기 술 강 좌

M-A 제어를 통한 HAZ 인성 향상 기술

홍 현 욱

Technical Review on Improvement of HAZ Toughness through a Control of M-A Constituent

Hyun Uk Hong

1. 서 론

용접 구조물 전체의 안전성이 엄격히 요구되는 해양구조물, 압력용기, 발전설비 부품, 저온구조물 등은 용접작업의 안정화와 용접부 파괴인성을 충분히 확보한다는 차원에서 EGW와 같은 대입열 용접의 적용이 제한되고 있으며, 특히 해양구조물 같은 경우 5.0kJ/mm 이하의 입열범위에서 시공하도록 규제하고 있다. 따라서, 이러한 구조물의 용접부는 대입열 용접 적용에 따른 문제점보다는 다층용접에 있어서 발생하는 열영향부 (HAZ) 국부 취화영역 (Local Brittle Zone) 발생이 더 큰 문제로 작용하고 있어 이에 대한 대비를 요구하고 있다. 다층용접 HAZ에서 LBZ가 발생되는 이유는 금속조직학적으로 취약한 M-A (Martensite-Austenite) 상에 의해 비롯되고 이러한 M-A는 파괴기점으로 작용하여 인성을 크게 저하시키는 것으로 알려져 있다[1,2]. 그러므로, 안정성이 엄격히 요구되는 다층용접구조물의 HAZ 저온인성 향상을 위해서는 M-A상의 제어가 효과적인 해결방안 중의 하나이다.

본 기술 강좌에서는 M-A상에 대한 체계적인 리뷰를 통해 이들이 HAZ 인성에 미치는 영향과 M-A 생성 및 파괴기구에 대해 고찰하고 이를 통해 LBZ 인성을 향상시키기 위한 용접기술 개발 동향에 대하여 고찰하고자 한다.

2. M-A가 HAZ 인성에 미치는 영향

일반적으로 다층용접시 다중 열사이클로 인해 열영향부의 조직과 인성은 매우 복잡한 분포를 나타내는데 API-RP-2Z[3]에 의한 공식적 HAZ 분류는 다음과 같다. 첫번째 pass용접에서 1400℃ 이상까지 가열되는 용융선 부근의 HAZ를 coarse grain HAZ (CGHAZ)라고 칭하며, 이 부위가 후속하는 다음 pass용접에 의한 열사이클로 그 온도 이상까지 재가열되면 역시 CGHAZ 이다. 그러나, CGHAZ가 Ac1 이하의 온도로 재가열되면 subcritical CGHAZ (SCCGHAZ), 오스테나이트와 페라이트 이상영역 즉, Ac1과 Ac3 사이의 온도로 재가열되면 intercritical CGHAZ (ICCGHAZ), Ac3 이상의 온도로 재가열되면 fine-grain HAZ (FGHAZ)로서 분류된다. 이러한 다층용접 HAZ에 대하여 균열선단개구변위 (Crack Tip Opening Displacement) 시험을 통한 인성 변화를 측정한 결과, ICCGHAZ에서의 인성저하가 두드러졌다[4-6].

ICCGHAZ는 조대한 prior 오스테나이트 결정립과 내부에 상부베이나이트 혹은 마르텐사이트 조직을 갖는 CGHAZ가 후속의 용접열이력에 의해서 오스테나이트와 페라이트 2상역 온도로 가열 후 냉각 될 때 생성되는 조직이다. ICCGHAZ 특징은 2상역에서 형성된 오스테나이트가 비평형 성장을 하고 이때 C, Mn 등이 고르게 분포되지 않고 어느 한쪽으로 농축되는데 이 부분이 고온에서 페라이트로 분해되지 않고 저온영역까지 unstable한 상태로 잔류하다가 결국 취약한 마르텐사이트로 변태된다. 이를 M-A (Martensite-Austenite) constituent라 정의하며 매우 취약한 상이다. 결국 앞서 언급한 ICCGHAZ가 가장 취약한 이유도 금속·조직학적 관점에서 바로 이러한 M-A 때문이다. 일반적으로 다층용접부에서 LBZ에 대한 의견이 분분하지만 ICCGHAZ에 국한하여 정의할 정도로 M-A 변태 조직을 갖는 ICCGHAZ의 중요성은 깊이 인식되어 왔다. Fig. 1은 HAZ의 M-A 분율에 따른 CTOD 값의 변화를 나타내는데, 취약한 상인 M-A가 많아질수록 파괴인성값은 급격히 저하하는 것을 알 수 있다. 또한, 유효파면단위, d값이 커질수록 인성저하가 심각해지는데 이는 조직의 조대화 (prior 오스테나이트 결정립, 저온변태조직의 packet 크기 등) 역시 인성에 민감하게 영향을 미치고 있음을 시사한다. Fig. 2는 후판 API -X70의 ICCGHAZ

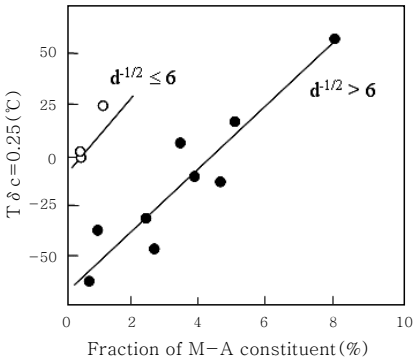


Fig. 1 Relationship between fraction of M-A constituent and crack initiation temperature[7)]

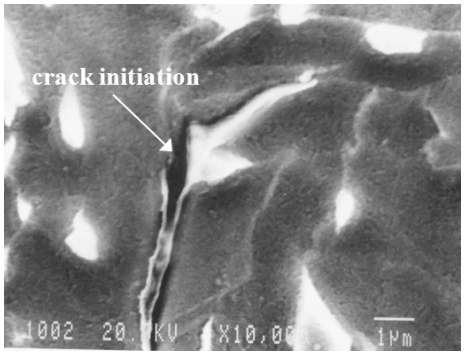


Fig. 2 SEM micrograph of the CVN fractured cross-section showing M-A as brittle fracture initiation site

의 Charpy 충격 시험후 파면근처 절단면을 관찰한 결과인데 그림에서 알 수 있듯이 M-A가 취성파괴 기점으로 작용하여 인성을 크게 저하시킴을 유추할 수 있다.

한편, M-A의 크기 및 분포에 따라 CTOD에 미치는 영향을 기하학적인 모델을 바탕으로 설명한 Chen[8)]에 따르면, 크기가 큰 M-A가 피로균열선단 앞에 분포할 경우 M-A 계면근처 기지의 삼축응력 집중(stress triaxiality concentration)은 작은 M-A가 분포할 경우 보다 높아 쉽게 그 결정립의 취성파괴 (cleavage fracture)에 필요한 임계응력 (σ_f)까지 도달한다. 그러므로, M-A가 클 경우 외부응력이 작아도 취성파괴가 쉽게 이루어져 CTOD 값은 작아지게 마련이다.

3. M-A 생성 및 파괴기구

3.1 M-A 생성 기구 및 금속 조직학적 특징

앞서 언급하였듯이 M-A는 마르텐사이트와 오스테나이트의 혼합구성물을 지칭하며, 오스테나이트가 페라이트와 시멘타이트로 분해하지 않고, 용접과 같은 급냉과정에 의해 마르텐사이트 변태를 유발하여 생성된다. 이때 90% 이상이 마르텐사이트로 변태하며 나머지가 오스테나이트로 잔류하게 된다. 따라서, M-A 생성은 궁극적으로 마르텐사이트 변태에 의해 기인한다.

마르텐사이트 변태는 페라이트상이나 결정립계 석출상처럼 원자의 확산에 의해 embryo가 만들어지고 핵생성과 성장을 통해 조성과 결정구조가 다른 하나의 상이 생성되는 것이 아니라, 원자가 단위 격자거리 이상의 움직임 없이 슬립이나 트윈에 의한 전단변형에 의해 한꺼번에 변태되는 military 혹은 diffusionless 변태가 특징이다. 따라서 변태된 마르텐사이트는 변태직전의 오스테나이트와 조성이 같다. FCC 구조를 갖는 오스테나이트와 BCT 구조를 갖는 마르텐사이트는 변태시 Kurdjumov-Sachs 방위관계를 형성하므로 두 상사이의 계면은 높은 정합도 (high coherency)를 유지하게 된다. 여기서 주목할 점은 마르텐사이트 변태는 확산에 의한 변태가 아니고 한번 생성되면 온도와 관계없이 1,000m/s 이상의 속도로 성장하는 athermal 변태를 하므로 마르텐사이트 성장억제 보다는 생성억제에 초점을 맞추어 M-A 제어를 해야 한다.

M-A는 마르텐사이트 변태 유형에 의해 크게 2가지 종류로 나눌 수 있다. 먼저, 마르텐사이트 변태가 슬립에 의해 유발되어 내부에 높은 밀도의 전위 (dislocation)가 포함된 elongated 모양을 갖는 'Lath 마르텐사이트'와 트윈에 의해 변태되어 내부에 트윈면이 슬릿처럼 관찰되는 도상 (massive) 모양의 'Plate 마르텐사이트'가 있다[9)]. 같은 M-A라 하더라도 이러한 변태 유형에 따라 탄소 함량, 모양, 기계적 특성이 서로 다르며 각각이 HAZ 인성에 미치는 영향이 다르다. Table 1에 두 가지 형태의 마르텐사이트 (α′)에 대해 각각의 특징을 비교하였다. Matsuda 등[1)]에 의하면, 인장강도 500MPa를 기준으로 그 이하의 연강인 경우 lath형 마르텐사이트가, 그 이상의 고장력강인 경우 plate형 마르텐사이트가 주로 HAZ에 생성되며, lath 보다는 괴상으로 존재하는 plate 마르텐사이트가 HAZ 인성저하에 보다 더 해로운 영향을 미친다고 보고하고 있다.

Table 1 Summary of two-types of M-A constituents

α′ type	Shear mode	Carbon content	Ms	Shape	Hardness (Hv)	Remark
Lath	Slip	Low	High	Elongated	600-800	self tempered
Plate	Twin	High	Low	Massive	700-900	retained γ high

따라서, 용접에 의해 HAZ에 M-A가 생성되더라도 인성에 유리한 작은 크기의 lath 형태의 M-A 생성을 유도하고 괴상 plate 형태의 M-A 생성을 억제하는 것도 인성향상을 위한 하나의 M-A 제어방안으로 생각해 볼 수 있다. 고전 열역학적인 개념을 도입하여 M-A 생성의 Gibbs free energy 조건을 살펴보면,

$$\Delta G_{total} = -\Delta G_V + \Delta G_S + \Delta G_E - \Delta G_D \leq 0 \quad (1)$$

이때, ΔG_V는 chemical free energy change, ΔG_S는 surface energy change, ΔG_E는 strain energy change, ΔG_D는 heterogeneity energy change 이다. 음수항을 갖는 ΔG_V와 ΔG_D term은 변태에 유리하게 작용하는 인자이며, ΔG_S와 ΔG_E term은 변태를 억제하는 인자이다. 즉, $\Delta G_V+\Delta G_D$ 값이 $\Delta G_S+\Delta G_E$ 값보다 크면 마르텐사이트 변태가 발생한다는 것이다. 바꾸어 말하면 $\Delta G_S+\Delta G_E$ 값을 크게 할수록 M-A 생성은 억제가 된다는 의미를 내포한다. ΔG_S 항은 오스테나이트에서 마르텐사이트로 변태될 때 발생되는 surface 에너지 증가분을 의미하는데 실질적으로 두 상 사이 계면은 K-S 관계에 의한 정합계면을 이루고 있어 ΔG_S 값은 그리 큰 값을 기대하기는 어렵다. 그러므로, ΔG_E 값을 크게 유도하는 것이 M-A 생성 억제에 아주 효과적으로 판단된다. ΔG_E 값은 FCC인 오스테나이트에서 BCT인 마르텐사이트로 변태시 부피팽창으로 인한 변형에너지 증가분을 의미한다. 즉, 마르텐사이트 변태시 변형에너지를 주변의 오스테나이트가 얼마만큼 수용하는 능력에 따라 그 값은 클 수도 작을 수도 있다. 다시 말해 오스테나이트의 변태에 대한 변형수용 능력을 최소화한다면 M-A 생성은 억제될 수 있다는 예측을 할 수 있다는 것이다. 실제로 이러한 맥락으로 Kajiwara[10]에 따르면, 압연에 의해 오스테나이트의 전위밀도를 증가시키거나, 결정립 크기를 작게 할수록 마르텐사이트 변태 개시온도 (M_s)가 낮아진다고 보고하고 있는데 이것 역시 원론적으로 살펴보면 두 가지 방법 모두 오스테나이트에 대해 변형수용능력을 최소화하여 마르텐사이트 변태를 억제하는 것이다.

M-A 생성은 용접과정동안 급가열에 의해 우선 오스테나이트가 생성하고 성장한 뒤 급냉각에 의해 생성된 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태되어 만들어진다. 따라서, 마르텐사이트 변태의 기원은 불안정하게 성장한 오스테나이트가 그 모태이다. 급가열에 의해 생성된 오스테나이트 내부에서는 C, Mn의 확산 재분배가 이루어지나, 시간적 여유가 충분하지 않아 연속적으로 농도구배가 반드시 생긴다. 이때, C와 Mn이 상대적으로 rich한 영역은 오스테나이트 안정화 작용으로 페라이트로 쉽게 변태되지 않고, 저온에서 마르텐사이트 변태를 하게 되며, C와 Mn이 적은 영역은 우선적으로 페라이트로 변태된다[11]. 따라서, 오스테나이트 내부에서 C와 Mn의 농도구배를 최소화하는 방안 즉, C와 Mn의 확산속도를 높여주어 어느 한곳에 C와 Mn의 rich 영역을 만들어 주지 않는다면, M-A 생성은 억제될 수 있을 것으로 판단된다. 실제로 이러한 원리를 바탕으로 적용한 예가 바로 住友金屬에서 개발한 'LBZ-free steel[12]' 인데 후절의 기술동향에서 설명하겠다.

3.2 M-A 취성 파괴 기구

M-A가 HAZ 저온인성을 저하시키는 주요인은 바로 그 상 자체가 취약하고, 계면근처에 응력이 집중되어 취성파괴의 기점 및 전파에 유효하게 작용하여 쉽게 cleavage 파단을 유발한다는 것이다. Matsuda 등[13]은 기지인 페라이트와 M-A의 기본적인 물성차이를 기초로 외부에 응력을 가했을 경우 변형불일치 (strain incompatibility)에 의한 응력집중도를 수치해석에 의해 정량화하였다. Table 2에 기본적인 물성치를 정리하였는데, 페라이트에 비해 탄소함량이 상당히 높아 경도 및 항복강도 값이 3~7배 정도 높은 것을 알 수 있다.

이러한 기본 물성치를 바탕으로 x축 방향으로 응력을 가했을 경우 M-A 계면에서의 응력집중 정도를 수치해석한 결과, elongated M-A 보다 massive M-A 인 경우가 계면근처 페라이트에서 소성변형집중 정도가 더 심각함을 알 수 있다[13].

Fig. 3에는 저온영역에서 M-A에 의한 취성파괴 기구를 모식적으로 나타내었는데, 전위에 의한 소성변형 발생 없이 M-A 계면근처에서 삼축응력 집중에 의해 {100} 면을 따라 cleavage 파단이 유도되어 결국 M-A가 취성 파괴기점 및 전파에 유효한 site를 제공한다는 것을 설명해 준다.

Table 2 Summary of mechanical properties of M-A compared with ferrite

	Type	Aspect ratio	wt.%C	E (GPa)	Hv	YS (MPa)
M-A	Elongated	≥3	1.07 ~1.3	203	600 ~800	2400
	Massive	<3	1.3 ~2.2	201	700 ~900	3200
Ferrite	matrix	-	0.02	208	200	450

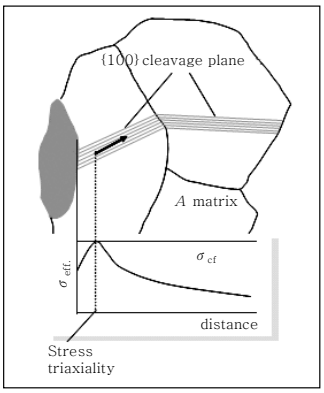


Fig. 3 Schematic diagram of M-A induced brittle fracture mechanism

4. M-A 제어를 위한 방안 기술

위 절에서 설명한 여러 가지 M-A 제어방안 중에서 가장 유효하게 이용된 방법이 바로 성분제어를 통해 경화능을 줄이고 오스테나이트 내부에서 C와 Mn의 확산을 증가시키는 것이다. B, N, Nb, C 등의 원소들은 M-A 생성을 크게 증가시키는 반면, Mn, Cu, Ni 등은 크게 영향을 미치지 않는다. 그러므로, 모재인성확보와 강도증가가 필요할 경우 B, C, Nb 대신 Mn, Ni 등을 첨가하여 HAZ의 M-A 생성을 줄여 인성을 확보하는 방향으로 성분설계를 한다. 지금까지 알려진 M-A 제어를 위한 추천되는 성분설계는 C가 0.1% 이하, Si이 0.15%, Al이 0.01% 이하로 가져가 궁극적으로 M-A 부피분율을 2% 이하로 유지하는 것이다.

오스테나이트 내부에서 C와 Mn의 확산을 증가시켜 M-A 생성을 억제하는 방법으로는 low Al 설계가 제안되었다. Al 함량을 통상 사용하는 0.03%에서 0.01% 이하로 설계하여 Fig. 4에서 보듯이 C 확산계수를 높여 냉각시 페라이트 변태를 촉진하여 결국 마르텐사이트 변태 확률을 낮추는 것이다. 이러한 방법을 적용한

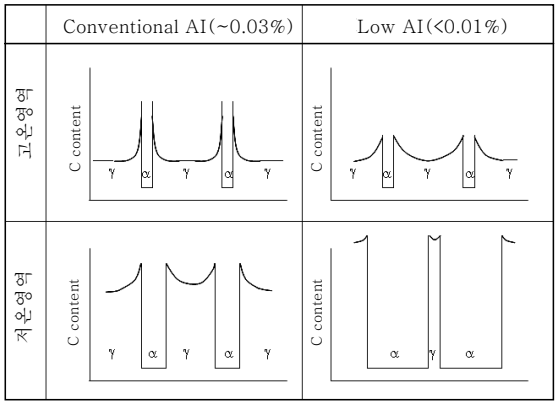
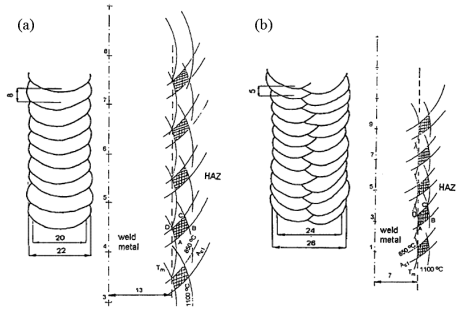


Fig. 4 Schematic illustration of C profile across ferrite/austenite interface in HAZ[12]



	One bead technology	Two bead technology
Width of CGHAZ:	2.52mm	2.24mm
Width of ICCGHAZ:	1.82mm	1.69mm

Fig. 5 Location and size of LBZs in one bead over bead. (a) and two beads side-by-side (b) welding sequence[15]

것이 바로 앞절에서 언급한 住友金屬의 'LBZ-free steel[12]'이다.

용접기술 측면에서 LBZ 크기를 최소화하여 HAZ 인성을 향상시키는 방안으로서, 이음부 모양이나 bead 적층 개선을 통해 다중 열사이클에 의해 중복되는 ICCGHAZ 영역을 최소화하는 방안이 제안되었다[15]. Fig. 5에서 보듯이 one bead 적층 보다는 two bead 적층을 하였을 때 겹쳐지는 bead에 의한 중첩되는 LBZ 크기 (빗금친 영역)가 작아짐을 알 수 있다.

5. 결 언

이상의 리뷰를 통해 M-A 제어를 위해 고려해야 할 인자들에 대한 고찰을 하였다. 크게 두 가지 방안으로 요약될 수 있는데, 하나는 근본적인 방안으로 M-A 생성자체를 억제하는 것과 생성된 M-A를 후열처리 등에 의한 방법으로 최대한 분해하여 HAZ 인성저하 요인을 없애는 것이다. 다른 하나의 방안으로는 생성되는 M-A를 가급적 파괴인성에 영향을 덜 미치도록 크기와 모양을 제어하거나 에너지가 낮은 정합계면 영역을 증가시키는 것 등이다. 최근의 산업구조물의 발전방향과 맞물려 강재에 대한 요구추세는 고강도, 극후물화 및 HAZ 고인성화이며, 이를 위해서는 HAZ 조직제어 concept 중의 하나인 M-A 제어가 반드시 해결해야 할 과제이다.

참 고 문 헌

1. F. Matsuda, Y. Fukada, H. Okada, C. Shiga, K. Ikeuchi, Y. Horii, T. Shiwaku and S. Suzuki: Review of Mechanical and Metallurgical Investigations of Martensite-Austenite Constituent in Welded Joints

in Japan, Welding in the World, **37** (1996), 134- 54
2. T. Haze, S. Aihara, Y. Ohno, K. Uchino, Y. Kawashima, Y. Tomita, R. Chijiiwa and H. Mimura: Steel Plate with Superior HAZ Toughness for Offshore Structures, Seitetsu Kenkyu, **326** (1987), 36-44 (in Japanese)
3. API RP 2Z: Recommended Practice for Preroduction Qualification for Steel Plates for Offshore Structures, American Petroleum Institute, 1998.
4. S. Machida, T. Miyata, M. Toyosada and Y. Hagiwara: Study of Methods for CTOD Testing of Weldments, ASTM Symposium on Fatigue and Fracture Testing of Weldments, ASTM (1988), 142-56
5. T. Haze, S. Aihara, Y. Hagiwara, Y. Kawashima, K. Uchino, S. Tomita and R. Chijiiwa: Influence of the Local Brittle Zone on Critical CTOD of Weld HAZ in 50 kgf/mm^2 Tensile Strength Steels, Tetsu-to Hagane, **74** (1988), 1105-1112 (in Japanese)
6. T. Haze and S. Aihara: Influence of Toughness and Size of Local Brittle Zone on HAZ Toughness of HSLA Steels, 7th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering, Houston, Feb. **7-12** (1988), 515-523
7. M. Nakanishi, Y. Komizo and Y. Fukada: Study on the Critical CTOD Values in the Heat Affected Zone of C-Mn Microalloyed Steel, Journal of the Japan Welding Society, **4** (1986), 447-452 (in Japanese)
8. J.H. Chen, Y. Kikuta, T. Araki, M. Yoneda and Y. Matsuda: Microfracture Behavior Induced by M-A Constituent (Island Martensite) in Simulated Welding Heat Affected Zone of HT80 High Strength Low Alloyed Steel, Acta metall, **32** (1984), 1779-788
9. I. Hrivnak, F. Matsuda and K. Ikeuchi: Investigation of M-A Constituent in High Strength Steel Welds, Trans. of JWRI, **21** (1992), 149-171
10. S. Kajiwara: Roles of Dislocation and Grain Boundaries in Martensite Nucleation, Met. Trans. A, **17** (1986), 1693-1702
11. F.A. Lucia and C. Fernando: Doc. X-1682-92 of the IIW
12. K. Arimochi and K. Isaka: Approaches to LBZ free Technologies, OMAE-ASME, Materials Engineering, **III-A** (1991), 213-219
13. F. Matsuda, K. Ikeuchi, H. Okada, I. Hrivnak and H.S. Park: Effect of M-A Constituent on Fracture Behavior of 780 and 980 MPa Class HSLA Steels Subjected to Weld HAZ Thermal Cycles, Trans. of JWRI, **23** (1994), 231-238
14. Y. Fukada and Y. Komizo: Effect of Al Content on Critical CTOD Properties in Heat Affected Zone of C-Mn Microalloyed Steel, Journal of the Japan Welding Society, **10** (1992) 409-415 (in Japanese)
15. I. Hrivnak: Weldability of Modern Steel Materials, ISIJ International, **35** (1995), 1148-1156

• 홍현욱
• 1973년생
• 한국기계연구원 부설 재료연구소
• 용접야금, 고온특성
• e-mail : hnk@kims.re.kr