

용착금속 저온균열 억제를 위한 용접재료 개발

김희진·강봉용

Development of Welding Consumable for Controlling the Cold Cracking in Steel Deposited Metal

Hee Jin Kim and Bong Young Kang

1. 서론

1970년대에 2회에 걸친 유류파동을 거치면서 에너지 절약의 일환으로 경량화 추세가 진전되면서 구조용강은 고강도화를 추구하게 되었다. 강재의 강도를 증가시키기 위해서는 합금원소를 보다 많이 첨가하거나 미세조직을 강화하는 방법을 적용하게 되는데, 초기에는 주로 합금성분을 증가시키는 방법을 사용하였다. 이로 인하여 강재의 탄소당량(carbon equivalent, CE)이 함께 상승하게 되었는데, Fig. 1은 선급용 강재에 있어서 강도에 따른 탄소당량의 변화를 보여주고 있다. 이 그림에서 보듯이 강재의 항복강도가 연강(mild steel)급인 24kg/mm²에서 고장력강(high tensile steel)급인 32 및 36kg/mm²으로 증가함에 따라 탄소당량은 거의 직선적으로 증가하여, 40kg/mm²에서는 0.45%에 이르게 되었다. 이러한 탄소당량의 증가는 강재의 용접성을 저해하여, 저수소계 용접봉의 사용을 의무화

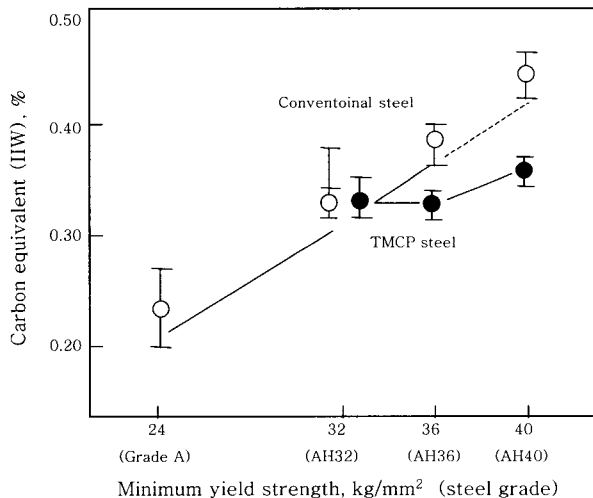


Fig. 1 Variation of carbon equivalent with the strength level of shiphull structural steel plate

하거나 이것만으로 여의치 않을 경우에는 용접 예열(preheating) 및 후열(postheating) 등을 실시하게 되어 용접생산성을 저하시키는 결과를 초래하였다. 이러한 문제점을 해결하고자 1980년대 초에 가속냉각형 TMCP(thermo-mechanical controlled process)라는 제어압연기법이 개발되었으며, 이로인하여 미세조직 강화에 의한 강도 향상이 가능하게 되었다. 결국 TMCP강의 출현으로 고장력강의 탄소당량은 Fig. 1에서 보여 주는 바와 같이 저하되었으며 저온균열에 대한 저항성은 크게 향상되었다.

한편 용접재료 측면에서는 용접재료의 저수소(low hydrogen)화를 적극 추진하여 고강도 용접부에서의 균열 발생을 억제하고 예열온도를 최소화하는 방향으로 발전하였다. 그러나 최근 용접생산성을 극대화하는 과정에서 플럭스코어드(flux cored)와이어 용접재료의 사용량이 크게 증가하였는데, 이로 인하여 용접부에서 저온균열이 발생할 위험성은 보다 증대되었다. 왜냐하면 저수소계 용접봉을 대체한 플럭스코어드 와이어(flux cored wire)는 확산성 수소량이 상대적으로 매우 높기 때문이다^{1,2)}.

상기한 내용을 종합하면, 구조용 강재는 용접성이 향상되는 방향으로 개발이 진행되어 저온균열에 대한 저항성이 증가하였으나, 용접재료는 플럭스코어드 용접재료와 같이 저온균열에 취약한 재료의 사용량이 증대되고 있는 상황이다. 이러한 상황 변화로 과거에는 용접 열영향부(HAZ)에서 자주 발생하던 저온균열이 근래에는 용착금속(deposited metal)에서 보다 빈번히 발생되고 있다. 이러한 현실을 국내에서는 이 등^{3,4)}이 선급용 TMCP강을 대상으로 하여 이미 보고한 바 있다.

한편 미국에서는 1989년에 HY-100 강재를 사용하여 잠수함을 건조하였는데, 용착금속부에서 발생한 저온균열 때문에 20억불 상당의 잠수함을 폐기하는 사례

가 발생하였다⁵⁾. 그리고 이후에는 HY(high yield)강재를 HSLA(high strength low alloy)강재로 대체 사용하는 과정에서 용착금속이 저온균열에 보다 취약하다는 문제가 현실적으로 나타나게 되었다. HSLA강은 용접성이 양호하여 용접 예열이 필요치 않았으나 실제 HSLA-100 강재에 예열을 실시하지 않고 기존의 용접재료, 즉 HY-100 강재에 사용하던 용접재료를 그대로 사용하게 되면 용착금속부에서 저온균열이 빈번히 발생하여 용접예열을 결코 생략할 수 없다는 결론에 도달하였던 것이다^{6,7)}. 이러한 사실에 근거하여 HSLA강용으로 새로운 용접재료, 즉 용접예열이 필요치 않는 용접재료의 개발이 최근까지도 미국 해군을 중심으로 진행되고 있다⁸⁻¹⁰⁾.

최근에는 한국, 일본, 중국 등이 국가적인 차원에서 차세대 구조용강 개발 프로그램을 진행하고 있는데, 이는 연강 수준의 합금원소를 가지고 800MPa급 강재를 개발하고자 하는 것을 최종 목표로 하고 있다¹¹⁾. 이러한 강종이 실용화되면 모재의 용접성은 더욱 향상되어 인장강도 800MPa급 구조용 강재에 대해서도 용접예열이 필요치 않게 될 것이다. 그러나 이와 같은 구조용 강재가 용접 생산성을 확보하기 위해서는 그에 상응하는 용접재료, 즉 용접예열이 요구되지 않는 800MPa급 용접재료의 개발이 필수적이다. 이에 각국에서는 이에 대한 개발을 동시에 수행하고 있는데, 국내에서는 어느 정도의 가시적인 성과를 보여 주고 있다¹²⁾.

상기한 차세대 구조용강 개발과정에서 용접재료 관련 개발방향을 체계적으로 정립할 필요성이 있었으며, 그리고 최근 국내 중공업 업계에서 용착금속 저온균열이 자주 보고되고 있어 본 기술보고를 준비하게 되었다. 본 기술보고에서는 지금까지 문헌에서 보고된 용접재료 개발 내용을 소개하고, 마지막에서는 고강도 용접재료의 개발방향을 제시하고자 하였다.

2. 저온균열 발생 원인

용접성이라는 개념은 여러 가지 의미로 해석되고 있지만, 고장력강, Cr-Mo강, 저합금강 등에 있어서의 용접성은 저온균열에 대한 저항성과 거의 같은 의미로 사용하고 있을 정도로 이들 강재는 저온균열에 민감하다. 저온균열은 기본적으로 수소유기균열(hydrogen induced cracking)의 일종으로써, 수소에 의한 균열이 용접부에서 나타나게 되면 이를 통상적으로 저온균열(cold crack)이라고 부른다. 그러므로 용접부에서의 저온균열도 다음과 같은 조건이 충족되었을 때 발생하게 된다¹³⁾.

(a) 수소유기균열에 취약한 용접부 미세조직

- (b) 용접시에 용접부에 유입되는 수소
- (c) 용접 이음부에서 발생하는 인장 잔류응력
- (d) 약 200°C 이하의 온도

저온균열을 (a)의 미세조직 측면에서 보면 일종의 수소취성(hydrogen embrittlement)으로써 고강도강에 수소가 유입되었을 때 강재가 취화되는 현상과 동일한 것이다. 한편 (b)의 측면에서 보면 수소유기균열(hydrogen assisted cracking)이라고 할 수 있으며, (c)의 측면에서 보면 일종의 구속균열(restraint cracking)인 것이다. 그리고 (d)의 측면에서 보면 이러한 균열은 저온에서 일정시간이 경과한 후에 발생하기 때문에 저온균열 또는 지연균열 등으로 불려진다.

저온균열은 상기한 4가지 요건이 용접부에서 모두 충족되어야 발생하는데, 거의 모든 용접부에서 (d)의 온도인자는 기본적으로 만족되어 있다. 따라서 온도 인자를 제외한 나머지 3가지 인자가 Fig. 2와 같이 동시에 작용하는 경우에 한하여 저온균열은 발생한다고 할 수 있다. 역으로 이들 세 가지 인자 중에서 어느 하나라도 완전히 제거될 수만 있다면 용접부에서 저온균열은 발생되지 않을 것이며, 이들 중 어느 하나만이라도 완화될 수만 있다면 저온균열이 발생할 가능성은 적어지는 것이다. 그리고 저온균열이 발생할 가능성이 적을수록 용접 예열온도는 낮아지고, 결국에는 예열이 필요치 않게 된다.

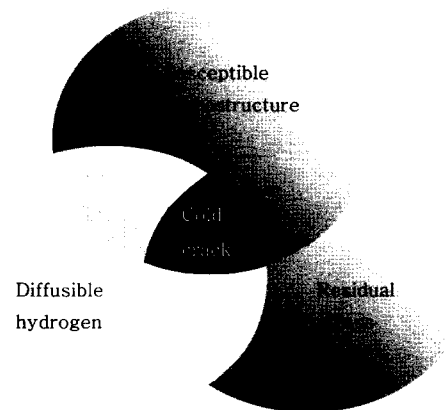


Fig. 2 Factors controlling cold cracks in weld metal

3. 연구개발동향

3.1 잔류응력 완화를 위한 용접재료의 개발

용접부에서 발생하는 잔류응력은 용접부가 국부적으로 가열되었다가 냉각하는 과정에서 발생되는데, 용착금속과 열영향부에서는 인장성분의 잔류응력이 존재하게 되며, 용접선 중앙에서 최대치를 보여준다. 따라서 잔류응력 측면만을 고려한다면 용착금속이 열영향부

다 더 취약하다고 하겠다. 그리고 최대 잔류응력의 크기는 강판의 구속조건 및 강판의 두께 등에 의존하는데, 이들은 모두 설계도면에 의해 결정되어 있는 사항이다. 제작과정에서는 용접순서를 적절히 배정하여 잔류응력이 국부적으로 집중되지 않도록 하는 것 뿐이다. 그런데 재료측면에서 이러한 한계를 극복하여 보고자 최근 일본에서는 차세대 구조용강용으로 10%Cr-10%Ni 계 용접재료를 소개하였다¹⁴⁾. 이는 Fig. 3과 같이 150~200°C의 저온영역에서 마르텐사이트 변화가 일어나도록 하여, 변태시 발생하는 부피 팽창으로 용접부에 압축 잔류응력이 발생토록 한 것이다. Table 1은 변태온도에 따른 저온균열 저항성의 변화를 보여주는 시험결과이다. 마르텐사이트 변태온도(Ms 온도)가 220°C이상인 경우에는 100% 균열을 보여주었으나 Ms온도가 156°C로 낮아지는 11%Cr-9%Ni 조성에서는 균열 발생정도가 급격히 저하하였다. 이러한 효과를 저자들¹⁴⁾은 Ms온도가 저하함에 따라 용접부의 잔류응력이 인장에서 압축으로 변화하였기 때문에 나타나는 것이라고 해석하였다. 그 후 Ohta 등¹⁵⁾은 다층 용접을 실시하고

용접부에 대한 잔류응력을 직접 측정하였는데, 기존 용접재료를 사용한 경우에는 용접부에서 인장잔류응력이 존재하고 있으나, 10%Cr-10%Ni 용접재료를 사용한 경우에는 압축잔류응력이 존재함을 실험적으로 보여주었다. 그리고 그러한 압축 잔류응력의 효과로 용접부 피로강도가 2~3배 증가함을 실험적으로 보여 주기도 하였다.

3.2 확산성 수소량 저감을 위한 용접재료의 개발

용접부 설계 및 사용할 강재가 결정되면 용접작업자가 취할 수 있는 수단은 용접부에 잔존하는 수소량, 특히 저온균열을 야기시키는 확산성수소량(diffusible hydrogen)을 최소화하는 것뿐이다. 우선 용접부에 유입될 수 있는 수소량을 최소화하는 방안을 채택하고, 이러한 방법만으로 충분치 못할 경우에는 예열 또는 후열을 실시하는 것이다.

용접부에 유입되는 수소량은 용접기법 및 용접재료에 의해 결정되는 사항인데, 동급의 용접재료라고 하더라도 확산성수소량에 있어 커다란 차이를 보여주는 것이 일반적이다. 이러한 차이는 플럭스 성분계의 차이에 기인하는데, 다음은 용접부에 유입되는 수소량을 저감시키기 위하여 취하는 방법들이다.

- (1) 플럭스 염기도의 증가¹⁶⁾
- (2) 탄화물 첨가에 의한 수소분압 저하¹⁷⁾
- (3) 불화물(fluoride)의 첨가¹⁷⁻¹⁹⁾
- (4) 희토류금속의 첨가^{20,21)}

상기한 내용 중에서 처음 3가지 방법은 이미 실용화되어 있는 제조방법이지만, 희토류금속을 첨가함으로써 확산성 수소량이 저감할 수 있다는 연구결과는 소수의 연구자들에 의해서만 보고되고 있는 사항이다. 한 예로써 Du²¹⁾ 등은 Table 2와 같이 Y-SiFe 및 Te 첨가에 따라 확산성 수소량이 크게 저하함을 보고하였다.

희토류금속 첨가에 의해 확산성 수소량이 저하하는 이유에 대해서 초기에는 이들 원소가 용융금속 내에서 하이드라이드(rare-earth hydride)를 생성하기 때문이라고 생각하였다²²⁾. 그러나 지금까지 용착금속부나 슬래그 어디에서도 그와 같은 화합물을 발견하지 못하

Table 2 Effect of Y-SiFe and Te addition on diffusible hydrogen content([H]) in weld²¹⁾

Y-SiFe addition, (mg/cm)	0	2.5	5.0	12.5	25.0		
[H], (ml/100g)	7.26	4.33	4.54	4.17	4.17		
Te addition, (mg/cm)	0	0.5	1.0	1.5	2.0	2.5	3.0
[H], (ml/100g)	8.05	4.21	3.71	3.75	3.29	3.24	3.24

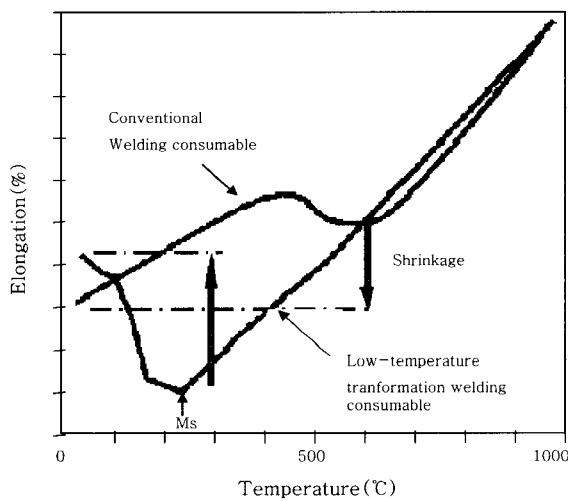


Fig. 3 Schematic illustration for designing a low-temperature transformation welding consumable

Table 1 Results of y-groove weld cracking test¹⁴⁾

	Calculated Ms-temp. of all deposited metal(°C)	Crack Ratio (%)		
		Surface	Section	Root
A(11%Cr - 9%Ni)	156	0	49	18
B(11%Cr - 6.5%Ni)	220	100	100	100
Y(13%Cr - 5%Ni)	251	100	100	100
X(Conventional)	556	100	100	100

였을 뿐만 아니라, 열역학적으로 희토류금속 화합물이 생성되는 순서는 $(RE)_2O_3$ - $(RE)_2O_2S$ - $(RE)_2S_3$ - $(RE)S$ - $(RE)N$ - $(RE)H_2$ 이기 때문에²³⁾, 용접부에서 하이드라이드가 생성될 가능성은 매우 희박하다는 것이다. 따라서 Du 등²¹⁾은 REM의 효과를 다른 방향에서 접근하였다. 즉 Y 및 Te는 표면활성화 원소(surface active element)이기 때문에, 이들이 첨가되면 용융금속의 표면장력이 감소하여 액상/기상 계면을 통한 수소 유입이 억제될 것이라는 것이다. 그런데 주기율표상에서 VIA 족에 속하는 원소들은 모두 표면활성화 원소들인데, 이에 해당하는 O, S 등에 대해서는 어떠한 연구 결과도 보고된 바 없다. 한편 Musiyachenko 등²⁰⁾도 수동용접봉에서 REM(Ce 및 Y)의 첨가에 따라 확산성수소량이 감소함을 보여주었는데, 이들은 확산성 수소(diffusible hydrogen)가 잔류수소(residual hydrogen)로 전환되기 때문이라고 하였다. 즉 REM을 첨가하게 되면 용착금속 내에 존재하는 비금속개재물의 분포 및 특성이 변화하고, 이러한 변화는 비금속개재물로 하여금 보다 많은 잔류수소를 축적할 수 있도록 한다는 것이다.

이상의 시험결과에서 보듯이 REM을 첨가하면 확산성 수소량이 감소한다는 사실은 입증되었으나, 아직 이러한 용접재료가 개발되었다는 보고는 찾지 못하였다. 아마도 REM이 용접아크기둥을 통과하면서 대부분이 산화되어 REM으로써의 역할을 충분히 하지 못하기 때문으로 생각된다. 향후 용접재료를 개발함에 있어서는 이에 대해 확실한 규명할 필요가 있으며, 경제적인 측면도 고려되어야 할 것이다.

3.3 미세조직 개선에 의한 용접재료 개발

고강도 강재에 있어서 수소취성에 미치는 미세조직의 영향은 많은 연구가 수행되어, 미세조직 제어가 가장 주요한 합금설계 방법으로 활용되고 있다. 그러나 용착금속에서는 강도에 따른 미세조직의 변화가 크지 않고, 미세조직을 제어할 수 있는 수단이 거의 없기 때문에 이에 대한 연구는 그다지 관심을 끌지 못하였다. 그러나 서론에서 언급하였듯이 HSLA 강재가 개발되고 용접재료의 개선이 요구되면서 1990년 이후 미국 해군을 중심으로 이에 대한 연구가 시작되었다^{8-10,24,25)}. 이들의 연구는 크게 두 가지 방향으로 진행되었는데, 하나는 기존의 용접재료가 가지는 화학조성을 개선하는 방향이었으며 다른 하나는 미세조직을 완전히 다른 방향에서 접근하고자 하는 것이었다⁶⁾. 첫 번째 방법은 기존 용접재료의 화학조성을 보완하여 최적 성분계를 도출하는 방법이고⁹⁾, 두 번째 접근 방법은 기존의 마르텐사이트 또는 침상형 페라이트 조직에서 극저 탄소 베이나이

트(ultra low carbon bainite)조직으로 바꾸고자 하는 것이었다^{10,26,27)}. 그러나 이들의 연구결과는 군사적인 기밀사항으로 분류되어 극히 단편적인 내용²⁸⁾만이 공개되고 있을 뿐, 새로이 개발된 재료의 정확한 화학 조성 및 저온균열 감수성과 관련된 시험 결과 등은 전혀 공개되지 않고 있다.

한편 Wildash 등²⁹⁾은 용착금속부 미세조직을 구성하고 있는 각각의 세부조직에 대해 수소유기균열에 대한 저항성을 평가하였는데, 전체조직에서 입계페라이트(grain boundary ferrite)의 양이 감소할수록 그리고 비금속개재물이나 MAC조직(martensite/austenite carbide)의 양이 증가할수록 저항성이 향상되었다고 보고하였다. 이들은 이와 같은 실험결과를 토대로 하여 새로운 용접재료를 설계하고, 기존 재료와 비교 평가함으로써 미세조직 제어에 의해 강도증가 뿐만 아니라 저온균열에 대한 저항성도 동시에 향상시킬 수 있음을 보여 주었다^{30,31)}.

4. 향후의 연구개발 방향

이상에서 설명한 바와 같이 용접재료의 저온균열 저항성을 향상시키기 위해서는 3가지 방향에서 접근이 가능한데, 지금까지는 대부분의 연구가 수소함량을 최소화하는 방향에서 진행되어 왔다. 그러나 확산성수소량이 2~5ml/100g에 근접하면서 이를 추가적으로 저감시키는데는 한계를 보여주고 있는 것이 현실이다. 따라서 이제부터는 기타의 방법들도 적용가능성을 검토해 볼 필요가 있다. 먼저 저온변태를 응용한 용접재료는 가장 이상적인 방법이라는 하지만 합금원소가 다량 첨가되어야 하기 때문에 가격측면에서 경쟁력을 확보하기 어려운 재료라고 판단된다. 단지 피로강도가 중요시되는 경우에 한정하여 특별히 고려해 볼 수 있는 재료이다. 다음으로 미세조직을 제어하는 방법은 이미 기계적 성질 향상 측면에서 많은 연구가 수행되어 왔기 때문에 경제적인 측면이나 기술적인 측면에서 개발 가능성이 매우 높는데, 이를 위해서는 용착금속의 미세조직과 저온균열 저항성 사이의 상관관계에 대한 기초연구가 수반되어야 할 것이다.

감사의 글

본 기술보고는 저자중의 한사람인 강봉용박사의 학위 논문을 정리 보완한 것입니다. 학위과정에서 지도편달을 아끼지 않으신 황선근교수님께 감사드립니다. 그리고 원고정리를 위해 수고한 김남훈, 박장호에게 고마움을 표합니다.

참 고 문 헌

1. A. P. Chakravarti, S. R. Bala: Evaluation of weld metal cold cracking using the G-BOP test, *Welding Journal*, **68-1** (1989), 1s
2. D. White, G. Pollard, R. Gee: The effect of welding parameters on diffusible hydrogen levels in cored wire welding, *Welding & Metal Fabrication*, **60-6** (1992), 209
3. H. W. Lee, S. W. Kang, D. S. Um: A study on transverse weld cracks in thick steel plate with the FCAW process, *Welding Journal*, **77-12** (1998), 503s
4. Hae-Woo Lee, Sun-Won Kang: A study on transverse weld cracks in 50mm thick steel plate with SAW process, *Quarterly J. of Japan weld. Soc.*, **15-4** (1997), 563
5. U.S. Navy reports welding procedure source of cracks in first Seawolf submarine, *Welding Journal*, **70-9** (1991), 5
6. A. Cullison: Two paths, One goal: a consumable to weld HSLA 100, *Welding Journal*, **73-1** (1994), 51-53
7. Evaluation of low-preheat welding procedures for HSLA-100 steel, *Welding Journal*, **74-5** (1995), 118
8. J. J. DeLoach, Jr., "An Overview of the US Navy Filler Metal Development Program". *Welding and Weld Automation in Shipbuilding*, ed. R. Dinale, TMS, Warrendale PA, **85-104** (1996).
9. K. Sampath et. al.: Metallurgical model speeds development of GMA welding wire for HSLA steel, *Welding Journal*, **74-12** (1995), 69
10. J. H. Devletian, D. Singh, W. E. Wood: Welding of HSLA-100 steel using ultra low carbon bainitic weld metal to eliminate preheating, *Proc. of 4th Int. Conf. on Trends in Welding Research*, 5-8 June 1995, Gatlinburg, TN, USA, 341-346
11. W. Y. Choo: 4th year progress of HYPERS-21 project, *Proc. of 4th Workshop on the Development of High Performance Steels for 21st Century*, Pohang, Korea, Jan. 2002, 1-16
12. H. J. Kim, B. Y. Kang: Alloy design for preheating-free welding consumable, *Proc. of 4th Workshop on the Development of High Performance Steels for 21st Century*, Pohang, Korea, Jan. 2002, 281-286
13. N. Bailey, F. R. Coe, T. G. Gooch, P. H. M. Hart, N. Jenkins, R. J. Pargeter: *Welding Steels without Hydrogen Cracking*, Abington Publishing co., 1973
14. K. Hiraoka et. al.: Performance of welded joint using low-temperature transformation welding consumables, *Proc. of the 4th Ultra Steel Workshop*, Tsukuba Japan, (2000), 40-41 (in Japanese)
15. A. Ohta, O. Watanabe, K. Matsuoka, Y. Maeda, N. Suzuki, T. Kubo: Fatigue strength improvement of box welds by low transformation temperature welding wire and PWHT, *Welding in the World*, **44-3** (2000), 19
16. N. De Rissone, I. Bolt, J. Jorge, P. Corvalan, E. Surian: ANSI/AWS A5.1-91 E6013 rutile electrodes: The effect of wollastonite, *Welding Journal*, **76-11** (1997), 498s
17. M. Matsushita, S. Liu: Hydrogen control in steel weld metal by means of fluoride additions in welding flux, *Welding Journal*, **79-10** (2000), 295s
18. I. K. Pokhodnya, A. P. Paltsevich, V. v. Golovko, A. S. Koteltchouk: Technology and metallurgy methods for decreasing diffusible hydrogen content, *Welding in the World*, **43-4** (1999), 2
19. J. Tsuboi, S. Nakano, K. Sato: The behavior of hydrogen in arc welding (Report1), *Journal of Japan Weld. Soc.*, **42-3** (1973), 189 (in Japanese)
20. V. F. Musiyachenko et. al.: Effect of modifying non-metallic inclusions with rare earth metals on the structure and properties of weld metal in welding high strength steels, *Welding International*, **2-4** (1988), 306-310
21. Z. Du, P. Ding, W. Zhang: Investigation on mechanism of reducing diffusible hydrogen in weld using microelements, *China Welding*, **5-2** (1996), 125
22. W. G. Wilson: Technical Note: Reduced heat-affected zone cracking and improved base metal impacts through sulfide control with rare earth addition, *Welding Journal*, **50-1** (1971), 42
23. Li Daizhong: *Non-metallic inclusion in steel*, China Science Press, 1983
24. S. K. Sampath: Evaluation of new performance electrodes for GMA welding of HSLA-100 steel, *Proc. of the ASM International Symposium on High Strength Steels for Structural Applications*, (1995), 180
25. J. J. DeLoach, C. Null, S. Fiore, P. Konkol: The right welding wire could help the U.S. navy save millions, *Welding Journal*, **78-6** (1999), 55
26. J. H. Devletian., D. Signh., and W. E. Wood: The Effects of thermal cycling on ULCB weld metal. *Proc. on Welding and Automation in Shipbuilding*, by Structural Materials Division of TMS, edited by R. DeNale, (1995), 151
27. J. M. Blackburn., et. al: The Effects of thermal cycling on ULCB weld metal. *Proc. on Welding and Automation in Shipbuilding*, by Structural Materials Division of TMS, edited by R. DeNale, (1995), 167
28. D. W. Moon, R. W. Fonda, G. Spanos: Microhardness variations in HSLA-100 welds fabricated with new ultra-low-carbon weld consumables, *Welding Journal*, **79-10** (2000), 278s
29. C. Wildash, R. C. Cochrane, R. Gee, D. J. Widgery: Microstructural factors affecting hydrogen induced

- cold cracking in high strength steel weld metal, Proc. of the 5th Int. Conf. on Trends in Welding Research, Georgia, USA, June 1998, 745-750
30. C. Wildash, R. C. Cochrane, D. J. Widgery: The influence of hydrogen and microstructure on the tensile properties of high strength steel weld metal,

- Proc. of the 9th Int. Conf. on Joining of Materials, Denmark, May 1999, 335-340
31. C. Wildash, R. Gee, R. C. Cochrane: Designing a microstructure to resist HIC in HS steels, Welding and Metal Fab., **68-7** (2000), 15-18



- 김희진(金喜珍)
- 1953년생
- 한국생산기술연구원, 정밀접합용접팀
- 용접전원파형제어, 용접재료개발
- e-mail: kimhj@kitech.re.kr



- 강봉용(姜奉龍)
- 1960년생
- 한국생산기술연구원, 정밀접합용접팀
- 용접전원파형제어, 용접재료개발
- e-mail: kanbo@kitech.re.kr