다층 FCA 용착금속의 수소취성 저항성 및 확산성 수소 방출 거동

유재석* · 곽 현** · 이명진** · 김용덕*** · 강남현**,[†]

*부산대학교 하이브리드소재 솔루션 국가핵심연구센터

**부산대학교 재료공학과

***현대중합금속 기술연구소

Hydrogen Embrittlement Resistance and Diffusible Hydrogen Desorption Behavior of Multipass FCA Weld Metals

Jaeseok Yoo*, Guo Xian**, Myungjin Lee**, Yongdeok Kim*** and Namhyun Kang**,[†]

*National Core Research Center, Pusan National University, Busan 609-735, Korea

**Dept. of Materials Science and Engineering, Pusan National University, Busan 609-735, Korea

***Research and Development Center, Hyundai Welding Co., Ltd, Pohang 790-240, Korea

[†]Corresponding author : nhknag@pusan.ac.kr

(Received December 13, 2013 ; Revised December 17, 2013 ; Accepted December 20, 2013)

Abstract

In this study, constant loading test (CLT) was performed to evaluate the hydrogen embrittlement resistance for multipass FCA weld metals of 600MPa tensile strength grade. The microstructures of weld metal-2 having the smallest carbon equivalent ($Ceq=0.37$) consisted of grain boundary ferrite and widmanstatten ferrite in the acicular ferrite matrix. The weld metal-1 having the largest $Ceq=0.47$, showed the microstructures of grain boundary ferrite, widmanstatten ferrite and the large amount of bainite (vol.%=19%) in the acicular ferrite matrix. The weld metal-3 having the $Ceq=0.41$, which was composed of grain boundary ferrite, widmanstatten ferrite, and the small amount of bainite (vol.%=9%) in the acicular ferrite matrix. Hydrogen desorption spectrometry (TDS) used to analyze the amount of diffusible hydrogen and trapping site for the hydrogen pre-charged specimens electrochemically for 24 hours. With increasing the current density of hydrogen pre-charging, the released amount of diffusible hydrogen was increased. Furthermore, as increasing carbon equivalent of weld metals, the released diffusible hydrogen was increased. The main trapping sites of diffusible hydrogen for the weld metal having a low carbon equivalent ($Ceq=0.37$) were grain boundaries and those of weld metals having a relatively high carbon equivalent ($Ceq: 0.41\sim0.47$) were grain boundaries and dislocation. The fracture time for the hydrogen pre-charged specimens in the constant loading test was decreased as the carbon equivalent increased from 0.37 to 0.47. This result is mainly due to the increment of bainite that is vulnerable to hydrogen embrittlement.

Key Words : Weld metal, Hydrogen embrittlement, Constant loading test, Diffusible hydrogen, Thermal desorption spectrometry

1. 서 론

최근 조선·해양, 건축, 자동차, 원자력 등 다양한 산업분야에서 고강도 철강재료에 대한 수요가 증가하고 있다. 하지만 철강재료가 고강도화 될수록 수소지연과

괴, 수소유기균열 및 황화물 응력부식 균열, 그리고 최근에는 수소로 인한 인성 저하 문제까지 다양한 분야에서 수소로 인한 물성 저하 현상이 나타나고 있다¹⁻³⁾. 해양구조물 제작에 사용되는 강재의 경우 구조물의 대형화와 해양 및 극지방의 열악한 운행 환경으로 인해 고강도, 저온인성, CTOD 등의 특성이 요구 되고 있다⁴⁾.

또한 이러한 강재에 사용되는 용접재료는 위의 특성과 더불어 고강도강 용접 시 열영향부에 비해 발생빈도가 높은 용착금속에서의 수소취성을 예방하고자 저수소계 용접봉이 요구되고 있다^{5,6)}.

수소취성이란 재료 내부로 유입된 수소로 인해 인장강도, 연성, 단면감소율 등의 기계적 물성이 저하되는 현상으로 재료의 취약한 미세조직, 확산성 수소, 재료에 작용하는 응력 등이 복합적으로 작용하여 발생한다고 알려져 있다⁷⁾. 수소취성 발생 기구로는 수소에 의해 금속-금속 또는 금속-이차상 간의 결합력이 약화된다는 Decohesion 이론, 재료 내부의 미세공공 또는 균열에서 수소가 분자상태로 결합하여 발생된 압력에 의해서 재료의 인장강도보다 낮은 응력 하에서 파괴가 일어난다는 내압이론, 수소가 전위의 움직임을 빠르게 하여 슬립변형이 국부화됨으로써 소성 불안정이 발생하여 재료의 기계적 물성이 열화 된다는 HELP (Hydrogen Enhanced Localized Plasticity) 이론 등 여러 가지 이론이 제시 되었지만 수소취성의 모든 현상을 설명할 수 있는 이론은 아직까지 제시되지 못하고 있는 실정이다⁸⁻¹⁰⁾. 다만 입계, 전위, 쌍정 등의 구조결합 내에 집적되었던 확산성 수소에 의해 수소취성이 발생한다는 점에는 선행연구자들이 일치된 견해를 보이고 있다¹¹⁻¹³⁾.

일반적으로 금속재료에 집적되었던 수소의 방출 거동은 낮은 온도영역에서 방출되는 확산성 수소(diffusible hydrogen)와 높은 온도영역에서 방출되는 비확산성 수소(non-diffusible hydrogen)로 분류할 수 있다. 확산성 수소는 60kJ/mol 이하의 낮은 방출 활성화 에너지를 나타내며 이에 해당하는 집적위치(trapping site)는 입계, 전위, 미세공공 등에 해당한다. 비확산성 수소는 60kJ/mol 이상의 방출 활성화 에너지를 나타

내며 이에 해당하는 집적위치는 Fe₃C, TiC 등의 석출물과 개재물 등이 이에 해당한다. 따라서 재료 내부에서 응력 집중부로의 확산이 상대적으로 자유로운 확산성 수소가 수소취성의 주요한 원인이라고 할 수 있다.

따라서 본 연구에서는 화학조성 및 미세조직이 상이한 3종류의 다층 용착금속의 수소취성 저항성을 평가하고 수소취성의 주요한 원인이 되는 확산성 수소에 대하여 Thermal desorption spectrometry (TDS)를 이용하여 집적된 수소의 양과 집적위치에 대해 분석하였다.

2. 실험방법

해양구조물 제작에 사용되는 3종류의 플러스 코어드 와이어(Flux cored wire)를 이용해 Table 1과 같은 용접조건으로 Flux cored arc (FCA) 용접을 실시하였다. 용착금속의 수소취성 평가를 위해 Fig. 1과 같이 다층 용착부 중앙에서 용접방향으로 직경 10mm, 길이 40mm의 원통형 모양의 시편을 제작하였고 응력 집중부로의 수소 확산을 용이하게 하기 위해서 시편 중앙부에 반경 0.1(±0.01)mm의 노치를 가공하였다.

용착금속의 화학성분은 optical emission spectroscopy (OES)로 분석하였고 국제용접학회(IIW)에서 공인한 탄소당량 계산식을 이용해 탄소당량을 계산하여 Table 2에 나타내었다. 미세조직 분석은 시편을 1μm까지 연마 후 3% 나이트 용액으로 에칭하여 광학현미경과 주사전자현미경(SEM; model TESCAN MIRA3 LM)을 통하여 관찰하였다. 미세조직 분율은 관찰된 미세조직 사진을 이용해 IIW DOC. IX-1533-88에 제시된 방법을 이용하여 정량적으로 분석하였다. 개재물은 투과전

Table 1 Welding condition used in the study

Base metal	Welding process	Welding material	Welding position	Shielding gas	Gas flow rate
EH 36 30t	FCAW	*FCW-1/2/3	Flat	CO ₂ 100%	20~25 l/min
Voltage	Current	Heat input	Welding speed	Number of pass	Interpass temperature
27 V	240 A	7 kJ/cm	50 cm/min	36	150℃

* Flux cored wire-1/3 : E91T1-Ni2C (AWS A5.29), 1.2mm (diameter)

* Flux cored wire-2 : E81T1-K2C (AWS A5.29), 1.2mm (diameter)

Table 2 Chemical composition and carbon equivalent of weld metals (wt. %)

Symbol	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti	Al	V	Cu	Nb	*C _{eq}
WM-1	0.075	0.27	1.32	2.49	0.03	0.012	0.039	0.001	0.008	0.021	0.009	0.47
WM-2	0.053	0.29	1.19	1.59	0.03	0.004	0.030	0.011	0.023	0.021	0.016	0.37
WM-3	0.062	0.22	1.19	2.06	0.03	0.003	0.041	0.019	0.002	0.016	0.008	0.41

* C_{eq}(IIW) = $c + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15}$

Fig. 1 (a) Macro image of deposited multi pass weld and (b) dimensions (in millimeters) of a circumferentially notched round bar specimen for notch tensile test and constant loading test

자현미경(TEM; model JEOL JEM-2010)으로 측정하였으며 에너지 분산형 분광분석법 (EDS)을 통하여 성분분석을 수행하였다. TEM 시편준비는 레플리카법으로 하였다.

수소취성에 영향을 미치는 확산성 수소 분석을 위하여 전기로(model ISUZU EPKR-122K)와 가스크로마토그래피(model Agilent 7890A)로 복합 구성된 thermal desorption spectrometry(TDS) 분석을 실시하였다. 수소주입 조건에 따른 시편 내 집적된 수소의 양을 비교하기 위하여 1, 10, 50A/m²으로 전류밀도를 달리하여 24시간동안 수소를 주입하였다. 그리고 수소가 구조결함 내에서 탈트랩(dettrapping) 되는데 필요한 활성화 에너지 계산을 위해 200°C/h, 300°C/h의 각각 다른 승온속도로 TDS 분석을 실시하였다.

용착금속의 수소취성 저항성은 Wakinson과 Kang 등이 실시하였던 정적하중인장시험(CLT)을 통해 평가하였다^{14,15)}. 수소의 영향을 확인하고자 전기화학적 수소 주입 전과 후로 나누어 정적하중인장시험을 수행하였다. 전기화학적 수소 주입은 3% NaCl + 0.3% NH₄SCN 수용액을 이용하여 50A/m²의 전류밀도로 시편 내부에 수소가 충분히 주입될 수 있도록 수행하였으며 시편에 부식이 발생하지 않도록 24시간동안 주입

하였다. 수소 주입 후 정적하중인장시험 동안 수소가 외부로 방출되는 것을 방지하기 위하여 시편 표면에 30μm 두께의 카드뮴 도금을 실시한 후 각 용착금속의 노치인장강도 대비 0.7~0.9의 응력비에서 정적하중인장시험을 수행하여 최대 100시간까지 파단시간을 측정하였다. 파단시편은 주사전자현미경(SEM)을 통하여 파면 분석을 실시하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 용착금속별 미세조직 분석

Fig. 2는 광학현미경과 주사전자현미경 미세조직 사진이다. 탄소당량이 가장 낮은 용착금속-2에서는 입계 페라이트와 widmanstatten 페라이트, 침상 페라이트가 관찰되었다. 하지만 탄소당량이 높은 용착금속-1,3에서는 입계 페라이트, widmanstatten 페라이트, 침상 페라이트와 더불어 베이나이트 조직이 관찰되었다. 정량적인 분석을 위하여 다량의 현미경 사진을 통해 상분율을 측정해 본 결과 용착금속-2는 82%의 침상 페라이트가 관찰되었고 그 외 18%는 입계 페라이트와 widmanstatten 페라이트로 구성되어 있었다. 용착금속-1,3에서도 대부분의 조직은 침상 페라이트였으나 용

Fig. 2 OM and SEM micrographs of weld metals: (a) WM-1, (b) WM-2, and (c) WM-3

착금속-2에 비해 입계 페라이트와 widmanstätten 페라이트의 분율은 줄고 소량의 베이나이트가 관찰 되었다. 베이나이트의 분율은 용착금속-1에서는 19%, 용착금속-3에서는 9%로 나타났다. 이러한 상분율의 차이는 탄소를 비롯해, 망간, 니켈, 몰리브덴 등의 첨가 합금원소 차이로 인한 것으로 사료되며 경화지수를 나타내는 탄소당량 계산 결과와도 일치되는 경향을 나타내었다.

일반적으로 철강재료 및 용접부에서 비금속개재물은 비확산성 수소의 집적위치로 작용한다고 알려져 있다. 이러한 비금속개재물은 형상에 따라 수소에 대한 저항성의 차이를 보이는데 연신된 형태의 개재물이 존재할 경우 응력집중부로 작용해 그 위치로 수소 확산이 이루어져 수소 유기균열 발생이 쉬워진다. 또한 개재물의 조성 차이에 따라 수소 방출 활성화 에너지가 차이를 보인다. 따라서 용착금속에 존재하는 비금속개재물의 조성 및 형상을 분석하기 위해 레플리카법을 사용하여 TEM으로 개재물을 분석한 결과를 Fig. 3에 나타내었다. 모든 시편에서 구형의 Ti와 Mn의 복합 산화물이 관찰되었고 연신된 형태의 개재물은 관찰되지 않았다. 개재물의 평균 크기는 3가지 용착금속 모두 약 0.4~0.5 μm 였다.

3.2 수소 방출 거동 분석

확산성 수소의 방출거동을 확인하기 위해 전기화학적 수소 주입을 하지 않은 시편과 다양한 전류밀도로 수소

주입한 시편의 TDS 분석결과와 확산성 수소 방출량을 Fig. 4와 Table 3에 나타내었다. 시편을 일정한 승온 속도로 가열하여 얻은 방출수소-온도 곡선을 방출속도-시간 곡선으로 환산할 수 있으므로 TDS 곡선의 아랫부분을 적분하여 방출된 수소를 정량적으로 분석하였다. 수소 주입을 하지 않은 경우 0.01 ppm 정도의 극 미량의 확산성 수소가 방출되었는데 용접 공정 중 용접부에 집적되었던 확산성 수소 대부분이 시편 가공 및 보관 과정에서 시편 외부로 방출된 것으로 사료된다. 수소 주입을 한 경우에는 3종류의 용착금속에서 모두 수소 주입 전류밀도가 증가함에 따라 방출되는 수소의 양이 증가하였다. 하지만 시편에 따라 방출되는 확산성 수소의 양이 차이를 보였는데, 용착금속-2에서 3가지 주입조건에서 모두 가장 적은 양의 확산성 수소가 방출되었고 용착금속-1에서 가장 많은 양의 확산성 수소가 방출되었다. 상대적으로 고온 영역에서 방출되는 비확

Table 3 Released diffusible hydrogen contents according to hydrogen charging conditions (mass ppm)

	WM-1	WM-2	WM-3
No charging	0.015	0.006	0.011
1A/m ² , 24h	3.691	1.795	3.073
10A/m ² , 24h	6.537	4.171	5.094
50A/m ² , 24h	10.909	5.999	9.069

Fig. 3 TEM micrographs of inclusions by replica experiment: (a) WM-1, (b) WM-2, and (c) WM-3

Fig. 4 Hydrogen desorption rate of three specimens with the increase of temperature obtained by thermal desorption analysis at the heating rate of 200°C/h: (a) WM-1; (b) WM-2; (c) WM-3

산성 수소의 경우 수소 주입 전과 후 유사한 형태의 방출 거동을 보였고 주입 전류밀도 증가에 따른 방출량 증가가 크지 않았다. 비확산성 수소는 방출 및 집적되는데 필요한 활성화 에너지가 크기 때문에 수소 주입 시 확산성 수소의 집적위치에 우선적으로 집적된 것으로 사료된다.

재료 내 수소의 집적위치에 대한 분석을 하기 위해 Kissinger에 의해 제안된 식 (1)을 이용하여 수소 방출에 필요한 활성화 에너지를 계산하였다¹⁶⁾.

$$\frac{\partial \ln(\dot{\phi}/Tc^2)}{\partial(1/Tc)} = -\frac{E_{at}}{R} \quad (1)$$

Tc 는 수소 방출속도가 최대가 되는 온도, $\dot{\phi}$ 는 승온속도, E_{at} 는 수소 집적위치에서 방출에 필요한 활성화 에너지, R 은 이상기체상수이다. 계산결과 용착금속-2의 약 128℃에서 나타나는 피크의 활성화 에너지는 18.9 kJ/mol, 용착금속-1,3의 약 161℃에서 나타나는 활성화 에너지는 23.7 kJ/mol과 22.5 kJ/mol 이었다. 각 용착금속의 미세조직과 활성화 에너지를 통해 각각의 시편에서 방출된 수소의 주요 집적위치를 분석하였다. Choo의 연구에서 밝힌 입계와 전위의 수소 방출 활성화 에너지는 각각 17.2 kJ/mol, 26.8 kJ/mol이다¹⁷⁾. 용착금속-2는 입계의 활성화 에너지와 유사한 값을 나타내므로 입계가 확산성 수소의 주요 집적위치라 판단된다. 용착금속-1,3의 경우 입계와 전위의 중간 정도 값의 활성화 에너지를 나타내는데 이는 상대적으로 전위밀도가 높은 베이나이트 조직의 분율이 높아지면서 이러한 전위 역시 확산성 수소의 집적위치로 작용하였을 것으로 판단되며, 용착금속-3보다 베이나이트 분율이 더 높았던 용착금속-1의 활성화 에너지가 더욱 전위의 활성화 에너지에 가깝게 나타났다. 비확산성 수소의 경우 Lee의 연구에서 밝힌 산화물 계면에서의 수소 방출 활성화 에너지인 69.5 kJ/mol과 유사하였다¹⁸⁾. 그러므로 용착금속-1,2,3에서 공통적으로 관찰되었던 Ti와 Mn의 복합 산화물과 기지와의 계면이 비확산성 수소의 집적위치라 판단된다. 이는 Huang의 permeation 분석을 통해 비확산성 수소의 집적위치를 분석한 연구결과와 일치한 결과이다¹⁹⁾.

3.3 수소취성 저항성 평가

용착금속의 노치인장시험을 통해 측정한 최대 하중대비 0.7~0.9배의 응력비에서 정적하중인장시험(CLT)을 수행하였으며, 시편이 파단 될 때까지의 시간을 최대 100시간까지 측정하여 Fig. 5에 나타내었다. 수소 주입을 하지 않은 경우 용착금속-1,2,3 모두 0.9 응력

Fig. 5 Time-to-failure with respect to the stress ratio of notch tensile strength for no hydrogen charged specimens and hydrogen charged specimens for 24 hours

Fig. 6 SEM fractographs of notch tensile test and constant loading test: (a) WM-1 and (b) WM-3

비에서 100시간까지 파단이 발생하지 않았다. 하지만 수소를 주입한 경우에는 상이한 파단시간을 나타내었다. 용착금속-2의 경우 수소를 주입하더라도 0.8, 0.9 응력비에서 파단이 발생하지 않았다. 용착금속-1,3은 수소를 주입한 경우 0.8, 0.9 응력비에서 비교적 빠른 시간에 파단이 발생하였는데, 평균적으로 용착금속-1이 용착금속-3보다 파단시간이 짧았다. 0.7 응력비의 경우 용착금속-1,3 모두 파단이 발생하지 않았다.

Fig. 6은 수소 주입 전 노치인장시험과 수소 주입 후 정적하중인장시험 시편의 파면을 SEM으로 관찰한 사진이다. 수소 주입 전의 경우 용착금속-1,2,3 모두 노치로 인한 약간의 취성파면이 나타났지만 전반적으로 연성의 딴플(dimple) 파면을 나타내었다. 그러나 수소 주입 후 정적하중인장시험 파단면의 경우 용착금속-3은 유사벽개(quasi-cleavage) 파면을 나타내었고 용착금

속-1은 유사벽개 파면과 더불어 수소취성의 전형적 파 단면인 입계(intergranular) 파면이 관찰되었다.

정적하중인장시험과 파면 관찰 결과를 종합해볼 때 수소취성 저항성은 용착금속-2 > 용착금속-3 > 용착금속-1의 순으로 평가되었다. 이렇게 용착금속별로 수소취성 저항성의 차이를 보이는 이유는 각 용착금속을 구성하는 미세조직과 확산성 수소 집적 양의 차이라고 판단된다. 용착금속-2는 입계 페라이트, widmanstatten 페라이트, 침상 페라이트로 구성되어 있고, 용착금속-1,3은 용착금속-2에 비해 높은 경화도로 인해 입계 페라이트와 widmanstatten 페라이트, 침상 페라이트와 함께 베이나이트로 구성되어 있다. 지난 연구에서 밝힌 바와 같이 침상 페라이트는 래스(lath)들이 결속된 구조를 가지기 때문에 우수한 인성을 나타낼 뿐만 아니라 수소로 인한 균열 전파 저항성이 크기 때문에 수소취성에 대한 저항성이 우수하다²⁰⁻²²⁾. 이에 반해 베이 나이트는 수소에 대한 저항성이 떨어진다고 알려져있다^{19,21,23)}. 또한 베이나이트는 침상 페라이트에 비해 수소로 인해 균열이 발생하는 입계 수소농도가 낮다고 보고되었다²²⁾. 본 연구의 TDS 분석 결과에서는 베이 나이트 조직의 분율이 늘어날수록 구조결함 내 집적된 수소의 양이 늘어났다. 하지만 베이나이트는 입계 수소농도가 낮고 수소취성 저항성이 낮은 조직이기 때문에 베이 나이트의 분율이 가장 높았던 용착금속-1의 수소취성 저항성이 가장 낮고 수소 주입 후 정적하중인장시험 파 단면 역시 수소취성의 전형적인 입계 파면이 나타났다.

4. 결 론

본 연구는 다층 FCA 용착금속의 수소취성 저항성을 평가하였고, 수소취성의 주요한 요인인 확산성 수소의 집적 현상을 분석하기 위해 온도에 따른 수소 방출 거동을 해석하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 화학조성이 다른 3종류의 다층 용착금속의 미세조직을 분석한 결과 탄소당량과 경화도가 낮은 용착금속-2에서는 침상 페라이트와 더불어 입계 페라이트와 widmanstatten 페라이트로 구성되어 있었다. 상대적으로 탄소당량과 경화도가 높은 용착금속-1,3에서는 침상 페라이트, 입계 페라이트, widmanstatten 페라이트와 더불어 소량의 베이나이트가 관찰되었다. 베이 나이트의 분율은 용착금속-1은 19%, 용착금속-3은 9%였다.

2) 수소취성의 주요한 요인인 확산성 수소의 집적 현상을 분석하기 위해 온도에 따른 수소 방출 거동을 해석하였다. 전기화학적 수소 주입을 하지 않은 경우는 0.01 ppm의 극 미량의 확산성 수소가 방출 되었지만,

수소 주입을 한 경우 전류밀도가 높을수록 방출되는 확산성 수소의 양은 늘어났다. 확산성 수소의 방출량은 3 가지 전류밀도 조건에서 모두 용착금속-1이 가장 많았고 용착금속-2가 가장 적었다. 상대적으로 고온에서 방출되는 비확산성 수소는 수소 주입 전과 후의 차이가 크지 않았다.

3) 수소의 집적위치를 해석하기 위해 Kissinger에 의해 제안된 식을 이용하여 수소 방출 활성화 에너지를 계산하였다. 그 결과 입계 페라이트, widmanstatten 페라이트, 침상 페라이트로 구성된 용착금속-2에서는 입계가 확산성 수소의 주요 집적위치로 확인되었다. 상대적으로 전위밀도가 높은 베이나이트 조직이 관찰되었던 용착금속-1,3에서는 입계와 함께 전위도 확산성 수소의 집적 위치로 작용하는 것으로 확인되었다. 비확산성 수소의 경우 3시편 모두 Ti와 Mn의 복합 산화물과 기지와의 계면이 집적 위치로 작용하였다.

4) 정적하중인장시험을 통해 용착금속의 수소취성 저항성을 평가한 결과, 탄소당량과 경화도가 낮은 용착금속-2의 수소취성 저항성이 가장 높았고 상대적으로 탄소당량과 경화도가 높은 용착금속-1의 수소취성 저항성이 가장 낮았다. 이는 용착금속-1의 경우 수소 균열 전파 저항성이 낮고 수소 균열 발생 입계 수소 농도가 낮아 수소취성 저항성이 낮은 베이나이트의 분율이 상대적으로 높아서인 것으로 사료된다.

후 기

본 연구는 산업통상자원부 부품소재기술개발사업(No. 10035163)과 교육과학기술부의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행되었습니다(No. 2011- 0030013).

Reference

1. Young Soo Chun, Ji Soo Kim, Kyung-Tae Park, Young-Kook Lee and Chong Soo Lee : Role of epsilon martensite in tensile properties and hydrogen degradation of high-Mn steels, *Materials Science and Engineering A*, **533** (2012), 87-95
2. B. Beidokhti, A. Dolati, and A.H. Koukabi : Effects of alloying elements and microstructure on the susceptibility of the welded HSLA steel to hydrogen-induced cracking and sulfide stress cracking, *Materials Science and Engineering A*, **507** (2009), 167-173
3. Jung-A Lee, Dong-Hyun Lee, Moo-Young Seok, Un Bong Baek, Yun-Hee Lee, Seung Hoon Hahm and Jae-il Jang : Hydrogen-induced toughness drop in weld coarse-grained heat-affected zones of linepipe steel, *Materials Characterization*, **82** (2013), 17-22
4. Il Wook Han, Young Hwan Park, Gyu Baek An and

- Young Ho An : Development Trends of Steel Plates for Ship Building and Off-Shore Construction and It's Weldability, Journal of KWJS, **27-1** (2009), 25-33 (in Korean)
5. Hee Jin Kim and Bong Young Kang : Development of Welding Consumable for Controlling the Cold Cracking in Steel Deposited Metal, Journal of KWJS, **20-3** (2002), 3-8
 6. Hee Jin Kim and Bong Young Kang : Evaluation Methods for Cold Cracking Susceptibility of Deposited Metal, Journal of KWS, **20-4** (2002), 429-436 (in Korean)
 7. G. Krauss : Steels-Heat Treatment and Processing Principles(1990 Edition), ASM International, 1990, 241-244
 8. A.R. Troiano : The Role of Hydrogen and Other Interstitials on the Mechanical Behavior of Metals, Transactions of the ASM, **52** (1960), 151-177
 9. A.S. Tetelman and W. D. Robertson : The mechanism of Hydrogen Embrittlement observed in iron-silicon single crystals, Trans. TMS-AIME, **224** (1962), 775-783
 10. C.D. Beachem : A New Model for Hydrogen-Assisted Cracking (Hydrogen Embrittlement), Metallurgical Transactions, 3 (1972) 441-455
 11. Ji Soo Kim, You Hwan Lee, Duklak Lee and Chong Soo Lee : Effect of Intergranular Ferrite on the Hydrogen Delayed Fracture Resistance of High Strength Boron-added Steel, Korean J. Met. Mater., **45** (2007), 506-513
 12. Kyoung Ho So, Ji Soo KIM, Young Soo CHUN, Kyung-Tae PARK, Young-Kook LEE and Chong Soo LEE :Hydrogen Delayed Fracture Properties and Internal Hydrogen Behavior of a Fe-18Mn-1.5Al-0.6C TWIP Steel, ISIJ Int., **49** (2009), 1952-1959
 13. Koichi Takasawa, Ryo Ikeda, Noboru Ishikawa and Ryoji Ishigaki : Effects of grain size and dislocation density on the susceptibility to high-pressure hydrogen environment embrittlement of high-strength low-alloy steels, International Journal of Hydrogen Energy, **37** (2012), 2669-2675
 14. F. Watkinson : Hydrogen cracking in high strength weld metals, Welding Journal, **58-9** (1969), 417-424
 15. Hee Jae Kang, Tae Woo Lee, Byung Hyun Yoon, Seo Jeong Park, Woong Seong Chang, Kyun Mox Cho and Namhyun Kang : Microstructural Effects on Hydrogen Delayed Fracture of 600MPa and 800MPa grade Deposited Weld Metal, Korean J. Met. Mater., **50** (2012), 52-58
 16. H.E. Kissinger : Reaction Kinetics in Differential Thermal Analysis, Analytical Chemistry, **29** (1957), 1702-1706
 17. W.Y. Choo and J.Y. Lee : Thermal Analysis of Trapped Hydrogen in Pure Iron, Metallurgical Transactions A, **13A** (1982), 135-140
 18. J.Y. Lee, S.M. Lee, K. Y. Lee and J.L. Lee : A Study on the Interaction of Nonmetallic Inclusions with Hydrogen in AISI 5160 Spring Steel, Korean J. Met. Mater., **22** (1984), 1120-1128
 19. F. Huang, J. Liu, Z.J. Deng, J.H. Cheng, Z.H. Lu and X.G. Li : Effect of microstructure and inclusions on hydrogen induced cracking susceptibility and hydrogen trapping efficiency of X120 pipeline steel, Materials Science and Engineering A, **527** (2010), 6997-7001
 20. J.S. Seo, H.J. Kim and H.S. Ryoo: Microstructural parameter controlling weld metal cold cracking, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, **27** (2008), 199-202
 21. P.H.M. HART : Resistance to Hydrogen Cracking in Steel Weld Metals, Welding Research Supplement, (1986), 14-22
 22. Gyu Tae Park, Sung Ung Koh, Hwang Gyo Jung, Kyoo Young Kim : Effect of microstructure on hydrogen trapping efficiency and hydrogen induced cracking of linepipe steel, Corrosion Science, **50** (2008), 1865-1871
 23. M.A. Arafin and J.A. Szpunar : Effect of bainitic microstructure on the susceptibility of pipeline steels to hydrogen induced cracking, Materials Science and Engineering A, **528** (2011), 4927-4940