 증가되는 것을 알 수 있다. 또한 일정한 템퍼링 온도에서 인가전류밀도가 증가됨에 따라 수소 함유량이 증가된 것을 보여주고 있다.

Fig. 4는 여러 열처리 조건에서 제조된 시편의 양극 및 음극 분극 특성을 1N 3.5wt% NaCl, pH=7.0, 30℃의 수용액에서 측정된 결과이다. 모든 시편에서 -560~-570mV 정도의 자연부식 전위와 $-5 \times 10^5 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 정도의 한계전류밀도를 보였으며, 템퍼링된 시편이 STP시편보다 220mV의 인가전위 이하에서 금속의 용해반응에 의한 전류밀도가 대략 200mA/cm² 정도 낮게 나타났다. 또한 30℃와 pH=8.2의 인공해수에서 템퍼링 온도에 따른 분극 특성을 측정된 결과 자연부식 전위는 -600~-690mV 이었으며, 또한 한계전류 밀도와 양극 용해 반응의 결과는 1N 3.5wt% NaCl수용액에서 측정된 것과 유사하였다.

Table 3. Mechanical properties of tempered 4340 steel

Tempering Temperature(℃)	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)	R.A (%)
250	1550	1848	15.0	41.4
400	1275	1461	17.8	44.7
600	844	981	23.3	55.3

Table 4. Hydrogen content(ppm) of tempered 4340 steel as a function of current density

Tempering Temperature(℃)	Current Density(mA/cm ²)		
	0	10	20
250	0.050	3.290	5.640
400	0.015	0.735	1.455
600	0.005	0.300	0.425

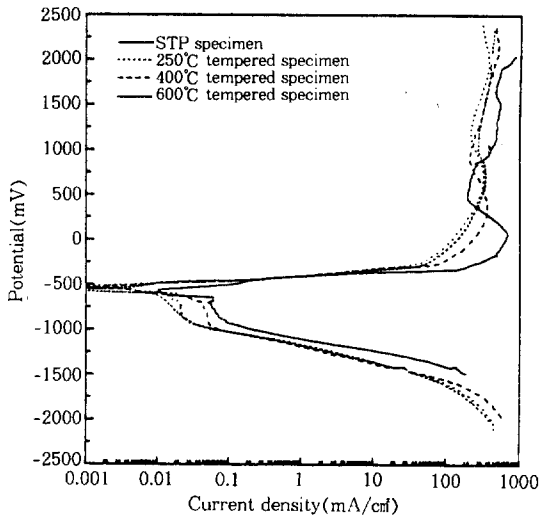


Fig. 4 Anodic and cathodic polarization curves of STP specimen and tempered 4340 steel measured in 1N 3.5wt% NaCl (pH=7.0, 30°C, vs. Ag/AgCl)

3.2 Ni 전해도금 조건이 도금층 및 분극 특성에 미치는 영향

Ni 전해도금은 음극피복이기 때문에 기전력 계열(EMF series)에서 Ni 도금층이 AISI 4340강에 비하여 더 귀(noble) 전위를 가지고 있다. 따라서 Ni 전해도금시 도금층에 형성된 기공이나 스크래치는 갈바닉 전류(galvanic current)에 의하여 모재인 4340강의 부식을 촉진시키며 또한 도금층 밑에 공식을 일으킬 수 있다. 그러므로 Ni 도금층에 있는 기공이나 스크래치는 도금층의 수명 및 외관에 매우 중요한 영향을 미친다. 한편 Ni은 용존산소가 존재하지 않으면 비산화산(nonoxidizing acid)과 실온의 탈기된 용액에서 부식을 일으키지 않는다. 이 경우 Ni(OH)₂ 부식 생성물(부동태 피막)이 형성되는데, 이 피막은 통기되는 모든 수용액에서 부동태화 되지만 플래드 전위(Flade potential: E_f)가 0.2volt이기 때문에 안정하지 못하여 해수에 노출되면 공식을 일으키게 된다. 따라서 Ni 전해도금에 의한 양호한 도금층을 얻기 위한 적절한 도금 조건을 도출하기 위하여 0.01, 0.07, 0.10, 0.50, 1.00, 2.

00mA/cm²의 전류밀도에서 5, 10, 30, 60분간 STP시편과 템퍼링된 시편에 전해도금을 하였다.

0.5, 1.0, 2.0mA/cm²의 전류밀도에서 각각 5, 10, 30분 동안 Ni 전해도금된 도금층의 단면 미세조직, 도금층의 두께, 도금층의 경도를 각각 Figs. 5, 6, 7에 나타내었다. Figs. 5와 6으로부터 Ni 전해도금시 전류밀도나 전해도금 시간이 증가할수록 도금층의 두께가 증가됨을 알 수 있다. 또한 여기서 사용된 전류밀도와 도금 시간에서 비교적 양호한 Ni 도금층을 얻을 수 있음을 보여준다(Fig. 5). 그러나 2.0mA/cm²의 전류밀도에서 5분 동안 전해도금 하였을 때 양호한 도금층이 형성되지 않았기 때문에, 도금층의 단면 미세조직을 얻지 못하였다. 1과 2mA/cm²의 전류밀도에서 30분간 도금한 경우 도금층 내에 불순물과 기공이 형성되어 불균질한 도금층을 얻었다. 또한 사용된 0.5, 1.0, 2.0mA/cm²의 전류밀도에서 60분 동안 도금한 경우 도금층이 불균질하였으며, 도금층의 미세경도는 낮았다(Hv=230~270).

Fig. 8은 Ni 전해도금 후 1N 3.5wt% NaCl, pH=7.0, 30°C 수용액에서 측정된 STP시편의 양극 및 음극 분극 특성을 보여준다. 모든 STP시편에서 자연부식전위는 대략 -470~-450mV 정도의 값을 보였으며, 약 -1300mV의 전위까지 Tafel 영역을 보였고, 또한 -1300mV 이하의 전위에서 수소 환원 반응에 의한 수소농도분극 때문에 대략 $-3 \times 10^5 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 정도의 한계전류밀도를 보였다. 이들 실험 결과로부터 대략 -500~500mV의 전위까지 도금층 두께가 증가됨에 따라 부식 저항이 향상되었고, 500mV 이상의 전위에서 도금층 두께가 증가됨에 따라 부식 저항이 오히려 감소되었음을 알 수 있다. 이것은 Fig. 5에서 관찰된 바와 같이 도금층 내에 많은 기공이나 불순물이 존재하고 불균질한 도금층이 형성되어, 공식에 의한 부식이 촉진되었기 때문이다. 한 예로서, 400°C에서 템퍼링된 시편을 1mA/cm²에서 30분간 Ni 전해도금한 후 1N 3.5wt%

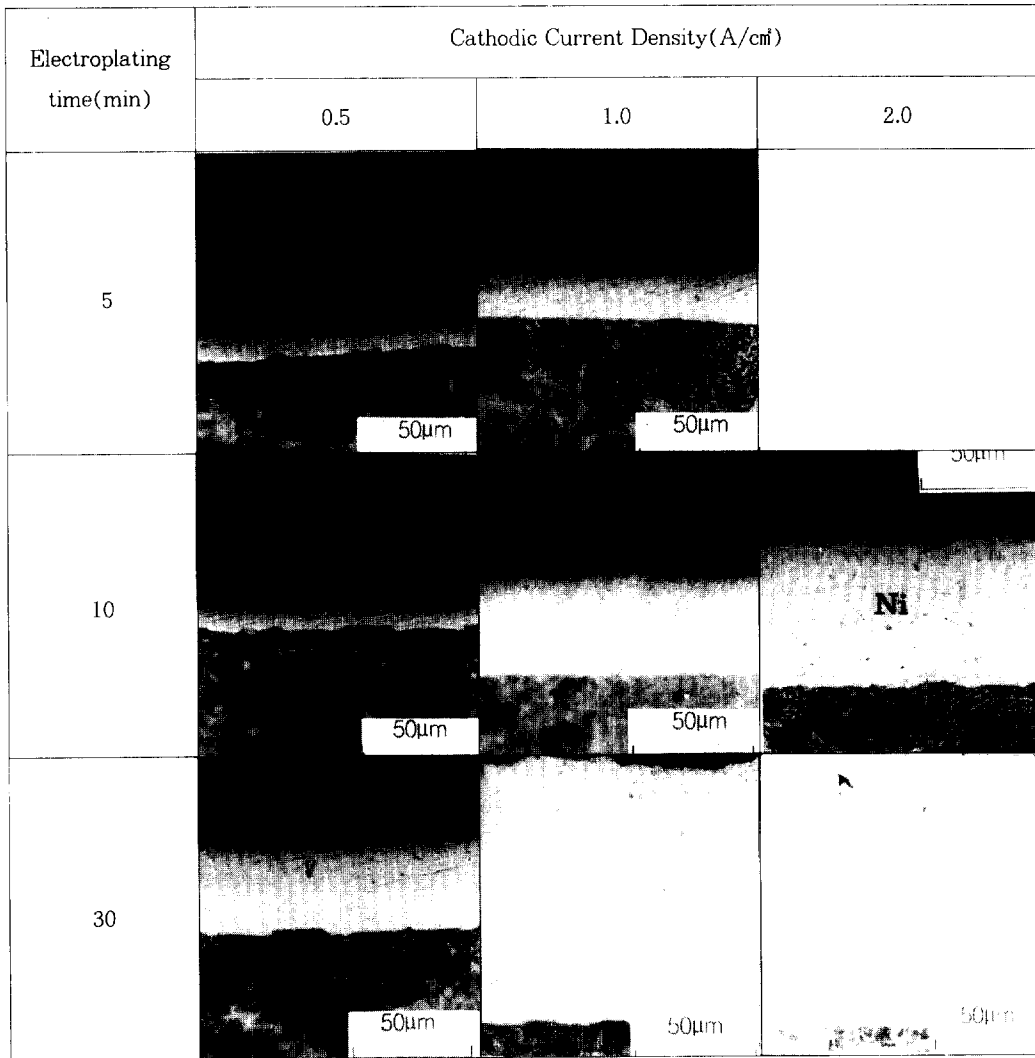


Fig. 5 Optical micrographs of Ni electroplated films depending on current density and electroplating time

NaCl, pH=7.0, 30°C의 수용액에서 양극 분극 측정 후 시편의 단면을 광학현미경으로 관찰한 미세조직이 Fig. 9에 나타나 있다. 이 그림은 공식이 Ni 전해도금된 도금층에서 시작되었고, 모재 내부로 진행되었음을 보여주고 있다.

3.3 수소취화형 SCC에 미치는 수소함유량(C₀)의 영향

Table 5는 세 개의 다른 템퍼링 온도에서 제

조된 U-bend시편에 일정한 변형률(0.06과 0.07)과 음극인가전류(10과 20mA/cm²)를 각각 가하여 수소취화형 SCC시험을 하여 파괴까지의 시간을 측정한 결과이다. 250°C에서 템퍼링된 시편에서 20mA/cm²의 전류밀도를 인가한 경우(C₀=5.64ppm) 0.06과 0.07의 변형률에서 각각 30.0분과 8.3분 지나서 파괴되었다. 또한 400°C에서 템퍼링된 시편의 경우, 변형률이 0.07일때 10mA/cm²의 인가전류밀도에서(C₀=0.735ppm) 파괴되지

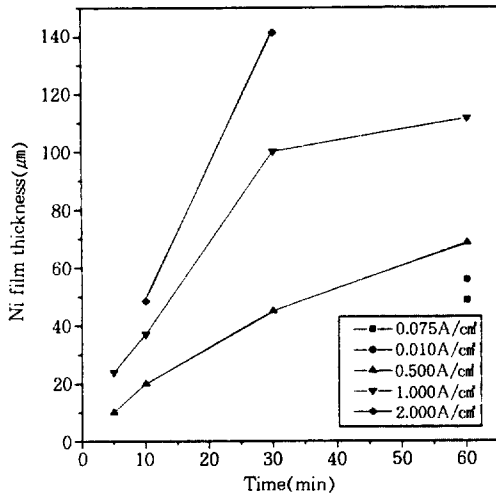


Fig. 6 Ni film thickness as a function of Ni electroplating time and current density in Watts type solution (45 °C and pH=4.2)

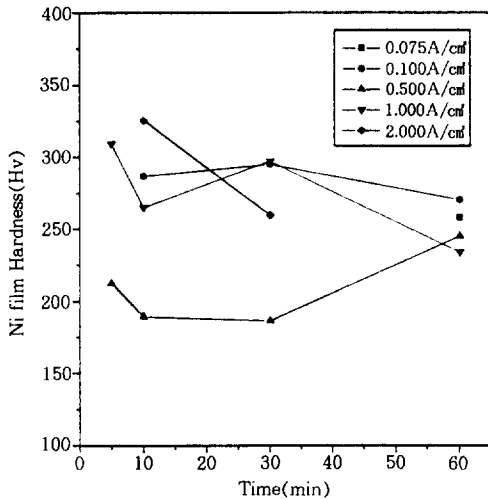


Fig. 7 Relationship between Ni film hardness and Ni electroplating time and current density in Watts type solution (45 °C and pH=4.2)

않았지만, 20mA/cm²의 인가전류밀도에서 2970.0 분 지나서 파괴되었다. 그리고 600 °C에서 템퍼링 된 시편의 경우, 0.06과 0.07의 변형률에서 10과 20mA/cm²의 인가전류밀도에서 각각 2280.0과 2880.0분 지나도 파괴되지 않았다. SCC시험 동안

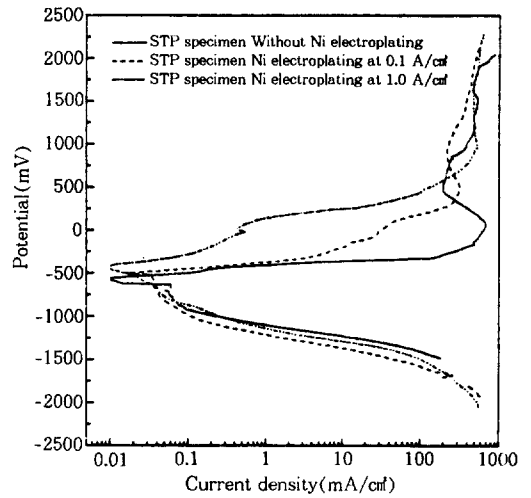


Fig. 8 Anodic and cathodic polarization curves of STP specimen with and without Ni electroplating in 1N 3.5wt% NaCl (pH=7.0, 30 °C, vs. Ag/AgCl)

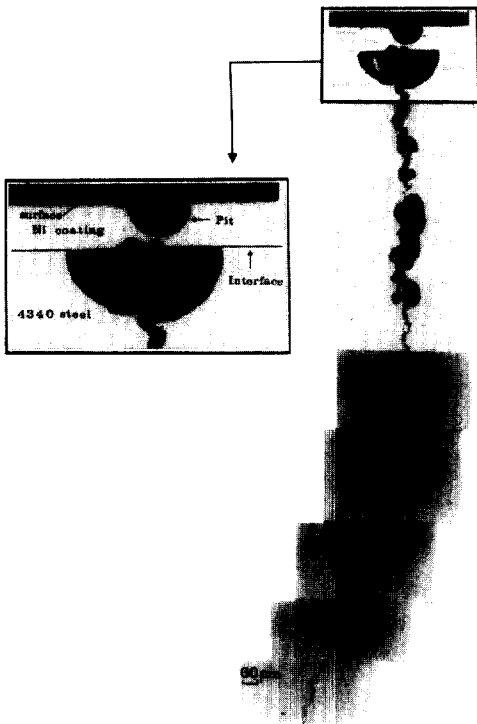
Table 5. Time to failure (min) measured by hydrogen-induced SCC test using U-bend specimen

Strain	0.06		0.07	
	Current Density (mA/cm ²)			
	10	20	10	20
250	110	30	-	8.3
400	2880*	2280*	4320*	2970
600	2280*	2280*	2880*	2880*

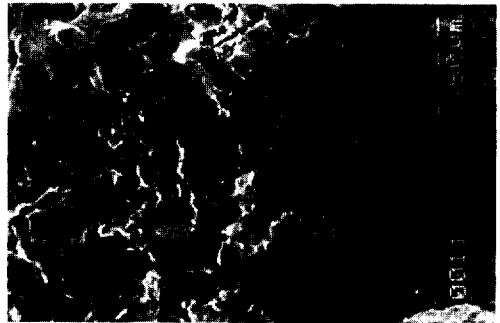
*Indicate no failure at the recorded times.

시편에 침투된 수소원자는 격자 내부의 침입형 자리⁷⁾, 입계⁸⁾, 입계에 편석된 불순물(P, S, Co, O, N, As 등)⁸⁻¹²⁾ 전위, 침상의 마르텐사이트와 모재의 계면¹²⁾ 그리고 잔류 오스테나이트 입계¹²⁾에 존재하는 것으로 생각된다.

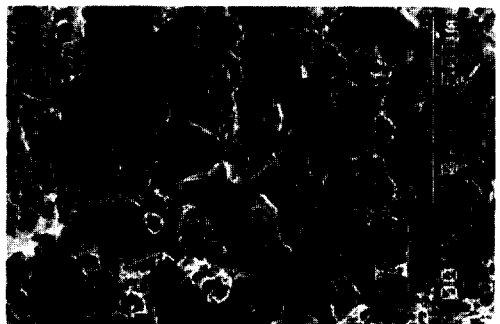
SCC시험에 의해 파괴된 템퍼드 4340강의 파면의 미세구조를 시편의 외면(인장 응력을 받은 영역)으로 부터 내면(압축 응력을 받은 영역)을 향하여 주사전자현미경으로 조사하였다. 파괴된 시편의 외면으로부터 내면을 향하여 입계파괴, 연성파괴, 그리고 입계파괴와 벽개파괴의 혼합된 파괴를 관찰할 수 있었다. 템퍼링 온도가 증가됨에 따라 입계파괴가 일어난 영역은 좁아지



Region of tensile stress



middle region



Region of compressive stress

Fig. 9 Optical micrograph of 400 °C tempered and then Ni electroplated 4340 steel showing a pitting corrosion after potentiostatic polarization test

고 입계를 따라 2차 균열의 발생이 감소하였다. 또한 연성파괴가 일어난 영역은 더 넓게 분포되어 있는 것을 관찰할 수 있었다. Fig. 10은 400 °C에서 템퍼링된 시편이 SCC시험에 의해 파괴된 후 파면을 주사전자현미경을 사용하여 관찰한 결과이다. 시편의 외면으로부터 대략 0.8mm 정도까지(인장 용력을 받은 영역) 입계파괴되었고, 입계를 따라 2차 균열이 관찰되었다. 이 입계파괴는 수소가 입계에 침입하여 발생되었다고 생각된다. 그리고 시편의 외면으로부터 두께 방향으로 대략 0.8~1.2mm에서 미세공동을 가지는 연성파괴가 관찰되었다. 또한 시편의 외면으로부터 두께 방향으로 대략 1.2mm 이상 떨어진 압축 용력을 받은 영역에서 벽개파괴와 입계파괴의 혼합된 파괴가 보였다. 이들 SCC시험 후 파괴된 시편에서 관찰된 파괴의 거동은 다른 고

Fig. 10 SEM fractographs of 400 °C tempered 4340 steel after hydrogen-induced SCC test using U-bend specimen (-10mA/cm² and strain=0.07)

강도강에서 관찰된 것과 동일하였다.¹²⁻¹⁵⁾ 또한 동일한 템퍼링 온도에서 제조된 시편을 SCC시험한 후 파괴된 파면을 관찰한 결과 변형률이 증가되고 인가전류밀도가 증가됨에 따라 시편의 인장 용력을 받는 영역에서 입계파괴 정도는 더욱 증가되었다.

4. 결 론

1. AISI 4340강의 템퍼링 온도가 증가됨에 따라 항복강도 및 인장강도는 감소되었고, 시편에 함유된 수소량이 감소되었다. 따라서 템퍼링 온도가 증가됨에 따라 수소취성과 SCC에 대한 저항성이 증가되었다.

2. 본 연구에서 사용된 전류밀도와 도금 시간에서 비교적 양호한 Ni 도금층을 얻을 수 있었다. 따라서 1N 3.5wt% NaCl수용액에서 양극분극을 측정된 결과, 500mV 전위까지 Ni 도금에 의해 부식 저항이 크게 향상되었다. 그러나 1.0A/cm²의 전류밀도에서 30분 동안 도금한 경우 0.4~1.0 μ m 정도의 표면조도를 가지는 불균질한 도금층을 얻었고, 또한 도금층의 표면과 내부에 많은 기공과 불순물이 존재하였기 때문에, Ni 도금은 500mV 이상의 전위에서 AISI 4340강의 부식 저항을 오히려 감소시켰다.

3. U-bend시편을 이용한 수소취화형 SCC시험 결과, 템퍼링 온도가 증가되고 전류밀도가 감소됨에 따라 파괴까지 소요된 시간이 증가되었다. 이것은 템퍼링 온도가 증가되고 전류밀도가 감소됨에 따라 항복강도가 감소되고 수소 함유량이 감소되어 수소취성에 대한 저항성이 향상되었기 때문이라 생각된다.

4. 수소취화형 SCC시험 후 파괴된 U-bend시편의 파면을 주사전자현미경을 이용하여 관찰한 결과, 인장 응력을 받은 영역에서 수소 침투에 의한 입계파괴, 시편 중심부에서 미세 공동이 존재하는 연성파괴, 압축 응력을 받은 영역에서 벽개파괴와 입계파괴의 혼합된 파괴를 보였다.

5. 후 기

본 연구는 1994년도 학술진흥재단 자유공모과제(1994년도/01-E-1056)의 연구비 지원에 의해 얻은 결과의 일부이며 연구비 지원에 감사드립니다. 또한 분석 결과를 얻는데 도와주신 한국과

학기술연구원의 안성욱 박사님께 감사드립니다.

6. 참 고 문 헌

1. K. F. Best, Aircraft Engineering, 6, 14 (1986)
2. 金光培, 朴明果, 崔垣宗, 李商律, "航空機材料", 改訂版, 85, 韓國航空大學校 出版部 (1995)
3. L. L. Sheir, R. A. Jarman and G. T. Burstein, "Corrosion, Corrosion Control", 3rd ed., Vol. 2, 13 : 78, Butterworth-Heinemann, British (1994)
4. 金光培, 三保秀幸, 山川宏二, 日本材料學會紙 397, 1182 (1986)
5. Annual book of ASTM standards Vol. 03.02, 232 (1984)
6. R. D. Davis, Materials Performance, 22, 21 (1983)
7. P. G. Shewmon, G. Meryrick, S. Mishira, Scr. Metall., 17, 1231 (1983)
8. S. M. Bruemmer, R. H. Jones, M. T. Thomas and D. R. Baer, Metall. Trans. A, 14, 223 (1983)
9. A. Kumar and V. Raman, Acta Metall., 29, 1131 (1981)
10. R. H. Jones, S. M. Bruemmer, M. T. Thomas and D. R. Baer, Metall. Trans. A, 13, 241 (1982)
11. K. S. Shin and M. Messhii, Acta Metall., 31, 1559 (1983)
12. I. O. Shine and J. G. Bryne, Mater. Sci. Eng. A, 123, 169 (1990)
13. A. W. Thompson and J. C. Chesnutt, Metall. Trans., 10A, 1193 (1979)
14. M. Gao, M. Lu and R. P. Wei, Metall. Trans., 15A, 735 (1984)
15. Y. Takeda and C. J. McMahon, Metall. Trans., 12A, 1255 (1981)