기술보고

용접금속의 저온균열에 미치는 미세조직의 영향

김 희 진 · 강 봉 용

Effect of Microstructure on Cold Cracking in Weld Metal

Hee Jin Kim and Bong Young Kang

1. 서 론

용접부에서 발생하는 수소유기균열을 저온균열(cold crack)이라고 하는데, 저온균열의 발생기구에 대해서는 아직도 많은 논란이 있다[1]. 그러나 수소취성의 특성인 다음의 세 가지 인자, 즉 (i) 확산성 수소(diffusible hydrogen), (ii) 인장 잔류응력(tensile residual stress), (iii) 취약한 미세조직(susceptible microstructure) 등이 동시에 작용하는 경우에 한하여 저온균열이 발생한다는 사실에는 모두가 동의하고 있다. 그런데 이들 세 가지 인자 중에서 처음의 두 인자는 수치적으로 정량화하기 용이할 뿐만 아니라, 이들 수치가 작아질수록 균열 발생 가능성이 낮아진다는 사실은 쉽게 이해되는 사항이다. 그러나 마지막 인자인 용접부의 미세조직은 위치에 따라 차이가 많고 다양한 조직이 혼재되어 있기 때문에 그 자체를 정량화한다는 것이 무척 어려운 일이다. 이러한 어려움 때문에 열영향부에서는 미세경도 값을 사용하여 미세조직의 취약성을 수치화 하고 있다[2]. 그리고 최고 경도값(maximum hardness)에 미치는 모재의 영향을 예측하기 위하여 화학조성의 조합인 탄소당량식을 사용하고 있으며, 이를 이용하여 모재의 저온균열 감수성(또는 저항성)을 평가하고 필요 예열온도 등을 산출하고 있다[3-5].즉 용접열영향부에서의 최고경도 값이나 모재의 탄소당량 수치는 저온균열 감수성에 미치는 미세조직의 기여 정도를 수치화한 것이다. 이를 근거로 강재 생산자들은 탄소당량을 저하시키는 방법으로 강재의 용접성을 향상시켜 왔다.

한편 용접재료 측면에서도 용접부 저온균열 발생을 억제하고자 많은 노력을 하였는데, 이들은 주로 용접재료의 확산성 수소량을 저감하는 방향으로 연구개발을 수행하였다[6-8]. 그런데 최근 강재의 용접성이 크게 향상되고 극후판의 사용이 증대되면서 저온균열이 발생하는 위치가 열영향부로부터 용접금속부로 이동하는 현상이 발생하게 되었다. 이러한 상황에서 용접예열은 모재보다는 용접재료의 저온균열 감수성에 의해 결정되는 사항이 되었으며, 용접예열을 생략한다던가 예열온도를 낮추기 위해서는 새로운 용접재료가 개발되어야 한다는 필요성을 인식하게 되었다. 이러한 인식은 미국 해군을 중심으로 1990년부터 HSLA-100강용 용접재료를 개발하면서 형성되었던 것인데, 당시 용접재료의 확산성 수소량은 한계에 이르러 추가적인 저감이 어렵다고 보고 새로운 용접재료는 화학조성 또는 미세조직 측면에서 접근하고자 하였다[9]. 그러나 일반 구조용 강재에 사용되는 용접재료는 아직도 수소량 저감에 보다 많은 비중을 두고 있다. 이는 용접금속의 미세조직과 저온균열 감수성과의 관계가 명확히 밝혀져 있지 않아 미세조직 측면에서의 접근이 어렵다고 판단하였기 때문으로 해석된다. 그러므로 용접재료 개발을 보다 적극적으로 추진하기 위해서는 우선적으로 용접금속의 미세조직과 저온균열 감수성 사이의 관계를 명확히 인식할 필요가 있다. 용접금속의 미세조직 특성에 대해서는 지금까지 수많은 연구가 수행되어 잘 알려 져 있지만[10,11], 이들간의 상관성에 대해서는 발표된 결과가 많지 않은 실정이다. 반면에 미세조직과 기계적 성질 사이의 상관관계는 체계화되어 있어서 용접재료의 고강도 · 고인성화는 대부분 미세조직의 최적화에 의해 추진되고 있다[12-14]. 그러나 이제부터는 미세조직 제어에 의해 저온균열 저항성도 동시에 향상되는 용접재료의 개발이 요구되고 있는 것이다.

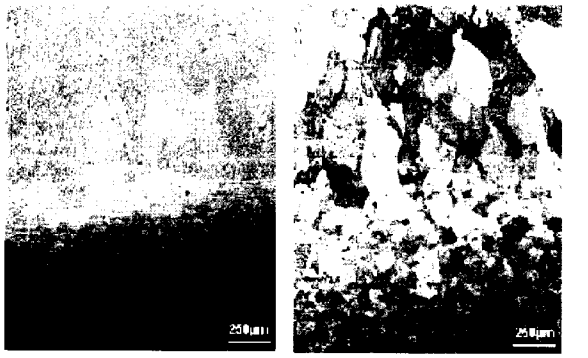
이에 본 기술보고는 용접금속의 저온균열 저항성에 미치는 미세조직 및 화학조성의 역할에 대하여 보고하고, 일부 논란이 되고 있는 부분에 대해서는 저자의 시험결과를 토대로 해석을 추가하였다.

2. 용접금속부의 미세조직 분포 특성

단층용접에 의해 형성된 용접금속은 열영향부로부터 성장한 주상정조직(구 오스테나이트 조직이지만 형상이

주조조직과 유사하여 통상적으로 주상정조직이라 부르고 있음)을 기본으로 하고 있다. 주상정 결정립(columnar grain)은 용융선(fusion line) 상에서 조대화된 결정립으로부터 등축성장(epitaxial growth)하여 중앙으로 성장한 것이다. Fig. 1은 열영향부의 조대화 결정립과 이로부터 등축성장한 주상정 결정립들을 보여주고 있다[15]. 주상정 결정립은 용접금속 중앙부를 향하여 내부로 성장하기 때문에 길이가 폭에 비해 매우 길게 나타나는 것이 특징이다. 이러한 형상은 열영향부에서의 결정립 형상, 즉 등축으로 성장한 결정립과 확연히 차별화된다. Fig. 2는 열영향부/용접금속부 모두를 입계파단(grain boudary fracture)되도록 하여 주사전자현미경(SEM)으로 관찰한 것인데, 열영향부 결정립과 등축성장하여 생성된 주상정 결정립이 하나의 결정립을 이루고 있음을 잘 보여주고 있다. 그리고 파단면을 나이탈 용액으로 에칭하게 되면, 용접금속부는 파단면에 응고조직이 나타나고 있음을 확인할 수 있다.

다층용접에 의해 용접된 용접금속부는 미세조직 측면에서 열영향을 받은 용접금속(heat-affected weld metal, 이하 이를 'HA용접금속'이라 부름) 과 열영향을 받지 않은 응고조직 상태의 용접금속(as-deposited weld metal, 이하 이를 'AD용접금속'이라고 부름)로 구분할 수 있다. 응고 상태의 주상정 결정립(columnar grain)이 다층용접에 의하여 열영향을 받게되면 이들은 등축 결정립(equi-axed grain)으로 대체되고, 등축 결정립으로부터 새로운 주상정 결정립이 성장하게 된다. 그러므로 다층용접에 의해 열영향을 받아 생성된 HA용접금속부에는 조대화 영역(grain coarsened region)이 존재할 수 없고, 단지 미세화 영역(grain refined region) 만이 존재할 따름이다. 반면에 모재의 경우에 있어서는 모재의 결정립 크기가 상대적으로 작기 때문에 열영향을 받으면 용융선 상에서는 결정립이 성장하여 조대화 영역이 생성되는 것이다. 그런데 거의 대부분의 기계적 성질이 결정립 크기가 클수록 저하하기 때문에 열영향부는 조대화 영역에서 가장 취약한 반면, 용접금속부에서는 AD용접금속부가 가장 취약하게 된다. 이러한 미세조직의 차이로 AD용접금속과 HA용접금속의 사이에는 저온균열 감수성의 차이가 있을 것으로 예상된다. Fig. 3은 AD용접금속 내부에 한정되어 있는 저온균열 형상을 보여주는 사진이다. 이로부터 AD용접금속부가 HA용접금속보다 저온균열에 취약하다고 보여진다. 이에 대해서는 추후 연구논문으로 보고하고자 한다.



(a) (b)

Fig. 1 Microstructures of bead-on-plate weld of Fe-12Ni-0.25Ti alloy illustrating epitaxial growth etched by (a) 2% nital solution, and (b) acidified $FeCl_3$ solution[15]

Fig. 2 Fractographs illustrating epitaxial growth of columnar grains from coarsened HAZ grains. Arrow marks represent fusion boundary (a) before etching, (b)after etching

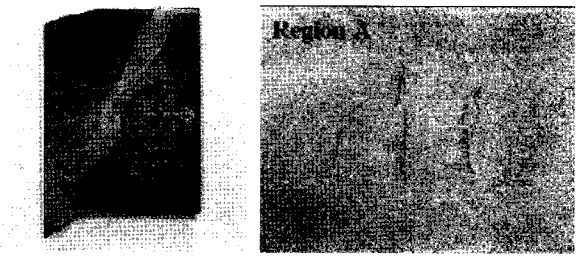


Fig. 3 Cold cracks developed in the area of as-deposited weld metal

상기한 바와 같이 거시적인 측면에서 용접금속을 보면 AD용접금속과 HA용접금속으로 구분되는데, 이들을 미시적으로 관찰하여 보면 이들은 모두 동일한 조직들로 구성되어 있다. 즉 기본 조직성분(microstructural constituent)에는 커다란 차이가 없다는 것이다. C-Mn 또는 저합금 용접금속을 대표하는 미세조직은 침상페라이트(acicular ferrite)와 입계페라이트(grain boundary ferrite)이다. 이밖에도 위드멘스테텐페라이트, 베이나이트 등이 있는데, IIW의 규정에서는 이들을 모두 '제2상을 함유한 페라이트'(ferrite with aligned second phase)로 통칭하고 있다[11]. 이들은 AD용접금속부와

HA용접금속부에서 모두 나타나는 기본 조직들이며, 위치에 따라 각각의 분율에 차이가 있을 따름이다. 앞에서도 언급하였듯이, 이러한 미세조직 성분들은 용접금속의 기계적 성질에 지대한 영향을 미치기 때문에 이들 간의 상관관계에 대해서는 많은 연구가 수행되어 왔다. 예를 들면 침상형페라이트가 차지하는 비율이 증가할수록 인장강도 및 충격인성을 모두 향상된다고 하는 사실은 잘 알려져 있는 사항이다. 그리고 이러한 사실을 기초로 하여 지금까지 거의 대부분의 용접재료가 개발되어 왔다고 하여도 과언이 아니다. 그러나 이러한 미세조직이 용접금속의 저온균열에 미치는 영향이나 이들간의 상관관계 등에 대해서는 보고자료가 그다지 많지 않은 실정이다.

3. 용접금속의 저온균열 감수성에 미치는 화학조성의 영향

저합금강의 열영향부에서 발생하는 저온균열에 대해서는 과거 수 십년 동안 방대한 연구가 수행되어 저온균열감수성을 탄소당량이라고 하는 수치로 계량화하였다. 지금까지 발표된 많은 탄소당량 식은 모두 실험결과에 의거한 실험식들이다. 용접금속에 대해서도 이와 유사한 실험식을 도출하고자 하는 연구가 G-BOP 시험결과를 토대로 시도된 바 있는데[16-18], 지금까지 보고된 실험식들은 연구자에 따라 차이가 많을 뿐만 아니라, G-BOP 시험 자체가 현실성이 결여되어 있다고 판명되어 용접재료의 저온균열 감수성 평가 용도로는 사용되지 않고 있다. 그러나 이러한 실험을 수행하는 과정에서 몇 가지 유효한 결과를 얻을 수 있었다.

McParlan 등[16]은 용접금속부의 합금원소 양이 증가할수록 저온균열에 대한 저항성이 저하한다고 단순히 보고하였다. 그러나 Hart[17]는 용접금속의 저온균열을 제어하는 인자가 확산성수소량에 따라 변화한다고 하였다. 즉 확산성 수소량이 10㎖/100gr 이상이면 용접금속의 경도에 주로 의존하지만, 수소량이 5㎖/100gr 이하이면 경도보다는 미세조직의 역할이 보다 주요하다는 것이다. Fig. 4는 확산성수소량이 10㎖/100gr 이상의 경우로써 용접금속의 경도가 증가할수록 예열온도가 직선적으로 상승함을 보여주고 있다. 본 시험결과에서 보여 주는 예열온도는 10%의 균열이 나타나는 온도(Fig. 5의 10% CPT와 동일)로써 저온균열 감수성을 평가하는 척도로 사용되었다. 그림에서 상승기울기를 보면 합금 성분계에 따라 두 개의 그룹으로 나누어 지고 있다. 동일한 경도에서 Cr을 함유한 용접금속이 저온균열에 대한 감수성이 높을 뿐만 아니라 기울기도 높

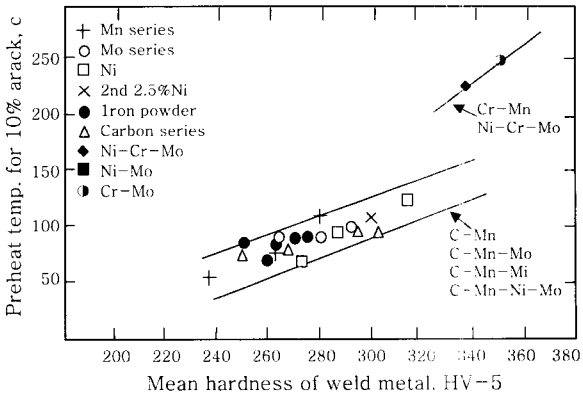


Fig. 4 Relation between critical preheat temperature for 10% cracking and hardness of weld metal of different compositions[17]

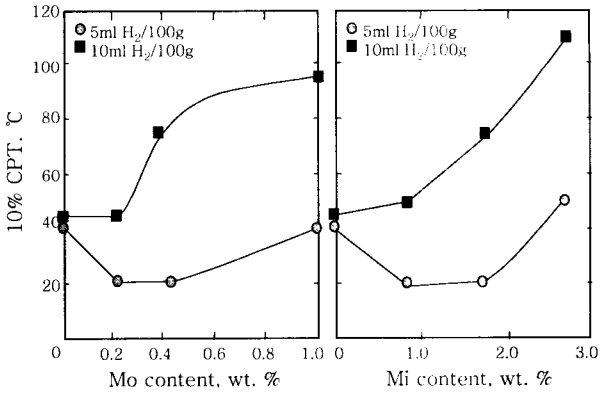


Fig. 5 Effect of Mo and Ni contents on 10% critical preheat temperature[17]

게 나타나고 있다. 이러한 차이를 미세조직의 차이로 설명하였는데, Cr-Mn과 Ni-Cr-Mo는 베이나이트 조직을 가진 반면, C-Mn-(Mo)-(Ni)계는 침상형페라이트가 주된 미세조직을 보여 주었기 때문이라고 하였다. 즉 베이나이트 조직보다는 침상형페라이트 조직이 보다 우수한 조직임을 의미한다. 한편 확산성수소량이 5㎖/100gr 이하인 경우에는 미세조직의 역할이 보다 크게 작용한다고 하였다. 특히 Ni 및 Mo 등이 첨가되면 경도가 증가함에도 불구하고 일정범위에서 Fig. 5와 같이 10%CPT가 저하하여 저온균열 저항성도 향상되었음을 보여 주었다. Hart는 이를 토대로 하여 침상형페라이트의 분율 증가 또는 Ni 첨가와 같이 인성이 향상되는 방향이면 저온균열에 대한 저항성도 향상된다고 하였다. 한편 Chakravarti 등[18]은 Cu의 첨가로 용접금속의 저온균열 저항성이 향상되었음을 보고하였으나 그 이유에 대해서는 설명하지 않았다.

이상에서 설명한 바와 같이 G-BOP 시험에서는 합금원소에 따라 저온균열 저항성에 미치는 영향이 다르게 나타나고 있다. 이러한 결과를 종합하여 Davidson[19]

은 합금원소의 양이 증가할수록 경도는 증가하지만 이러한 경도와 저온균열 감수성과의 상관성이 없으며, 특히 모재의 저온균열 감수성 척도로 사용되는 탄소당량(Pcm)과 균열 감수성과의 상관성이 용접금속에서는 보이지 않는다고 보고하였다.

4. 용접금속의 저온균열 감수성에 미치는 미세조직의 영향

일반 강재에 있어서 수소유기균열 저항성은 미세조직에 따라 커다란 차이가 있다는 사실은 여러 실험결과로부터 입증되어 있다. 래스마르텐사이트가 트윈 마르텐사이트 보다 저항성이 우수하다던가, 결정립 크기가 작을수록 저항성이 향상된다던가, 수소취성 정도에 따라서로 다른 미세조직을 평가하면 untempered martensite > untempered bainite > normalised > normalised and tempered > spheroidised > quenched and tempered 의 순서가 된다 하는 등, 이와 관련된 보고는 무수히 많다[20-22]. 그러나 앞에서도 언급하였듯이 용접금속의 미세조직과 저온균열과의 상관성에 대한 연구는 그다지 많지 않은 실정이다. 단지 여러가지 미세조직 성분이 혼재되어 있어 있는 특성 때문에 이들 각각이 저온균열의 발생과 전파에 어떠한 영향을 미칠 것인지에 대해서는 관심의 대상이 되었다. 단순하게 입계페라이트와 침상형페라이트를 강도 및 미세화 측면에서 저온균열 감수성을 평가하여 보면 서로 상반된 결과에 도달하게 된다. 먼저 강도측면에서 접근하여 보면 Fig. 6의 결과에서 보듯이 입계페라이트는 경도가 낮아서 저온균열에 강할 것으로 예상된다. 그러나 미세화 측면에서 보면 침상형페라이트가 보다 미세하기 때문에 저온균열에 강한 조직일 것이다. 이러한 상황에서 어느 조직이 저온균열에 보다 취약한 조직일 것인가 하는 것은 매우 흥미로운 연구 대상이 되었다.

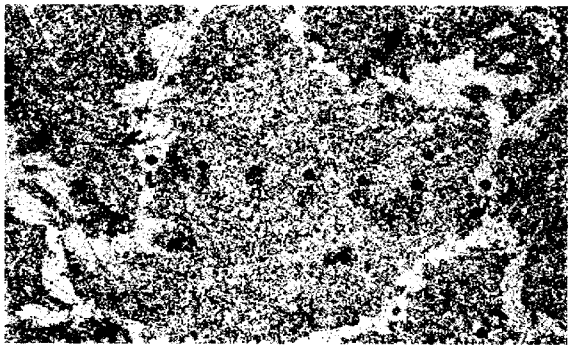


Fig. 6 Results of micro hardness measurement(Hv 50gf) made in grain boundary ferrite and in acicular ferrite; 1) 209, 2) 245, 3) 252, 4) 256, 5) 260, 6) 232, 7) 204

먼저 일부 연구자들은 저온균열이 입계페라이트를 따라 전파한다고 보고하고 있다[22-24]. Fig. 7은 플럭스코어드 와이어(E71T-1)의 G-BOP시험에서 나타난 저온균열의 단면을 보여 주고 있는 사진인데, 여기서 균열이 입계페라이트를 따라서 선택적으로 전파하고 있음을 알 수 있다. 그리고 Fig. 8은 동일한 용접부에서 확인된 균열인데, 주 균열과 인접한 부위에 위치하고 있는 균열이다. 이로부터 균열선단에 위치한 입계페라이트에서 개별적으로 생성되어 있던 미세 균열들이 주 균열의 전파로 일체화되는 것임을 알 수 있다. 그런데 이 사진에서 균열 전파 경로를 보다 자세히 관찰하여 보면 균열이 페라이트 결정립 계면을 따라 전파하기도 하지만 입내를 관통하여 전파하기도 한다. Allen[25]등은 세브론 균열에서 균열이 입계페라이트 결정립 내부를 관통하여 성장하고 있음을 확인하였는데, 이들은 이 부위에 응력이 집중되기 때문이라고 하였다. 이러한 현상은 Fig. 8의 우측에서 보다 명확히 확인할 수 있는데, 개재물에서 생성된 균열은 결정립을 관통하여 전파하고 있다. 그러나 Fig. 8의 좌측에서는 균열이 입계를 따라서 전파하고 있음을 국부적으로 확인할 수 있다. 이러한 현상에 대해서 일부의 연구자들은 탄소 집적을 원인으로 제안하고 있다. 즉 γ → α 변태과정에서 입계페라이트가 최초로 생성되는데 이 과정에서 방출된 탄소가 입계 바로 인접한 부위에 집적되기 때문에 이 부위가 수소취성에 가장 취약할 것이라는 설명이다[26]. Thibau등[27]은 일렉트로슬래그(electroslag) 용접부에서 발견된 저온균열을 미세조직 측면에서 관찰되었는데, 입계페라이트가 존재하는 경우에는 이를 따라서 전파였으며 존재하지 않는 경우에는 구오스테나이트 결정립계를 따라 전파한다고 하였다.

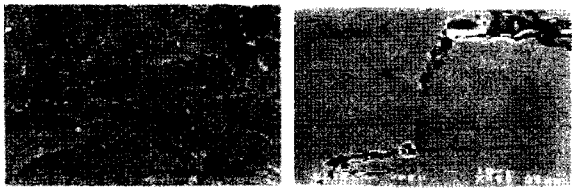


Fig. 7 Cold cracks propagating preferentially along grain boundary ferrite

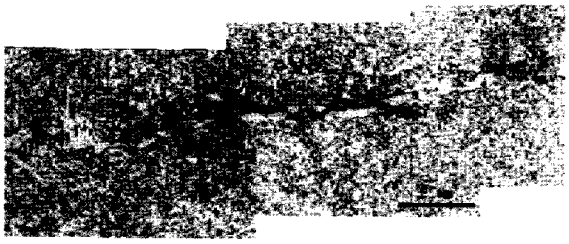


Fig. 8 Isolated cold cracks along grain boundary ferrite.

이상의 연구결과에서 보듯이 저온균열이 입계페라이트를 따라 전파한다는 보고가 다수지만 이와 상반된 결과도 보고되고 있다. 즉 입계페라이트를 함유한 경우에 있어서도 저온균열이 입계페라이트와 상관없이 전파된다는 것이다[17,28]. 더구나 Lee등[29]은 다층용접부에서 균열이 구오스테나이트 결정립 내부, 즉 침상형페라이트 영역에 국한되어 존재하는 결과를 보여주기도 하였다. 따라서 지금까지 보고된 내용들을 종합하여 보면, 입계페라이트가 존재하는 경우에 있어서 균열 전파 경로는 이를 따라 전파한다는 주장과 그렇지 않다는 주장이 대립되어 있는 상황이다. 그리고 입계페라이트를 따라 진전하는 경우에 있어서도 결정립 계면을 따라 가는 것인지 아니면 결정립 내부를 관통하는 것인지도 불명확하다.

한편 Wildash등[30-32]은 보다 다양한 미세조직의 영향을 체계적으로 평가하여 Fig. 9와 같은 결과를 보여주었다. 이들은 AD용접금속 부위에서 인장시편을 채취하고, 이를 수소취입(hydrogen charging)한 다음 인장시험을 실시하여 저온균열 감수성을 예측하였다. 그림에서 보듯이 입계페라이트 양이 증가할수록 감수성은 증가하였는데, 이는 입계페라이트가 조대하여 균열이 쉽게 전파할 수 있기 때문이라고 하였다. 한편 MAC(M/A상+탄화물)과 비금속 개재물은 이들이 증가할수록 감수성이 저하하는 결과를 보여주었는데, 이에 대해서는 이들의 양이 증가하면 수소가 트랩(trap)될 수 있는 면적이 증가하기 때문이라고 해석하였다.

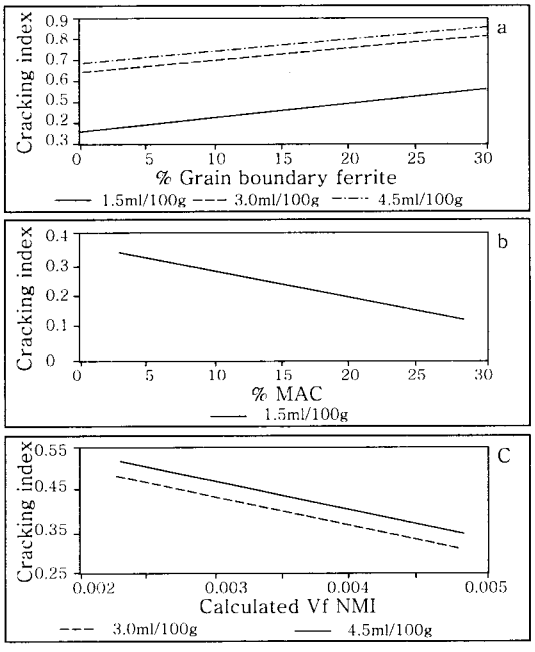


Fig. 9 Effect of grain boundary ferrite, MAC, non-metallic inclusion(NMI) contents on the cracking index[32]

이들은 Fig. 9에서 보여주는 미세조직의 영향을 토대로 최적의 미세조직을 설계함으로써 그들의 결과가 유효함을 증명하였다[32]. 즉 인장강도가 증가하면서도 저온균열 저항성이 증가하는 용접재료를 실제로 설계하였던 것이다. 이는 미세조직 제어에 의해 용접금속의 저온균열 저항성을 향상시킬 수 있음을 보여주는 최초의 연구결과이다.

5. 맺 음 말

지금까지 용접재료 개발의 주된 목표는 기계적 성질의 향상이었으나 최근 고강도강 용접에서는 용접금속부에서 발생하는 저온균열이 보다 심각한 문제로 인식되고 있다. 이를 해결하는 구체적인 방안으로써 용접재료의 확산성수소량의 저감하는 방향이 있는데, 이는 과거부터 꾸준히 추진되어 왔던 것으로써 최근에는 거의 한계에 이르러 추가적인 저감이 어렵게 되었다. 이러한 상황에서 미세조직 개선이 유일한 방안으로 거론되고 있는데, 이에 대한 연구 성과는 그다지 많지 않다. 더구나 용접금속의 미세조직과 저온균열 저항성의 상관관계에 관한 연구는 거의 초보적인 단계에 머무르고 있다. 이에 관련하여 단편적으로 수행된 연구들이 있지만 이 또한 서로 상이한 연구결과를 보여주고 있다. 향후 차세대 용접재료 개발을 추진하기 위해서는 미세조직의 영향이 보다 명확히 규명되어야 할 것이다.

감사의 글

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

참 고 문 헌

1. S. A. Gedeon, T. W. Eager: Assessing hydrogen-assisted cracking fracture modes in high-strength steel weldments, Welding Journal, **79-6**(1990), 213s-220s
2. P. H. M. Hart, P. L. Harrison: Compositional parameters for HAZ cracking and hardening in C-Mn steels, Welding Journal, **66-10**(1987), 310s-322s
3. N. Yurioka, T. Yatake, R. Kutaoka, S. Ohita: Studies on delayed cracking in steel weldments, Journal of Japan Welding Soc., **48-12**(1979), 14-19 (in Japanes)
4. O. Omig, H. Schutz, P. Krug: Comparison of

methods to determine the preheat temperature for high strength weld metal, IIW-Doc. IX-1828-96(1996)
5. Zhang Wenyue: Prediction and prevention of cold cracking in pipe-line steel welding, China Welding, **2-2**(1993), 79-87
6. M. S. Sierdzinski, S. E. Ferree: New flux cored wires control diffusible hydrogen levels, Welding Journal, **77-2**(1998), 45-48
7. A. E. Marchenko et. al.: Development of technology for producing low-hydrogen electrode, Welding International, **9-1**(1995), 51-55
8. M. Matsushita, S. Liu: Hydrogen control in steel weld metal by means of fluoride addition in welding flux, Welding Journal, **79-10**(2000), 295s-303s
9. A. Cullison: Two paths, one goal: A consumable to weld HSLA-100, welding Journal, **73-1**(1994), 51-53
10. O. Grong, K. Matlock: Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metal, Int. Met. Review, **31-1**(1986), 27-48
11. H. J. Kim, B. Y. Kang: Microstructural characteristics of steel weld metal, Journal of KWS, **18-5**(2000), 565-572 (in Korean)
12. D. S. Tayler, G. M. Evans: Development of MMA electrodes for offshore fabrication, Metal Construction, **15-8**(1983), 438-443
13. L.-E. Svensson, B. Gretoft: Microstructure and impact toughness of C-Mn weld metals, Welding Journal, **69-12**(1990), 454s-461s
14. G. M. Evans: Microstructure and properties of ferritic steel welds containing Ti and B, Welding Journal, **75-8**(1996), 251s-260s
15. H. J. Kim, J. W. Morris, Jr.: The development of a ferritic consumable for welding grain-refined Fe-12Ni-0.25Ti to retain toughness at 4.2K, Welding Journal, **62-8**(1983), 210s-218s
16. M. McParlan, B. A. Graville: Hydrogen cracking in weld metals, Welding Journal, **55-5**(1976), 95s-102s
17. P. H. M. Hart: Resistance to hydrogen cracking in steel weld metal, Welding Journal, **65-1**(1986), 14s-22s
18. A. P. Chakravarti, S. R. Bala: Evaluation of weld metal cold cracking using the G-BOP test, Welding Journal, **68-1**(1989), 1s
19. J. L. Davidson: Recent research into the control of hydrogen cracking in steel weldment, Welding Technology Institute of Australia, Proc. of 42th National Welding Conf., paper 49(1994)
20. I. M. Bernstein, A. W. Thompson: Effect of metallurgical variables on Environmental fracture of steels, International Metals Review, Review 212(1976), 269
21. G. M. Pressouyre: Current solutions to hydrogen problems in steels, Proc. of 1st Int. Conf. on current solutions to hydrogen problems in steels, Eds. G. M. Pressouyre and C. G. Interrante, ASM, (1982), 18
22. M. J. Robinson, P. J. Kilgallon: A Review of the effect of microstructure on the hydrogen embrittlement of high strength offshore steels, Offshore Technology Report-OTO 1999 056, Dec. 1999, Cranfield University, UK
23. F. Watkinson: Hydrogen cracking in high strength weld metal, Welding Journal, **58-9**(1969), 417s-424s
24. R. J. Pargeter: Effects of arc energy, plate thickness and preheat on C-Mn steel weld metal hydrogen cracking, TWI Report 461/1992(1992)
25. D. J. Allen, B. Chew, P. Parris: The formation of Chevron cracks in submerged arc weld metal, Welding Journal, **61-7**(1982), 212s-221s
26. Symp. on 'Welding metallurgy of TMCP steel", ed. F. Matsuda, 1985, Tokyo, Japan Welding Engineering Soc., 35
27. R. Thibau, S. R. Bala: Influence of electroslag weld metal composition on hydrgen cracking, Welding Journal, **62-5**(1983), 97s-104s
28. H. W. Lee, S. W. Kang, D. S. Um: A study on transverse weld cracks in thick steel plate with FCAW process, Welding Journal, **77-12**(1998), 503s-510s
29. Hae-Woo Lee, Sung-Won Kang: A study on transverse weld cracks in 50mm thick steel plate with SAW process, Quarterly Journal of Japan Welding Soc., **15-4**(1997), 563-573
30. 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
31. 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
32. 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