

## 나노 복합산화물을 이용한 고온입자 미세화 기술

이창희 · 박경태 · 박주현 · 윤병현 · 장창환

### Development of High Temperature Grain Refinement Technology Applying the Nano Hybrid Oxide Particle

Changhee Lee, Kyung-Tae Park, Joo Hyun Park, Byoung-Hyun Yoon and Chang-Hwan Chang

#### 1. 서 론

최근 부존 자원 및 공간의 효율적인 이용을 위해 초대형 컨테이너선, 초대형 유조선, 초대형 LNG선 등과 같은 대형 선박 및 초고층 빌딩, 초장대 교량 등과 같은 대형 건축물의 수요가 급증하고 있다. 또한 극 한랭지 및 심해에서의 에너지 수송 및 에너지 자원 채굴을 위한 라인파이프 및 초대형 해양구조물 수요가 급증하면서, 구조재의 고강도화가 크게 요구되고 있다. 이에 발맞추어 최근 800MPa급 고강도 강재들이 개발되어 사용되고 있으며, 1GPa 이상의 강도를 가지는 구조용 강재들이 개발되고 있다<sup>1-4)</sup>. 또한 이러한 구조용 강은 고강도화와 동시에 저온인성, 내피로성 등 다양한 성능을 동시에 만족하는 복합기능화에 대한 요구가 날로 높아지고 있으며 이를 만족시키기 위한 다양한 노력도 함께 진행되고 있다. 이를 위해 강의 제조 시 합금성분의 미세조정뿐만 아니라 TMCP와 같은 공정을 동시에 적용하고 있으며, 그 결과 적은 양의 합금원소를 첨가하고도 우수한 기계적 특성을 가지면서 동시에 높은 용접성을 가지는 강재들이 개발되고 있다. 이러한 개발 방향은 단순히 기계적 특성 및 용접성의 향상 측면뿐만 아니라 나날이 높아지는 원자재 가격을 고려할 때 매우 바람직한 개발 방향이라고 생각된다. 그러나 이와 같은 고강도/고인성/복합기능 강에 적용되는 접합금속

의 접합성능은 이에 못 미치는 실정으로 현재까지 접합소재의 고강도화 기술은 합금원소의 첨가에 의한 방법만 적용되고 있으며, 그 결과 합금 성분 증가에 의한 탄소당량 증가로 1GPa 이상의 고강도강에 적용할 수 있는 접합소재의 개발은 불가능한 실정이다. 현재까지의 개발 방향을 살펴보면 해외의 경우 접합금속 개발 기술은 주로 고강도, 고인성을 달성하기 위해 다량의 합금성분을 첨가하는 고합금 설계방법과, 충격인성에 우수한 특성을 보이는 침상 페라이트를 이용한 상변태 제어 방법 등이 주로 이용되고 있다. 이러한 기술은 주로 일본을 위주로 개발되어 왔으며, 최근 KOBELCO사에서 1GPa에 근접하는 고강도 강재에 사용되는 접합금속을 개발한 것으로 보고되었다. 그러나 현재의 기술로서는 1GPa 이상의 접합소재의 강도를 얻는 것은 불가능한 것으로 판단된다. 따라서 선진국의 경우 인성을 개선하는 Ni를 다량첨가하고 고강도화를 위한 Cr, Mo, W 등의 합금성분을 다량으로 포함하는 조성의 합금설계를 통해 고강도, 고인성 접합부를 얻기 위해 연구하고 있으나(표 1), 다량의 합금성분을 포함하기 때문에 접합공정 중 응고과정에서 균열이 쉽게 발생하게 되어 실제 공정에서의 적용은 곤란한 것으로 판단된다. 국내의 경우에는 해외의 기술개발과 마찬가지로 합금원소 첨가에 의한 고강도접합소재 개발이 주로 진행되고 있으며, 현재는 인장강도 800MPa급의 접합소재 개발

Table 1 해외 고강도 접합소재 기술개발 현황

기술명	개발 단계	개발 내용	개발 주체
고합금 설계기술	상용화	0.09C-1.68Mn-2.5Ni-0.75Mo 등의 합금원소를 이용한 고강도화	KOBELCO (일)
고합금 설계기술	Pilot	0.2C-2.5Mn-6Ni-4Mo 등의 합금원소를 이용한 고강도화	NSC(일)
고합금 설계기술	Pilot	0.4C-2.5Mn-12Ni-4Mo-4Cr-3W 등을 주성분으로 하는 고강도, 고인성화	NSC(일)

이 활발하게 진행되고 있다. 이러한 기술 개발은 POSCO, 대형 중공업 업체, 접합소재 업체 및 생산기술연구원 등을 중심으로 이루어지고 있으나 그 이상의 고강도, 고인성을 가지는 접합소재의 개발은 쉽지 않은 것으로 판단된다.

이러한 한계점에도 불구하고 해외 주요 선진국에서는 접합소재 개발 기술의 중요성을 인식하고 국가적 차원에서 전략적으로 고기능 접합소재 개발기술 개발을 위한 프로젝트를 진행 중이다. 특히 해외 주요 선진국의 경우에는 금속소재와 접합소재의 개발이 동시에 진행될 수 있도록 함으로써 접합소재가 단순히 금속소재에 종속되어 개발되는 것이 아니라 다양한 요구를 만족할 수 있는 친환경, 고성능 접합금속소재가 개발될 수 있는 여건을 마련하고 있다. 그러나 국내의 현실은 아직까지 접합소재에 대한 중요성이 낮게 평가 받고 있으며, 그에 따라 접합소재가 금속소재에 종속되어 개발되고 있는 실정이다. 따라서 범용 금속소재 위주로 접합소재의 개발 및 생산이 이루어지고 있으며, 그에 따라 접합소재 기업에서 접합소재에 대한 원천기술 개발이 거의 이루어지고 있지 않다.

하지만 국내 주요 산업인 조선, 자동차, 철강 및 에너지 산업에 대한 수요가 지속적으로 증가하고 있으며 이러한 주요 산업이 글로벌 기업으로써의 경쟁력을 위해서는 접합소재 개발 기술이 대단히 중요하다. 그러므로 접합소재 개발 기술은 필수적으로 이루어져야 하며, 특히 1GPa 이상의 고강도를 가지는 고성능 접합소재에 대한 원천기술은 해외에서도 아직 개발되지 않았기 때문에 원천기술의 선점이라는 점에서도 대단히 중요하다.

따라서 이러한 접합금속 개발의 한계를 극복하기 위해 기존의 합금화에 의한 고강도화와는 다른 개념의 새로운 기술이 적용되어야 할 것으로 판단되며, 이를 위해 기존 금속소재의 평형반응을 기반으로 하는 Bulk-strengthening과 달리 초 단시간 국부계면에서의 비평형반응에 의한 Para-strengthening 기반 원천기술이 확보되어야 할 것으로 판단된다. 이를 위해 본 연구에서는 기존에 개발된 범용 및 고강도 접합소재에 대한 소개 및 분석을 통해 1GPa 이상의 강도를 가지는 고성능 접합소재 개발에 필요한 연구방향을 확인하고 그에 따른 새로운 연구방향에 대해 소개하고자 한다.

## 2. 용접금속의 미세조직과 기계적 특성

용접 공정 후 용접금속의 강도 및 인성과 같은 기계적 특성은 용접금속의 미세조직에 따라 달라지며 특히 최종 조직의 상분율에 따라 영향을 받는다. 이러한 용

접금속의 미세조직 변화 및 상분율은 기본적으로 접합소재의 성분 및 조성에 영향을 받으며, 또한 용접 중 모재와의 희석에 의한 성분 변화 및 합금성분의 기화에 따른 성분 변화에도 영향을 받는다. 뿐만 아니라 용접부의 냉각속도 및 고상, 액상, 기체상 간의 반응에 의한 다양한 변수들이 존재하게 된다. 따라서 용접금속의 미세조직에 대해 일반적으로 기술하는 것은 쉽지 않다<sup>5)</sup>. 특히 철강소재의 경우에는 다른 금속소재와는 달리 냉각 중에 상변태의 과정을 거치기 때문에 용접 후 용접금속의 미세조직은 더욱 복잡하게 된다<sup>6,7)</sup>.

그러나 그러한 과정 중에서도 가장 많은 영향을 미치는 변수들에 대해 생각해 볼 수 있으며, 최근 사용 중이거나 개발 중인 접합소재의 연구에 비추어 볼 때 합금성분을 제외한다면 다음과 같은 세 가지 주요 요인을 생각해 볼 수 있다.

1. Inclusion formation
2. Solidification
3. Solid-state phase transformation

우선 첫째로 개재물의 형성에 따른 영향을 고려해 볼 수 있다. 개재물은 공정 중 용융된 용접 금속 내에서 합금원소 간의 반응에 의해 형성되는 것으로 주로 관계하는 원소는 Mn, Ti, Al, Si, O, N, S 등을 들 수 있다. 이러한 원소들이 고온에서 반응함으로써 형성되는 개재물은 종류, 크기 분포, 부피 분율 등에 따라 미세조직 형성에 큰 영향을 미치게 된다. 왜냐하면 개재물의 종류와 크기에 따라 모재와의 계면에너지 차이가 달라지고 따라서 응고 및 상변태 시에 불균일 핵생성 사이트로의 능력에 차이가 발생하기 때문이다. 또한 개재물은 분산강화 효과 및 균열 발생처로서의 역할을 통해 강도와 인성과 같은 기계적 특성에도 직접적으로도 영향을 미칠 수 있다.

다음으로는 응고에 따른 영향을 고려해 볼 수 있다. 기본적으로 저합금강의 성분계를 가지는 용접금속은 응고 시에  $\delta$ -페라이트로 최초 응고하는 것이 일반적이다. 그러나 용접 공정 중의 열사이클은 대단히 빠르게 변화하기 때문에 최초 응고모드가  $\delta$ -페라이트가 아닌  $\gamma$ -오스테나이트로 발생할 수도 있다. 이러한 최초 응고모드의 변화는 주로 용접금속의 성분과 냉각속도에 영향을 받는다. 이처럼 용접 공정 중의 다양한 변수에 의해 변화하는 응고 거동은 응고 시 결정립의 구조, 합금 원소의 분배(편석) 및 상의 결정에 크게 영향을 미치게 된다.

마지막으로 살펴볼 내용은 고상에서의 상변태에 따른 영향이다. 기본적으로 고상에서의 상변태는 주로 합금 성분 및 냉각 속도에 따라 결정되며, 결정립의 크기,

개재물의 존재에 따라서 영향을 받게 된다. 이러한 고상에서의 상변태는 용접 공정 후 최종적으로 용접금속의 미세조직을 결정하며, 이렇게 결정된 미세조직의 상분율에 따라 용접 금속의 기계적 특성이 결정되게 된다. 최근 용접금속에 대한 연구를 살펴보면 주로 침상형 페라이트의 형성과 관련된 내용이 가장 많은 비중을 차지하고 있는데 이는 침상형 페라이트의 분율이 강도와 인성에 가장 큰 영향을 미치기 때문이다. 따라서 용접금속에서 우수한 기계적 특성을 얻기 위해서는 결정립계 페라이트, 침상형 페라이트, 베이나이트 및 마르텐사이트와 같은 최종 상의 분율을 적절히 조절하여야 할 것이다.

### 3. 상용 접합소재 개발 동향

현재 국내 산업현장에서 주로 사용되고 있는 상용 접합소재는 600MPa 이하의 강도를 가지는 용접금속이 주로 사용되고 있으며, 최근 800MPa급 강재의 개발과 적용에 따라 800MPa급 용접금속이 개발되어 상용화된 상태이다.

따라서 본 연구 진행에 앞서 상용 접합소재의 미세조직 및 기계적 특성을 파악하고 또한 현재 진행 되고 있는 접합소재의 개발 동향을 파악하기 위해 600MPa급 및 800MPa급 용접금속에 대한 분석을 수행하였고, 이와 병행하여 700MPa급 및 800MPa급 용접금속 개발과 관련된 문헌을 조사하였다. 분석에 사용된 600MPa 및 800MPa급 용접금속의 합금성분은 표 2에 나타내

었다.

우선 국내 용접재료 4개사의 600MPa 용 고강도 용접재료를 동일한 용접조건으로 용접 후 비교 분석하였다. 그 결과 미세조직은 75% 내외의 침상형 페라이트와 25% 정도의 기타 페라이트 (grain boundary ferrite, Widmanstätten ferrite)로 구성되어 있음을 확인할 수 있었으며, 관찰된 개재물의 경우 Ti 및 Mn이 주를 이루는 0.4~0.8 $\mu$ m 크기의 산화물임을 확인할 수 있었다. 이러한 미세조직에 의해 인장강도는 약 600MPa, 충격인성은 -30 $^{\circ}$ C에서 약 100J의 값을 가지는 것을 확인할 수 있었다. 600MPa용 고강도 용접재료의 대표적인 미세조직과 개재물 관찰 결과를 그림 1에 나타내었다.

이와 비교하여 800MPa급 고강도 용접재료에 대해서도 동일하게 분석하였다. 분석 결과 800MPa용 고강도 용접재료의 미세조직도 주로 침상형 페라이트로 구성되어 있음을 확인할 수 있었다 (약 73%). 그러나 600MPa와는 다르게 결정립계에서 생성된 페라이트는 거의 관찰되지 않았으며, 나머지 27% 정도의 미세조직은 베이나이트와 마르텐사이트와 같은 저온상을 가지는 것을 확인할 수 있었다. 또한 침상형 페라이트의 경우에도 그 형상이 600MPa 용접금속과는 다르게 더 길고 날카로운 침상형태로 바뀌는 것을 확인할 수 있었다. 그러나 개재물의 경우에는 Ti 및 Mn이 주를 이루는 0.4~0.8 $\mu$ m 크기의 산화물로 거의 유사하게 관찰되었다. 그 결과 800MPa 용 고강도 용접금속은 약 860MPa의 인장강도와 -20 $^{\circ}$ C에서 약 80J의 충격인성

Table 2 600MPa 및 800MPa급 용접금속의 합금성분 (wt%)

구분		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	V	Nb	B (ppm)	C <sub>eq</sub>	P <sub>cm</sub>
600 MPa	600-1	0.1	0.32	1.04	0.025	0.47	0.1	0.01	0.04	0.012	0.020	28	0.33	0.19
	600-2	0.1	0.36	1.09	0.025	0.52	0.1	0.02	0.03	0.010	0.011	23	0.34	0.2
	600-3	0.04	0.27	1.13	0.086	1.00	0.03	0.01	0.03	0.0087	0.017	28	0.29	0.14
	600-4	0.04	0.25	1.12	0.095	0.65	0.1	0.02	0.03	0.0074	0.009	17	0.3	0.14
800 MPa	800-1	0.05	0.25	1.68	0.47	2.3	0.44	0.03	0.03	0.01	0.005	18	0.6	0.25
	800-2	0.04	0.35	1.85	0.05	2.5	0.54	0.05	0.05	0.007	0.007	37	0.57	0.25

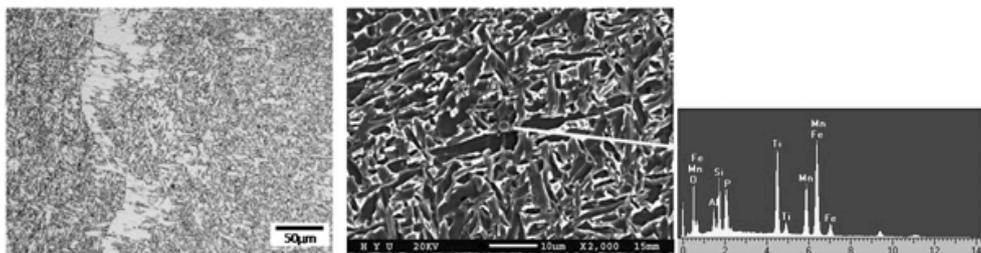


Fig. 1 600MPa용 고강도 용접재료의 미세조직과 개재물 관찰 결과 (600-2)

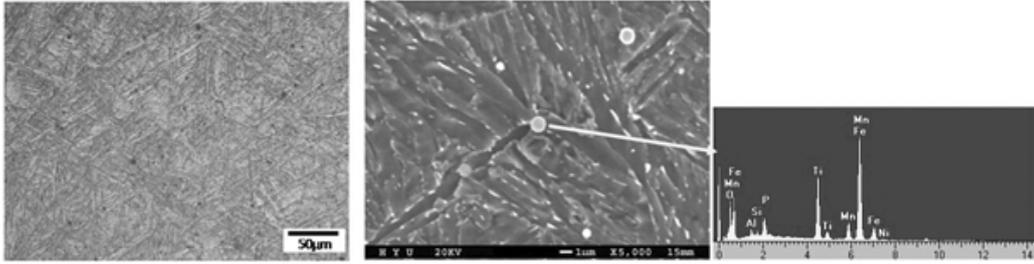


Fig. 2 800MPa용 고강도 용접재료의 미세조직과 개재물 관찰 결과 (800-1)

을 가지는 것을 확인할 수 있었다. 대표적인 미세조직과 개재물 관찰 결과를 그림 2에 나타내었다.

또한 문헌을 통해 개발된 700MPa 및 800MPa 급 고강도 용접금속에 대한 내용을 정리한 결과 앞서의 분석과 마찬가지로 대부분의 경우 주요 미세조직은 침상형 페라이트를 가지는 것을 확인할 수 있었으며, 따라서 침상형 페라이트의 생성 및 상분율과 관련된 연구가 주로 진행되어 왔음을 알 수 있었다<sup>8-15)</sup>. 이는 침상형 페라이트가 용접금속의 강도를 일정 수준 유지시키면서, 충격인성의 저하 또한 막아주기 때문이다.

표 3과 4에는 문헌조사 및 사전분석을 통해 파악한 700MPa 및 800MPa급 고강도 용접금속 개발현황을 나타내었다. 표를 통해 알 수 있듯이, 최근에 개발되는 고강도용 접합금속의 경우 용접성 확보를 위해 탄소량은 0.06 wt% 이하의 낮은 수준을 유지하였으며, 그에 따라  $C_{eq}$ 도 0.7 이하의 값을 가졌다. 그러나 탄소량의 감소는 강도의 저하를 가져오기 때문에 이를 보충하기 위해 Mn과 Ni을 첨가하였다. 그 결과 고강도용 용접재료로 개발된 접합소재들은 낮은 탄소량에도 불구하고 상당히 높은 강도를 가졌으며, 용접부 인성 또한 우

수한 특성을 가지는 것을 알 수 있다. 이러한 결과는 앞서도 언급하였듯이, 용접 후 용접금속의 미세조직이 주로 침상형 페라이트 조직으로 이루어져 있기 때문으로 판단되며, 모든 용접금속에서 최소 50% 이상의 침상형 페라이트 조직을 가지는 것을 확인할 수 있었다. 또한 연구자들 간의 차이는 다소 있으나 대부분의 연구에서 침상형 페라이트가 최대 분율을 가질 때보다 70%내외의 분율을 가질 때 충격인성이 최대값을 보이는 결과를 보였는데, 이는 적정 침상형 페라이트의 분율이 존재함을 나타내는 결과라고 하겠다. 마지막으로 상당 수 연구에서 미량의 Ti를 첨가하였는데, 이는 용접금속 내의 산소를 제어하고 석출물 생성을 통한 결정립 미세화 효과를 얻기 위한 것으로 판단된다.

이처럼 현재까지 개발된 상용 접합소재의 경우, 침상형 페라이트를 위주로 하는 미세조직을 통하여 낮은 합금원소로 높은 강도와 적절한 충격인성을 가지도록 설계되었다. 그러나 이러한 용접금속은 침상형 페라이트 외에 결정립계에 형성되는 소량의 결정립계 페라이트 및 판상형 페라이트에 의해 강도 및 인성 저하가 발생하게 되고, 따라서 800MPa 이상의 고강도를 구현하는

Table 3 700MPa급 고강도용 용접금속 개발현황

700MPa 급	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	Nb	V	$C_{eq}$	TS (MPa)	CVN (J)
E. Surian et. al. <sup>16)</sup>	0.06	1.45	0.43	1.84	-	0.87	-	-	-	-	0.58	760	80 @ -20°C
B. Beidokhti et. al. <sup>17)</sup>	0.06	1.99	0.26	0.02	0.08	0.28	0.03	0.05	0.01	0.01	0.49	758	101 @ -30°C

Table 4 800MPa급 고강도용 용접금속 개발현황

800MPa 급	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	Nb	V	$C_{eq}$	TS (MPa)	CVN (J)
Kiswel	0.04	1.85	0.35	2.5	0.05	0.54	0.05	0.05	0.007	0.007	0.57	857	76 @ -20°C
S.D. Bhole et. al. <sup>18)</sup>	0.06	1.59	0.45	2.03	-	0.99	-	-	-	-	0.64	873	124 @ -20°C
	0.06	1.59	0.45	2.91	-	0.7	-	-	-	-	0.57	893	130 @ -20°C
Jun Seok Seo <sup>19)</sup>	0.03	1.13	0.25	3.25	-	1.05	-	0.03	-	-	0.57	862	171 @ -18°C

것이 어려울 것으로 판단되며, 1GPa 이상의 고강도를 얻기 위해서는 또 다른 강도 강화 요인이 필요할 것으로 판단된다.

#### 4. 고강도강 용접을 위한 용접 금속 개발 방향

앞에서 언급한 것과 같이 1GPa 이상의 고강도를 가지는 고성능 접합소재를 개발하기 위해서는 기존의 기술과는 다른 개념의 새로운 원천기술의 개발이 필요할 것으로 생각되며, 여기에 기존의 기술과의 접목을 통하여 최적의 상분율 및 추가적인 강도 강화 효과를 얻는 것이 필요할 것으로 판단된다. 이를 위해 중요한 주제들을 세 가지 방향으로 나누어 연구를 진행하고자 한다.

##### 4.1 적절한 합금조성의 선정

앞서 3장에서 살펴본 바와 같이 최근 개발되는 접합소재는 용접성의 향상을 위해서 탄소함량을 최대한 줄이는 방향으로 합금성분을 조절하고 있다. 이는 탄소함량을 줄임으로서 탄소당량( $C_{eq}$ ) 및 용접균열 감수성 지수( $P_{cm}$ )를 낮춰 용접균열 발생을 방지하고 실제 공정에서 예열이나 후열처리와 같은 공정을 줄여줄 수 있기 때문이다. 그러나 강재의 강도와 가장 밀접한 연관성을 가지고 있는 합금원소가 탄소이기 때문에 탄소의 함량이 줄어들게 되면 실제 얻고자 하는 강도를 구현하기 힘든 문제점에 부딪히게 되었다. 이를 위해 주로 Mn, Ni, Mo와 같은 합금성분을 첨가하여 강도를 향상시키는데 이용하고 있다. 그러나 이러한 합금원소들의 첨가에도 한계가 따르는데, 이러한 합금원소들도 탄소당량 및 용접균열 감수성 지수를 높여주기 때문에 용접성을

저해하기 때문이다.

따라서 본 연구에서는 기본적으로 문헌조사 및 사전 분석을 통해 얻은 데이터를 바탕으로 800MPa 이상의 강도를 구현할 수 있는 기준 합금성분을 결정하고, 거기에 주요 원소 즉, Ni, Mo, Ti, B과 같은 합금원소들의 첨가량을 조절하여 가장 이상적인 합금조성을 찾았다. 이 때 모든 접합소재의 탄소당량은 0.7 이하로 하여 용접성을 크게 저하하지 않으면서도 일정 수준 이상의 강도를 얻을 수 있도록 하였다. 이를 위해서는 침상형 페라이트와 베이나이트, 마르텐사이트 조직간에 적정 분율을 얻을 수 있는 경화능을 가지는 합금성분을 가져야 할 것이다. 따라서 이러한 합금성분을 가지는 용접금속의 미세조직에 대한 정확한 정보를 얻기 위해 Thermo-Calc. 프로그램을 이용한 열역학 계산 및 kinetic에 대한 실험 등도 함께 수행할 예정이다.

또한 앞서 언급했던 것처럼 용접금속의 최초 응고모드가 미세조직 및 기계적 특성에 미치는 영향을 분석하기 위해 방사광가속기를 이용하여 TRXRD 시스템을 구축함으로써 용접 시 응고과정에 대한 in-situ 관찰 시험을 수행하고자 한다. 이와 관련된 장비와 개념도를 그림3에 나타내었다. 최근 TRXRD 시스템을 이용하여 응고 거동을 관찰하고 분석하는 연구가 미국과 일본에서 진행되고 있으며<sup>20-23)</sup>, 이를 통해 합금성분 및 냉각 속도에 따른 초기 응고모드 변화를 분석하였다. 그러나 현재까지의 연구 결과를 살펴보면 용접금속에 대한 연구가 이루어지고 있으나, 장비의 측정 한계로 인해 냉각 속도가 실제 용접 시의 냉각 속도에 못 미치는 범위 내에서 주로 연구가 진행되어 왔다. 따라서 본 연구에서는 실제 용접 시의 냉각 속도와 유사한 냉각 속도가

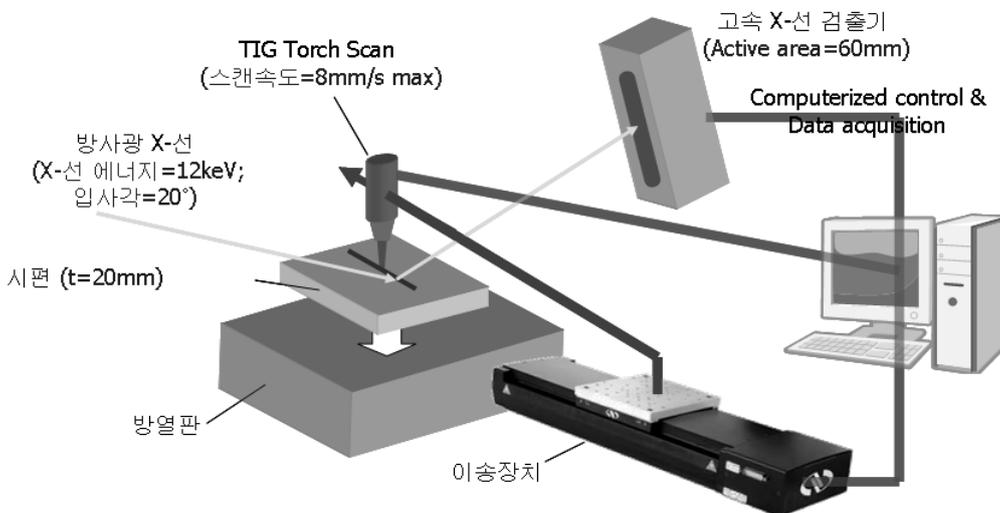


Fig. 3 용접 in-situ TRXRD 시스템 장치 개념도

지 적용범위를 넓히고 그에 따라 더 정확한 응고 거동을 분석하고 이러한 결과가 최종상에 미치는 영향을 파악하고자 한다.

#### 4.2 Extrinsic oxide를 이용한 고온 입자 미세화

일반적으로 강재의 경우 응고 후 상변태 과정을 거치면서 결정립의 크기가 작아지게 된다. 그러나 고온에서의 입자가 조대할 경우, 상변태 시 핵생성이 이루어질 수 있는 핵생성 사이트의 수가 상대적으로 작게 되고, 또한 핵생성 후 성장하는 결정립들이 충돌하여 결정립의 성장이 멈추게 되기까지의 과정이 더 길기 때문에 상변태 후의 결정립 크기가 커지게 된다. 따라서 최종 미세조직의 결정립 크기를 낮춰 강도 및 인성을 향상시키기 위해서는 선행하는 조직의 미세화가 이루어져야 한다. 이러한 이유로 기존의 연구에서는 석출물을 이용하여, 오스테나이트 결정립의 성장을 억제하여 최종 조직을 미세화하는 연구들이 주로 이루어져 왔다. 그러나 응고 직후 고온에서 존재하는  $\delta$ -페라이트의 조직을 미세화하는 연구는 드물게 진행되어 왔다<sup>24,25)</sup>.

따라서 본 연구에서는 원천기술 개발의 일환으로 extrinsic oxide를 이용하여 고온에서 응고되면서 형성, 성장하는  $\delta$ -페라이트의 결정립을 미세화하여 최종 조직을 보다 미세화시킬 수 있는 방안을 연구하고자 하였다.

일반적으로 금속의 응고 중에는 chill-columnar-equiaxed crystal이 형성되는 것으로 알려져 있으며, 특히 접합 금속 부위는 매우 큰 온도구배와 냉각속도로 인하여 모재금속 대비 매우 조대한 결정립을 갖는 조직이 얻어지게 된다<sup>6,7)</sup>.

이와 같이 접합부에 형성된 조대한  $\delta$ -페라이트 결정립은 강도, 인성 등의 기계적 특성 저하의 원인이 된다. 따라서 최근에는 Ti를 첨가하여 TiN을 생성시킴으로써 미세한 TiN 입자를 활용한 조직 미세화 기술이 제안되고 있으며, 그 결과를 그림 4에 나타내었다<sup>26)</sup>.

그러나 접합금속의 경우와 같이 고온의 분위기에 노출 후 급냉되는 조건에서는 TiN 입자가 분해되어  $\delta$ -페라이트의 불균일 핵생성 사이트로 작용하지 못하는 경우가 발생하며, 이는 TiN 입자만으로는 본 연구에서 목표로 하는 GPa급 고강도 용접금속을 위한 미세조직의 미세화가 어려움을 시사한다.

따라서 본 연구에서는 VN, TiN, NbN, AlN 등의 nitride 및 TiO<sub>2</sub>, Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO 등의 oxide와 같이  $\delta$ -페라이트와의 lattice misfit parameter가 작아서  $\delta$ -페라이트의 응고 시 불균일 핵생성 사이트로 작용할 수 있는 가능성이 큰 입자들을 이용하여  $\delta$ -페라이트 결정

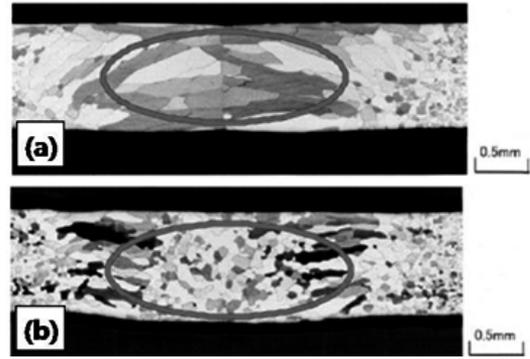


Fig. 4 in-situ Ti첨가량 변화에 따른 결정립 크기 변화. (a) Fe-17Cr-0.0007Ti, (b) Fe-17Cr-0.3Ti (wt%)<sup>26)</sup>

립 크기를 감소시킬 수 있는 방법에 대해 연구하고자 한다. 또한  $\delta$ -페라이트의 불균일 핵생성 사이트로 작용할 수 있는 single oxide 뿐 아니라 MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>의 hybrid 형태인 MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>(spinel), MgO-TiO<sub>2</sub>의 hybrid type인 MgTiO<sub>3</sub>(ilmenite) 등 아직 그 효과가 명확히 보고되지 않은 이들 hybrid oxide의 영향에 대해서도 평가해보고자 한다. 이를 통해 다양한 extrinsic oxide를 활용한  $\delta$ -페라이트의 고온 응고조직 미세화 가능성에 대해 연구하고자 한다.

#### 4.3 Hybrid oxide를 이용한 최종 상분율 조정

본 연구의 목표인 1GPa 이상의 고강도를 가지는 용접금속을 얻기 위해서는 무엇보다도 침상형 페라이트와 베이나이트, 마르텐사이트의 적정 비율을 가지는 상분율이 중요하다. 왜냐하면 강도의 향상을 위해서는 베이나이트와 마르텐사이트의 분율을 증가시키지만 하면 되지만, 용접부에 필요한 충격인성을 얻기 위해서는 적절한 분율의 침상형 페라이트의 분율이 필요하기 때문이다. 따라서 어떻게 침상형 페라이트의 분율을 조정하면서 결정립계의 페라이트를 억제하고, 베이나이트 및 마르텐사이트의 분율을 높이는가 하는 것이 중요한 관건이다. 저합금강의 경우 그림 5에 나타나 있듯이, 최종상의 분율은 합금원소의 함량, 결정립의 크기 그리고 산소의 함량에 따른 개재물의 영향을 받는다<sup>6)</sup>. 이러한 영향들 중 개재물의 경우 산소 및 합금원소의 영향을 받으며, 결정립의 크기에도 영향을 미치게 된다. 특히 개재물은 결정립 크기 제어의 측면 뿐만 아니라 용접금속의 기계적 특성에 가장 큰 영향을 미치는 침상형 페라이트의 핵생성 사이트로 작용함으로써 최종상의 분율에 대해 가장 큰 영향력을 미칠 수 있는 인자로 생각된다. 기존 연구 결과를 살펴보면 침상형 페라이트의 경

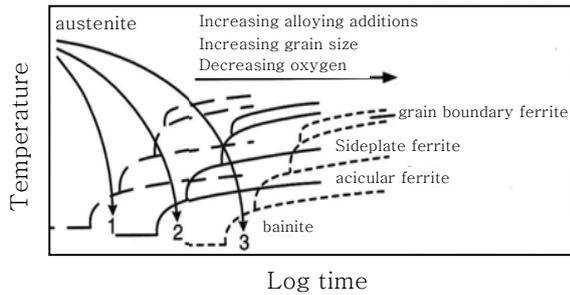


Fig. 5 합금원소, 결정립 크기 및 산소 농도의 영향에 따른 저탄소강 용접금속의 CCT 곡선 변화<sup>6)</sup>

우 오스테나이트 결정립의 크기가 클수록 생성이 쉬우며, 결정립 크기가 작을수록 베이나이트의 생성이 쉬운 것으로 알려져 있다<sup>27,28)</sup>. 이러한 면을 고려해 보면, 본 연구에서는 적절한 분율의 침상형 페라이트와 베이나이트, 마르텐사이트의 분율이 조화를 이뤄야 하며, 결정립 크기를 줄임으로써 최종적인 강도와 인성의 증가를 얻는 것이 목표이므로, 결정립 크기를 제어하고 침상형 페라이트를 일정량 생성시키게 하는 개재물의 크기와 분포가 중요하다.

그러나 개재물의 경우 앞서 이야기한 extrinsic oxide 뿐만 아니라 모재와 용접금속의 희석을 통해 생성되는 intrinsic oxide도 고려해야 하는데, 이를 분리해서 생각하는 것은 불가능하다. 따라서 주어진 접합소재의 화학성분에서 비평형 응고 시 형성되는 산화물의 특성, 즉, 종류, 크기, 분포 및 모상과 결정방위 관계 등을 제어하고, 이를 핵생성 사이트로 하는 변태상의 상변태 거동을 제어하여 모재 기계적 특성과 균형을 이루는 미세복상화 (super fine multiphase) 원천기술에 대한 연구가 필요하다.

그런데 용접금속은 모재 제조 공정과는 달리 공정 중 다양한 공정을 통한 특성 향상이 불가능하기 때문에 용접금속의 성능은 합금조성 및 첨가원소의 영향을 가장 크게 받게 되고, 또한 결정립의 크기의 감소에 영향을 미치는 제 2상의 생성 역시 합금조성 및 첨가원소에 영향을 받는다. 따라서 최적의 합금조성을 얻기 위해 열역학 계산과 용접금속의 상변태 kinetic 연구를 동시에 진행함으로써 최종 미세조직 및 복합산화물 분석 및 예측에 이용할 계획이다.

### 5. 맺음 말

용접 후 용접금속은 모재의 제조 공정 시와는 다르게 빠른 응고에 의해 상분율 및 기계적 특성이 결정된다. 그렇기 때문에 모재의 제조 공정 시 이용되는 기계적인

가공에 의한 강도 및 인성의 향상이 불가능하다. 따라서 본 연구에서는 이러한 한계점을 극복하기 위해 기존의 접합소재 제조 시 고려되었던 고합금화를 통한 특성 향상과는 전혀 다른 새로운 개념의 원천기술을 개발, 적용하고자 한다. 이를 위해서 용접 공정 시 생성되는 개재물 및 석출물과 같은 제 2상을 적극적으로 활용하여 결정립 미세화 및 적절한 최종 상분율을 조정함으로써 최근 그 요구가 증가하고 있는 1GPa 이상의 강도를 가지는 고강도강의 접합소재를 개발할 예정이다. 이때 새로운 원천기술로써 extrinsic oxide를 이용한 고온 결정립 미세화 및 hybrid oxide를 이용한 미세복상화 기술에 대해 연구하여 적용하고자 하며, 이를 통해 기존의 기술로 넘을 수 없었던 1GPa 이상의 강도를 가지는 우수한 접합소재를 개발함으로써 우리나라의 접합소재 산업계가 세계의 접합소재 분야를 선도할 수 있도록 할 것이다.

### 후 기

본 연구는 지식경제부 “소재원천기술개발사업”의 지원 하에 수행되었습니다

### 참 고 문 헌

1. Sang Yong Shin, Seung Youb Han, Byoungchul Hwang, Chang Gil Lee, Sunghak Lee: Materials Science and Engineering A, **517** (2009), 212
2. 신상용, 한승엽, 황병철, 이창길, 이성학: 대한금속재료학회지, **46** (2008), 617 (in Korean)
3. J. Y. Koo, M. J. Luton, N. V. Bangaru, R. A. Petkovic: Proc. of ISOPE-2003, (2003), 10
4. 정홍철, 한일욱, 강기봉: 대한용접접합학회 2008년도 추계학술발표대회 개요집, 2008, 74 (in Korean)
5. 용접접합편람 I: 대한용접접합학회, 2008, 27-28 (in Korean)
6. Sindo Kou: Welding Metallurgy (2nd Edition), A John Wiley & Sons Inc., 2003
7. D. A. Porter, K. E. Easterling: Phase Transformations in Metals and Alloys (2nd Edition), Taylor & Francis, 2004
8. R. A. Ricks, P. R. Howell, G. S. Barritte: Journal of Materials Science, **17** (1982), 732
9. S. S. Babu: Current Opinion in Solid State & Materials Science, **8** (2004), 267
10. T. Koseki, G. Thewlis: Materials Science and Technology, **21** (2005), 867
11. T. Koseki, T. Suzuki, K. Kasai, J. Inoue: Proc. of Asia Steel 2009 (2009), 223
12. K. M. Wu: Scripta Materialia, **54** (2006), 569
13. K. He, D. V. Edmonds: Materials Science and Technology, **18** (2002), 289
14. Jae-Hyeok Shim, Jung-Soo Byun, Young Whan Cho,

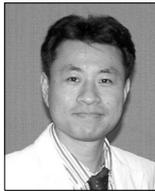
- Young-Joo Oh, Jae-Dong Shim, Dong Nyung Lee: Scripta Materialia, **44** (2001), 49
15. Jung-Soo Byun, Jae-Hyeok Shim, Jin-Yoo Suh, Young-Joo Oh, Young Whan Cho, Jae-Dong Shim, Dong Nyung Lee: Materials Science and Engineering A, **319-321** (2001), 326
  16. E. Surian, M. Ramini de Rissone, L. de Vedia: Welding Journal, **84** (2005), 53-s
  17. B. Beidokhti, A. H. Koukabi, A. Dolati: Materials Characterization, **60** (2009), 225
  18. S. D. Bhole, J. B. Nemade, L. Collins, Cheng Liu: Journal of Materials Processing Technology, **173** (2006), 92
  19. 서준석: 서울기술교육대학교 대학원 박사학위 논문, (2007)
  20. S. S. Babu, J. W. Elmer, J. M. Vitek, S. A. Dabid: Acta Materialia, **50** (2002), 4763
  21. S. S. Babu, S. A. Dabid: ISIJ International, **42** (2002), 1344
  22. T. A. Palmer, J. W. Elmer, S. S. Babu: Materials Science and Engineering A, **374** (2004), 307
  23. Yonemura M., Osuki T., Terasaki H., Sato M., Toyokawa H.: Materials Transactions, **4 7-9** (2006), 2292
  24. H. Suito, H. Ohta, S. Morioka: ISIJ International, **46** (2006), 840
  25. S. Morioka, H. Suito: ISIJ International, **48** (2008), 286
  26. T. Koseki, H. Inoue: J. JIM, **65** (2001), 644
  27. S. S. Babu: Current Opinion in Solid State and Materials Science, **8** (2004), 267
  28. D. Zhang, H. Terasaki, Y. Komizo: Acta Materialia, **58**, (2010), 1369



- 이창희
- 1956년생
- 한양대학교 신소재공학부
- 용접야금, 표면개질
- e-mail : chlee@hanyang.ac.kr



- 박경태
- 1959년생
- 한밭대학교 신소재공학부
- 철강재료, 재료강도, 상변태
- e-mail : ktpark@hanbat.ac.kr



- 박주현
- 1975년생
- 울산대학교 첨단소재공학부
- 고온물리화학 기초 및 응용
- e-mail : basicity@ulsan.ac.kr



- 윤병현
- 1964년생
- 포항산업과학연구원
- 용접야금, 오버레이용접, 부식
- e-mail : paekam@rist.re.kr



- 장창환
- 1965년생
- 포항산업과학연구원
- X-선 미세구조분석
- e-mail : chchang@rist.re.kr